



**HAL**  
open science

# Étude de la fatigue des joints brasés de composants électroniques soumis à des sollicitations thermomécaniques, vibratoires et combinées

Marc Grieu

► **To cite this version:**

Marc Grieu. Étude de la fatigue des joints brasés de composants électroniques soumis à des sollicitations thermomécaniques, vibratoires et combinées. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2010. Français. NNT : 2010ENMP0068 . pastel-00598315

**HAL Id: pastel-00598315**

**<https://pastel.hal.science/pastel-00598315>**

Submitted on 6 Jun 2011

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

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

École doctorale n°432 : SMI- Sciences des Métiers de l'Ingénieur

## Doctorat ParisTech

# THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

**l'École nationale supérieure des mines de Paris**

**Spécialité Sciences et Génie des Matériaux**

*présentée et soutenue publiquement par*

**Marc GRIEU**

le 20 décembre 2010

## **Etude de la fatigue des joints brasés de composants électroniques soumis à des sollicitations thermomécaniques, vibratoires et combinées**

Directeur de thèse : **Yves BIENVENU**

Co-encadrement de la thèse : **Jacques RENARD**

### Jury

<b>M. Jean-Claude GELIN</b> , Professeur, Département Mécanique Appliquée, Institut FEMTO-ST	Rapporteur
<b>M. Gilbert HENAFF</b> , Professeur, Département Physique et Mécanique des Matériaux, ENSMA	Rapporteur
<b>M. Yves BIENVENU</b> , Professeur, Centre des Matériaux, Ecole des Mines	Directeur de thèse
<b>M. Jacques RENARD</b> , Professeur, Centre des Matériaux, Ecole des Mines	Co-encadrant
<b>M. Gregor MASSIOT</b> , Ingénieur, Fiabilité et technologies de l'électronique, EADS IW	Examineur
<b>M. Olivier MAIRE</b> , Docteur, Fiabilité et technologies de l'électronique, EADS IW	Examineur
<b>Mme. Brigitte BRAUX</b> , Ingénieur, Technologies avancées, ASTRIUM Satellites	Examineur
<b>Mme. Michèle TRÂN</b> , Docteur, Technologies d'assemblage électronique, MBDA	Examineur



## Remerciements

Ce travail a été réalisé au centre de recherche d'EADS Innovation Works (EADS IW) en collaboration avec le Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris (CdM) dans le cadre d'une thèse CIFRE.

Je remercie tout d'abord EADS IW pour avoir mis en place cette thèse avec l'ANRT (Association Nationale de la Recherche Technologique) et le Centre des Matériaux de l'Ecole de Mines.

Merci à toute l'équipe « Technologies et Fiabilité de l'Electronique » d'EADS IW au sein de laquelle j'ai pu mener mes travaux pendant ces trois années. Je remercie tout particulièrement Catherine MUNIER, Olivier MAIRE et Gregor MASSIOT qui ont encadré la thèse.

Je remercie également les entités du groupe EADS qui s'investissent énormément dans la recherche menée au centre d'EADS IW. Celles-ci m'ont apporté une expertise technique essentielle pour permettre de mener à termes les différents travaux de la thèse. Je remercie particulièrement Michèle TRÂN et Pascal RETAILLEAU (MBDA-F), Sophie BOUSQUET (Airbus), Nadia WAZAD (Astrium Satellites), Chantal GIL (Eurocopter), Michael JEREMIAS (Cassidian), Elisabeth BURESTE (SODERN) et Thomas BACKES (MBDA-G).

Merci aux équipes « Surfaces, Interfaces, Procédés » et « Composites, Adhésion, Microstructures » du CdM. Je remercie particulièrement Yves FAVRY, Jean-Dominique BARTOUT, Joseph VALY et Vladimir GANTCHENKO. Leur expertise technique m'a permis de réaliser différents essais expérimentaux essentiels à la compréhension du comportement des alliages et des cartes électroniques. Merci également aux doctorants de l'équipe qui m'ont soutenu et aidé dans mes démarches.

Enfin je remercie tous les membres du jury et mes directeurs de thèse Yves BIENVENU et Jacques RENARD pour m'avoir permis de soutenir ces travaux dans un fort contexte industriel lié aux activités de recherche et développement du groupe EADS.





## **Etude de la fatigue des joints brasés de composants électroniques soumis à des sollicitations thermomécaniques, vibratoires et combinées**

**RESUME :** La fatigue des joints brasés de composants électroniques est étudiée dans le cas des environnements sévères rencontrés dans les applications aéronautiques, spatiales et militaires. L'objectif de la thèse est de proposer un modèle de fatigue générique adapté aux joints brasés de type Sn-Ag-Cu soumis à des chargements thermomécaniques et vibratoires. Une étude bibliographique critique la pertinence des modèles et principalement des procédures expérimentales d'identification des paramètres des modèles en loi puissance. La modélisation continue de l'endommagement est également abordée car elle est plus performante lorsqu'elle est appliquée à des chargements complexes combinés. La microstructure triphasée des alliages Sn-Ag-Cu est présentée ainsi que ses différents paramètres microstructuraux assez dispersés selon le mode d'assemblage et la composition des alliages. Le deuxième chapitre présente une étude expérimentale et numérique sur la fatigue oligocyclique de l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu en cisaillement. Une loi de comportement viscoplastique à écrouissage est établie ainsi qu'un modèle d'endommagement continu isotherme. Des résultats en fatigue à 25 °C et à 75 °C mettent en évidence l'influence de la température sur le comportement et la fatigue de l'alliage. Une étude du comportement en fatigue vibratoire des assemblages est ensuite menée au moyen de cartes de test. Les temps à défaillance des assemblages donnent des tendances en fatigue pour des composants de différentes technologies (BGA, PLCC...). Les modes de rupture des brasures sans plomb semblent similaires à ceux des alliages standards Sn-Pb. Enfin une méthodologie de simulation par éléments finis des cartes et assemblages électroniques en vibration est proposée. Celle-ci permet sur un exemple concret de calculer un indicateur du dommage accumulé dans les joints lors d'un chargement vibratoire aléatoire de la carte. Les deux approches, en fatigue oligocyclique et en vibration, permettent d'initier la proposition d'un modèle générique adapté aux sollicitations combinées pour les joints brasés.

**Mots clés :** joints brasés, électronique, fatigue oligocyclique, vibration, alliages sans plomb

### **Study of electronic component solder joint fatigue under thermomechanical, vibratory and combined loads**

**ABSTRACT :** The fatigue of electronic component solder joints under complex loadings in aeronautical, space and military applications is studied. The main goal of the thesis is to propose a generic fatigue model adapted to lead-free alloy under combined loads. The state of the art of solder alloy fatigue modelling is presented. Identification procedures for power law models are discussed. Continuum damage mechanics for solder alloy is also studied as this type of approach is more realistic for complex succession of loads as thermal cycling and random vibration. The second chapter presents an experimental and numerical study of the Sn-3,0Ag-0,5Cu alloy low cycle shear fatigue. A viscoplastic with kinematic hardening behaviour law and a continuum damage model is established for isothermal low cycle fatigue. The impact of temperature is also underlined on experimental shear test results at 25 °C and 75 °C. Then an experimental study of electronic assemblies under random vibration is carried out. Fatigue trends for different types of components (BGA, PLCC...) are given for random vibration fatigue. Lead-free and leaded technologies underline the same failure modes in vibration. Finally a numerical methodology able to estimate a damage indicator for electronic assemblies under vibration is proposed. A concrete example is studied. The two approaches, low cycle and vibration fatigue, initiate the building of a generic model able to calculate the time to failure of assemblies under combined thermomechanical and vibration loads.

**Keywords :** solder joint, electronic packages, vibration, low cycle fatigue, lead-free alloys



## Table des matières

I	Introduction générale .....	13
II	Chapitre 1 : Microstructures des alliages sans plomb de l'électronique – Etat de l'art des modèles de fatigue appliqués aux alliages de brasage de composants électroniques .....	21
1	Introduction .....	22
2	Métallurgie des joints brasés Sn-Ag-Cu .....	24
2.1	Microstructure des alliages Sn-Ag-Cu .....	24
2.2	Influence de la vitesse de refroidissement .....	26
2.3	Influence de la composition de l'alliage .....	27
2.4	Réactions aux interfaces au sein d'une brasure .....	27
2.5	Phénomènes microstructuraux activés en température .....	28
2.6	Synthèse sur la métallurgie des joints brasés Sn-Ag-Cu .....	30
3	Sollicitations appliquées aux cartes électroniques .....	31
3.1	Contraintes thermomécaniques .....	31
3.1.1	Comportement des assemblages en thermomécanique .....	31
3.1.2	Essais de vieillissement accélérés thermomécaniques .....	32
3.2	Contraintes vibratoires .....	33
3.2.1	Comportement des assemblages électroniques en vibration .....	33
3.2.2	Essais de fatigue accélérés en vibration .....	33
3.3	Sollicitations combinées .....	34
4	Lois de comportement des alliages de type Sn-Ag-Cu .....	36
4.1	Comportement élasto-visco-plastique monotone .....	36
4.2	Comportement en fluage .....	37
4.3	Comportement viscoplastique avec modélisation de l'écrouissage .....	40
4.3.1	Modèle d'Anand .....	41
4.3.2	Modèle de Busso .....	43
4.3.3	Modèle de Lemaitre et Chaboche .....	45
4.4	Synthèse sur les lois de comportement .....	46
5	Les modèles de fatigue appliqués aux brasures en électronique .....	48
5.1	Modèles empiriques en loi puissance .....	48
5.1.1	Principe de modélisation de la fatigue .....	48
5.1.2	Les principaux types de modèles de fatigue .....	50
5.2	Identification des paramètres des modèles .....	51
5.2.1	Impact des procédures expérimentales .....	52
5.2.2	Pertinence des modèles empiriques de fatigue .....	56
5.2.3	Utilisation des modèles empiriques en chargement non-périodique .....	56
5.2.4	Modèles identifiés pour des alliages sans plomb .....	57
5.2.5	Comparaison des paramètres de Coffin-Manson proposés .....	63
5.2.6	Synthèse sur les modèles en loi puissance .....	64
5.3	Les modèles de dommage continu appliqués aux brasures .....	65
5.3.1	Principe de la contrainte effective et du paramètre d'endommagement .....	65
5.3.2	Modèles de dommage continu appliqués aux joints brasés .....	67
5.3.3	Synthèse sur les modèles d'endommagement continu .....	74
5.4	Modèle de zone cohésive .....	74
6	Les modèles de fatigue en vibration .....	77
6.1	Modèles de type Basquin/Coffin-Manson .....	77
6.1.1	Paramètres identifiés par Zhou sur des cartes de test .....	78
6.1.2	Paramètres identifiés par Kim pour une loi de Basquin .....	80
6.2	Synthèse sur les modèles de type Basquin/Coffin-Manson .....	81
6.2.1	Modélisation par endommagement continu proposée par Basaran .....	82

7	Sollicitations combinées et successives .....	85
7.1	Observations expérimentales .....	85
7.2	Modélisation de l'endommagement cumulé .....	86
7.2.1	Utilisation de lois empiriques .....	86
7.2.2	Utilisation de la modélisation continue de l'endommagement .....	88
7.2.3	Cumul de l'endommagement.....	90
8	Conclusion sur l'étude bibliographique .....	92

### III Chapitre 2 : Fatigue oligocyclique de l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu et modélisation du comportement et de l'endommagement des joints brasés par un modèle viscoplastique à écrouissage cinématique non linéaire .....

93

9	Introduction .....	94
10	Présentation des essais de cisaillement en torsion sur éprouvettes .....	95
10.1	Présentation des éprouvettes de torsion .....	95
10.1.1	Principe de brasage .....	95
10.1.2	Microstructure des joints brasés .....	96
10.2	Présentation du dispositif de test en torsion.....	99
10.2.1	Principe du banc de mesure .....	99
10.2.2	Principe de mesure des déformations .....	100
10.2.3	Plan de test.....	101
11	Résultats des essais de torsion .....	103
11.1	Comportement non endommagé .....	103
11.1.1	Essais préliminaires .....	103
11.1.2	Influence de la gamme de déformation.....	105
11.1.3	Influence de la vitesse de déformation.....	107
11.1.4	Influence de la température .....	108
11.1.5	Synthèse sur le comportement non endommagé.....	109
11.2	Comportement en fatigue.....	110
11.2.1	Mise en évidence de l'endommagement.....	110
11.2.2	Influence de la déformation imposée en fatigue .....	114
11.2.3	Influence de la vitesse de déformation en fatigue .....	115
11.2.4	Influence de la température en fatigue .....	116
11.2.5	Synthèse des résultats de fatigue oligocyclique .....	118
11.3	Analyses des faciès de rupture à 25 °C.....	121
12	Modélisation des essais de cisaillement .....	124
12.1	Rappel sur la torsion des tubes minces .....	124
12.2	Loi de comportement élasto-viscoplastique à écrouissage cinématique non linéaire .....	125
12.2.1	Formulation .....	125
12.2.2	Identification numérique des paramètres .....	126
12.3	Modèle d'endommagement continu à 25 °C.....	130
12.3.1	Formulation .....	130
13	Conclusion .....	135

### IV Chapitre 3 : Etude expérimentale du comportement des cartes électroniques et des modes de rupture des assemblages électroniques en vibration.....

137

14	Introduction .....	138
15	Comportement des assemblages électroniques en vibrations .....	139
15.1	Les circuits imprimés.....	140
15.1.1	Essais de traction .....	140
15.1.2	Essais de flexion dynamique .....	142
15.2	Impact des composants assemblés sur le comportement des cartes .....	144

<b>16</b>	<b>Essai de vibration sur carte de test .....</b>	<b>145</b>
16.1	Présentations des cartes de test étudiées .....	146
16.1.1	Carte de test A .....	146
16.1.2	Carte de test B .....	147
16.2	Essais d'évaluation des assemblages en robustesse et en fatigue .....	149
16.2.1	Analyse modale des cartes de test.....	149
16.2.2	Principe des mesures de temps à défaillance .....	153
16.2.3	Essais de robustesse.....	154
16.2.4	Résultats des essais sur les cartes de test B <sup>2</sup> .....	157
16.2.5	Essais de fatigue à température ambiante .....	160
16.2.6	Essais de fatigue en température.....	168
16.3	Synthèse des résultats des mesures en vibration .....	171
<b>17</b>	<b>Analyse des modes de ruptures des joints en vibration.....</b>	<b>173</b>
17.1	Etude du composant FBGA1152 .....	173
17.1.1	Présentation du boîtier .....	173
17.1.2	Analyse de la microstructure des joints après assemblage.....	174
17.1.3	Analyse des modes de rupture des joints en vibration .....	175
17.1.4	Comparaison avec les modes de rupture des assemblages Sn-Pb .....	177
17.2	Etude du composant HITCE360 .....	178
17.2.1	Présentation du boîtier .....	178
17.2.2	Analyse de la microstructure des joints après assemblage.....	178
17.2.3	Analyse des modes de rupture des joints en vibration .....	180
17.2.4	Mode de rupture des assemblages de type Sn-Pb .....	180
17.3	Etude du composant PLCC.....	181
17.3.1	Présentation du boîtier .....	182
17.3.2	Analyse de la microstructure des joints après assemblage.....	182
17.3.3	Analyse des modes de rupture en vibration (Sn-Ag-Cu et Sn-Pb).....	183
17.4	Etude du composant TQFP100 .....	184
17.4.1	Présentation du boîtier .....	184
17.4.2	Analyse de la microstructure des joints après assemblage.....	185
17.4.3	Analyse des modes de rupture en vibration .....	186
17.4.4	Mode de rupture des assemblages Sn-Pb.....	187
17.5	Synthèse des analyses de défaillance après vibration .....	188
<b>18</b>	<b>Conclusion .....</b>	<b>189</b>
<b>V</b>	<b>Chapitre 4 : Modélisation des cartes et assemblages électroniques en vibration – Evaluation du dommage cumulé dans les joints brasés.....</b>	<b>191</b>
<b>19</b>	<b>Introduction .....</b>	<b>192</b>
<b>20</b>	<b>Présentation générale de la méthode .....</b>	<b>194</b>
20.1	Calcul des réponses fréquentielles .....	194
20.2	Estimation du dommage cumulé.....	195
<b>21</b>	<b>Hypothèses de la modélisation .....</b>	<b>196</b>
21.1	Comportement mécanique .....	196
21.2	Simplification des géométries.....	197
21.3	Calcul des efforts dans les joints.....	198
21.4	Cumul du dommage et prise en compte de la multiaxialité .....	198
<b>22</b>	<b>Modélisation des cartes électroniques.....</b>	<b>200</b>
22.1	Modélisation du circuit imprimé.....	200
22.2	Modélisation des composants .....	201
22.2.1	Modélisation simplifiée .....	201
22.2.2	Modélisation des assemblages .....	202
<b>23</b>	<b>Etude d'un cas de carte de test .....</b>	<b>204</b>
23.1	Analyse modale numérique .....	204
23.1.1	Calcul des fréquences propres .....	206
23.1.2	Calcul des réponses en accélération par une analyse harmonique .....	207
23.2	Calcul des réponses fréquentielles .....	211

23.2.1	Intégration des modèles tridimensionnels.....	211
23.2.2	Identification des joints critiques et calcul des réponses fréquentielles .....	213
23.3	Evaluation du dommage cumulé dans les joints critiques .....	216
23.3.1	Génération des signaux historiques des contraintes.....	216
23.3.2	Comptage rainflow des amplitudes des cycles de contraintes .....	217
23.3.3	Calcul du dommage cumulé et ajustement des coefficients de Basquin .....	218
24	Conclusion .....	221
VI	Conclusion générale et perspectives.....	223
VII	Références bibliographiques .....	231
VIII	Annexes .....	237
	Annexe 1 : Dimensions des éprouvettes de torsion .....	238
	Annexe 2 : Photos d'une éprouvette de torsion après usinage (tournage).....	239
	Annexe 3 : Radiographie X d'un joint brasé d'une éprouvette de torsion (mise en évidence des cavités internes au joint) .....	240
	Annexe 4 : Photos du dispositif de test en torsion du Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines .....	241
	Annexe 5 : Principe de mesure des déformations en torsion sur les éprouvettes tubulaires brasées .....	242
	Annexe 6 : Plan d'essais de fatigue oligocyclique en torsion sur les éprouvettes tubulaires brasées .....	244
	Annexe 7 : Photos du dispositif de torsion avec le four permettant de réaliser des essais en température (75°C).....	244
	Annexe 8 : Localisations des composants par des numéros d'IC pour les cartes de test étudiées en vibration expérimentalement (Cf. Chapitre 3).....	245
	Annexes 9 : Photos des différents outillages utilisés pour fixer les cartes lors des essais de vibration .....	247
	Annexe 10 : Photos du dispositif de suivi électrique permettant de mesurer les temps à défaillance des assemblages en vibration .....	249
	Annexe 11 : Synthèse des modes de rupture observés en vibrations sur les différents types d'assemblages.....	250

## Table des illustrations

Figure 1 : Diagramme de phase ternaire des alliages de type SnAgCu (température en °C) – zoom sur la zone proche de l'eutectique.....	24
Figure 2 : Photos MEB de la microstructure d'un alliage SnAgCu - (a) coexistence de la matrice $\beta$ -Sn, d'aiguilles d' $\text{Ag}_3\text{Sn}$ et de « disques » de $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ - (b) dendrite de solidification pro-eutectique de beta Sn (1) entourée de l'eutectique $\beta$ -Sn, $\beta$ -Sn + $\text{Ag}_3\text{Sn}$ (2) et de $\beta$ -Sn+ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ (3) (pas d'échelle) [MOON00]...	25
Figure 3 : Photo MEB comparant les microstructures pour différentes vitesses de refroidissement [KIM02] .....	26
Figure 4 : Photos MEB de quatre joints SAC de composition différentes – (a) Sn-3,0Ag-0,5Cu – (b) Sn-3,9Ag-0,6Cu [ANDE07].....	27
Figure 5 : Photos MEB des interfaces brasure/cuivre (a) et brasure/Ni (finition NiAu) (b) d'un joint brasé alliage Sn-3,5Ag sur une finition de circuit-imprimé NiAu [KIM03].....	28
Figure 6 : Photos MEB de la microstructure d'un joint brasé après cycles thermiques [MATI07] - (PM) phase mixte $\beta$ -Sn+ $\text{Ag}_3\text{Sn}$ - (1) fissure aux joints de grains - (2) fissure à l'interface entre dendrites de $\beta$ -Sn et phases mixtes - (3) formation d'une fissure au joint de grain - (4) glissement et séparation aux joints de grains .....	29
Figure 7 : Photo MEB d'une fissure qui s'est propagée le long d'une aiguille (ou plaque mince) de précipité $\text{Ag}_3\text{Sn}$ [MATI07].....	29
Figure 8 : Schématisation des efforts sur les joints brasés due au gauchissement des cartes à chaud.....	31
Figure 9 : Profil de cycle thermique typique utilisé pour des essais de vieillissement accéléré (température variant de -55 °C à 125 °C à 10°C/min, paliers de 20 min à température constante) .....	32
Figure 10 : Schématisation des efforts mécaniques sur un joint brasé résultants de la flexion du circuit imprimé lors d'une sollicitation vibratoire .....	33
Figure 11 : Profils de DSP utilisés dans l'aéronautique pour les essais de fatigue en vibration [DO-160]- valeur efficace en G des profils B2 : 0,7 Grms, B : 1,48 Grms, C : 4,12 Grms, D : 8,92 Grms, E : 7,94 Grms – unité en $g = 9,81\text{m.s}^{-2}$ .....	34
Figure 12 : Profil de sollicitations combinées utilisé par le consortium JGPP [JGPP06] .....	35
Figure 13 : Chargement appliqué sur des éprouvettes de traction [DUN04], $\Delta\sigma_{\text{major}}$ représente la contrainte engendrée par le cycle thermique et $\Delta\sigma_{\text{minor}}$ la contrainte engendrée par les vibrations harmoniques.....	35
Figure 14 : Résultats des essais de traction pour différentes valeurs de vitesse de déformation - (a, b et c en $\text{s}^{-1}$ ) à 25°C et à 125°C pour l'alliage Sn-3,8Ag-0,7Cu [PANG05] .....	37
Figure 15 : Evolution typique de la déformation lors d'un essai de fluage ( $\sigma = \text{cte}$ ).....	38
Figure 16 : Relation entre vitesse de déformation et contrainte lors d'essais de fluage pour un alliage de type Sn-Ag-Cu [GONG08] – schématisation de deux phénomènes microstructuraux associés au fluage (mouvement des dislocations et diffusion des lacunes).....	39
Figure 17 : Lois de comportement en fluage secondaires proposées dans la littérature [MASS06] pour des alliages de type Sn-Ag-Cu à 70°C – les zones en pointillées sont extrapolées.....	40
Figure 18 : Simulation par le modèle de Busso [BUSS92] sur les résultats des essais réalisés par Adams [ADAM86] pour $\Delta\gamma=1,82\%$ à 22 °C et pour une fréquence de sollicitation mécanique de 0,01 Hz.....	44
Figure 19 : Illustration de la signification de la "déformation plastique cumulée" .....	45
Figure 20 : Evolution contrainte-déformation d'une éprouvette de torsion en cisaillement d'un alliage SAC305 à 25°C en fatigue oligocyclique pour une fréquence de 0,05 Hz pour $\Delta\gamma_i=1,3\%$ - 1 <sup>er</sup> et 500 <sup>ème</sup> cycles .....	49
Figure 21 : Lois de Coffin-Manson (Sn-37Pb) obtenues par des essais sous cycles thermiques de 35 °C à 125 °C (éprouvette sandwich) et pour des essais mécaniques (éprouvettes massives) à température constante (A) 35 °C, (B) 125 °C [LIU03] .....	52
Figure 22 : Evolution contrainte-déformation d'un alliage Sn-3,5Ag testé à 20 °C pour 2 % de déformation totale avec une fréquence de $10^{-3}$ Hz et 1 Hz [KANC03] .....	53
Figure 23 : Loi de fatigue de type Coffin-Manson pour l'alliage Sn-3,5Ag pour différentes fréquences de sollicitation [KANC03] .....	54
Figure 24 : Loi de Coffin-Manson modifiée en fréquence [KANC03] .....	54
Figure 25 : Comparaison des lois de type Coffin-Manson pour des éprouvettes représentatives de joints brasés et massives (Sn-4,0Ag-0,5Cu) à 22 °C [ANDE04] .....	55
Figure 26 : Résultats expérimentaux obtenus par Andersson [ANDE04].....	58
Figure 27 : Résultats expérimentaux obtenus par Pang pour les alliages Sn-0,7Cu et SAC387 à 25 °C et 125 °C pour des fréquences de $10^{-3}$ Hz et 1 Hz (traction/compression) .....	60
Figure 28 : Variation de la déformation plastique cumulée calculée par simulation EF dans une bille de brasure sous cycles thermiques [ROEL07] .....	62



Figure 29 : Résultats expérimentaux obtenus par différents auteurs en traction/compression sur des éprouvettes massives à température ambiante (25 °C) .....	63
Figure 30 : Résultats expérimentaux des différents auteurs ajustés au moyen d'un modèle de type Coffin-Manson modifié en fréquence .....	64
Figure 31 : Principe de l'équivalence en déformation pour la définition du module d'Young effectif .....	67
Figure 32 : Cycle d'hystérésis issus d'essais de traction sur des éprouvettes massives d'alliage SAC396 (a) et Sn40Pb (b) [WEI04] [WEI06].....	68
Figure 33 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la simulation du modèle à 25°C pour le premier cycle [Wei06] .....	69
Figure 34 : Evolution du nombre de cycle à défaillance (expérimental et simulation) en fonction du temps de montée en charge pour une déformation relative de 0,8 % [Wei06] .....	70
Figure 35 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la simulation du modèle pour l'ensemble de la gamme de déformation testée et deux fréquences de sollicitations différentes [Wei06] .....	70
Figure 36 : Simulations et mesures expérimentales comparées par Gomez et Basaran [GOME04].....	72
Figure 37 : Simulations et mesures expérimentales du comportement cyclique de l'alliage Sn-37Pb pour une amplitude de déformation de cisaillement totale de 2,4 % [GOME04].....	72
Figure 38 : Schématisation de la modélisation de l'interface par zone cohésive [ERIN07] .....	75
Figure 39 : Evolution du dommage équivalent à l'interface entre les composés intermétalliques et la brasure dans la zone cohésive en cisaillement à trois stades (initial, 3000 cycles et 5000 cycles de déformation) [ERIN07] .....	76
Figure 40 : Photo du dispositif de test utilisé par Zhou pour établir le modèle de fatigue (excitation selon l'axe verticale Z) .....	79
Figure 41 : Loi de fatigue et résultats déterminés à des fréquences de 15 et 25 Hz pour différents rapports de contrainte [KIM06] pour l'alliage Sn-1,0Ag-0,5Cu .....	81
Figure 42 : Simulation de la loi de comportement du modèle élasto-visco-plastique (brasure Sn-40Pb) de Basaran [BAS98] pour une excitation harmonique d'amplitude d'accélération 150 g à la base un assemblage de type LCCC pour trois gammes fréquences .....	84
Figure 43 : Résultats expérimentaux obtenus par Perkins [PERK08] et modélisation du cumul successif des dommages – comparaison avec la règle de Palmgren-Miner – T pour cycle thermique et V pour vibration .....	87
Figure 44 : Profils de température et de sollicitations mécaniques (vibration) simulés par Basaran [BASA02] ..	88
Figure 45 : Schéma de la géométrie d'un composant de type LCCC simulé par Basaran [BASA02].....	88
Figure 46 : Résultats de simulations par Basaran [BASA02] – (a) réponse en cisaillement pour chargement purement mécanique (5 G à 10 Hz) – (b) réponse en traction pour chargement purement mécanique (5 G à 10 Hz) –(c) réponse en cisaillement pour un chargement combiné (5 g à 10 Hz et -25C/+100 °C) – (d) réponse en traction pour un chargement combiné (5 g à 10 Hz et -25C/+100 °C) .....	89
Figure 47 : Résultats d'une simulation de Basaran pour un chargement combiné (5 G à 10 Hz avec un cycle - 25/+10 °C) – évolution de l'endommagement – comparaison avec un cumul linéaire de Miner .....	90
Figure 48 : Illustration d'un cumul linéaire et non linéaire de l'endommagement [LEMA96].....	91
Figure 49 : Photos du dispositif de brasage – (a) Dispositif de brasage (b) et éprouvette après brasage .....	95
Figure 50 : Profil de température (refusion) utilisé pour le brasage des éprouvettes .....	96
Figure 51 : Cliché MEB de la brasure d'une éprouvette - microstructures et interfaces .....	97
Figure 52 : Clichés MEB de la brasure et des interfaces de différents assemblages de composants électroniques (TQFP et résistance sans broche type « chip »).....	98
Figure 53 : Photos de deux joints brasés issus de deux éprouvettes présentant des cavités internes .....	98
Figure 54 : Exemple de joints brasés de composants électroniques présentant des cavités .....	99
Figure 55 : Architecture du banc de test de torsion cyclique .....	100
Figure 56 : Position des jauges sur les éprouvettes .....	100
Figure 57 : Plan expérimental représenté schématiquement - variations des paramètres principaux.....	101
Figure 58 : Schéma de l'approximation grossière d'un assemblage soumis à une sollicitation thermique .....	102
Figure 59 : Premiers cycles complets (sans la montée en charge) contrainte déformation en cisaillement mesurés expérimentalement pour 5 éprouvettes différentes testées à 25°C pour 1,3 % de déformation totale à une vitesse de déformation de 0,0013 s <sup>-1</sup> .....	104
Figure 60 : Evolution de la contrainte appliquée lors des 10 premiers cycles (1,3 %, 0,0013 s <sup>-1</sup> , 25 °C) pour l'éprouvette J. ....	104
Figure 61 : Evolution des cycles contrainte déformation lors des 10 premiers cycles (1,3 %, 0,0013 s <sup>-1</sup> , 25 °C) pour l'éprouvette J .....	105
Figure 62 : Cycles contrainte-déformation mesurés pour trois valeurs de déformation totale imposée (0,05 Hz à 25 °C) .....	106

Figure 63: Cycles contrainte déformation des essais réalisés pour 0,8 % (a) et 2 % (b) de déformation de cisaillement crête-crête à des valeurs de vitesses de déformation différentes ( $8.10^{-4} s^{-1}$ et $1.10^{-5} s^{-1}$ ) .....	107
Figure 64 : Premiers cycles d'hystérésis d'éprouvettes testées pour 0,8 % de déformation totale à respectivement 75 °C et 25 °C – (a) $8.10^{-4} s^{-1}$ – (b) $1.10^{-5} s^{-1}$ .....	108
Figure 65 : Evolution de la contrainte appliquée jusqu'à rupture et des 500 premiers cycles d'hystérésis de l'éprouvette J (1,3 %, 0,05 Hz, 25 °C) .....	110
Figure 66 : Cycles d'hystérésis à différents stades de l'essai (éprouvette J) et module de cisaillement tangent ..	111
Figure 67 : Evolution de la contrainte appliquée jusqu'à 92 % de chute de charge pour l'éprouvette L (1,3 %, $0,0013 s^{-1}$ , 25°C).....	112
Figure 68 : Photographies du faciès de rupture de l'éprouvette L (localisation des zones de matage – zones noires).....	112
Figure 69 : Cliché MEB d'une zone de matage du faciès de rupture (éprouvette L).....	113
Figure 70 : Evolutions de la contrainte appliquée pour deux essais distincts (1,3 %, 0,05 Hz, 25°C).....	113
Figure 71 : Résultats des essais à différents gammes de déformation imposée sur un diagramme de fatigue ....	115
Figure 72 : Illustration de l'influence de la vitesse de déformation sur la fatigue – valeurs moyennes mesurées sur deux essais .....	116
Figure 73 : Résultats des essais à 25 °C et à 75°C pour les deux vitesses de déformation testées (nombre moyen de cycles à rupture sur 2 ou 3 essais).....	117
Figure 74: Comparaison des résultats de la littérature et des résultats de fatigue en torsion .....	118
Figure 75: Evolution de la charge appliquée et de la résistance électrique d'un joint brasé SAC lors d'un essai de fatigue en cisaillement à 1 % d déformation totale imposée à une vitesse de déformation de $4.10^{-4} s^{-1}$ [DUSE06] .....	119
Figure 76 : Premiers cycles d'hystérésis mesurés pour un essai à 25°C à $10^{-5} s^{-1}$ et un essai à 75 °C à $8.10^{-4} s^{-1}$ ayant la même valeur de travail plastique dissipé.....	119
Figure 77 : Vue d'ensemble du faciès de rupture d'une l'éprouvette testée à 25°C pour 1,3 % de déformation totale à 0,05 Hz – localisation de la zone du cliché MEB de la Figure 78 .....	121
Figure 78 : Cliché MEB de la zone encadrée sur la Figure 77 - faciès de rupture de l'éprouvette L .....	122
Figure 79 : Clichés MEB des zones de rupture (a) dans les composés intermétalliques et (b) dans la brasure ..	122
Figure 80 : Cliché MEB d'une coupe micrographique d'un joint brasé (éprouvette) testé pour 2 % de déformation en fatigue à 25°C .....	123
Figure 81 : Cinématique et état de contrainte dans le cas de la torsion des tubes minces (cisaillement pur).....	124
Figure 82 : Comparaison entre mesures expérimentales et simulation de la loi de comportement pour l'éprouvette J (1,3 %, 0,05 Hz, 25 °C).....	128
Figure 83 : Comparaison entre mesures expérimentales et calculs prédictifs obtenues avec la loi de comportement pour les éprouvettes W (0,8 %) et P (2 %) .....	128
Figure 84 : Comparaison entre mesures expérimentales et calculs prédictifs pour un essai de torsion à 2 % de déformation imposée à 25°C pour une vitesse de déformation faible de $1.10^{-5} s^{-1}$ .....	129
Figure 85 : Comparaison entre mesures expérimentales et calculs prédictifs pour un essai de torsion à 0,8 % de déformation imposée à 25°C pour une vitesse de déformation faible de $1.10^{-5} s^{-1}$ .....	129
Figure 86 : Evolution des cycles d'hystérésis (a) mesurés et (b) calculés lors des 500 premiers cycles en fatigue (1,3 %, 0,05 Hz, 25 °C) .....	131
Figure 87 : Comparaison entre cycles mesurés et calculés à différents stades (1 <sup>er</sup> et 500 <sup>ème</sup> cycles) de l'essai de fatigue (1,3 %, 0,05 Hz, 25 °C) .....	132
Figure 88 : Mesures du 500e cycle pour quatre éprouvettes testées dans les mêmes conditions (essais préliminaires).....	132
Figure 89 : Comparaison entre mesures expérimentales et résultats calculés pour le 500 <sup>ème</sup> cycle de l'essai relatif à l'éprouvette H .....	133
Figure 90 : Evolution de la contrainte appliquée au cours du temps (jusqu'à 500 cycles) pour l'éprouvette L avec chute de charge brusque – formes des cycles d'hystérésis à différents stades de l'endommagement .....	134
Figure 91 : Illustration des efforts mécaniques subis par un joint brasé lors de la flexion du circuit imprimé due à une sollicitation vibratoire .....	139
Figure 92 : Déformée modale (les couleurs représentent les amplitudes modales) d'une carte électronique (200 mm/180 mm/1,6 mm) fixée en 5 points - résultats issus d'une simulation éléments finis (4 <sup>ème</sup> fréquence propre à 120 Hz) .....	139
Figure 93 : Eprouvettes de traction (extraites d'un circuit imprimé fonctionnel) après essai - (a) rupture de type LGM (Lateral Gage Middle) - (b) rupture de type LAT (Lateral At grip/tab Top) selon la norme ASTM-D3039 .....	141
Figure 94 : Courbes de traction de deux éprouvettes extraites d'un circuit imprimé fonctionnel, identification du module d'élasticité dans la zone de comportement linéaire (E [MPa] avant 0,2 % de déformation) .....	141

Figure 95 : Exemples de coupes micrographiques présentant la structure d'un circuit imprimé de à différents emplacement sur une même carte (a) sous composant TQFP44 (b) sous composant LLP6 (c) sous composant R2512 (d) sous composant FBGA256.....	142
Figure 96 : Eprouvette de flexion extraite d'un circuit imprimé fonctionnel (circuit imprimé de type B <sup>1</sup> ).....	143
Figure 97 : Schéma illustrant le principe de l'essai de flexion dynamique.....	143
Figure 98 : Réponses fréquentielles en accélération mesurées pour un circuit imprimé nu et une carte de test A .....	144
Figure 99 : Photos du circuit imprimé nu et de la carte de test instrumentés sur le pot vibrant .....	145
Figure 100 : Carte de test A avec assemblages mixtes - (a) vue de dessus de la carte - (b) fixation de la carte sur le pot vibrant et câblage du suivi électrique pour la détection des défaillances.....	146
Figure 101 : Carte de test B <sup>1</sup> avec assemblages intégralement sans plomb et 26 points de fixations - (a) carte et localisation du point de mesure pour l'analyse modale - (b) fixations et câblage du suivi électrique sur l'outillage N°1 .....	148
Figure 102 : Photo du banc de mesure utilisé pour l'analyse modale de la carte de test A (le point de mesure correspond aux spectres présentés en Figure 103)- la carte est fixée à l'outillage via des entretoises de 6 mm et des vis CHC M2,5 inox – pot vibrant du laboratoire EMITECH Satory .....	150
Figure 103 : Spectres de réponses en accélération issus de l'analyse modale de la carte de test A en un point du circuit imprimé (mesure réalisée au vibromètre laser pour 1-G crête d'excitation sinusoïdale appliquée aux fixations).....	150
Figure 104 : Collage des composants pour accroître la durée de vie des assemblages en vibration - exemple sur des composants TQFP44, PLCC44, HITCE360 et FBGA1152 .....	151
Figure 105 : Mesures issues des analyses modales de trois cartes de test B <sup>1</sup> avec des épaisseurs de circuit imprimé différentes et des composants collés .....	152
Figure 106 : Schéma de principe d'une chaîne de joints brasés dans le cas d'un composant de type BGA (les traits rouges représentent les liaisons électriques entre les joints) .....	154
Figure 107 : Spectres d'accélération en vibration aléatoire utilisés pour les essais de robustesse sur les cartes de test B <sup>2</sup> .....	155
Figure 108 : Photo de l'outillage fixé sur le pot vibrant utilisé pour les essais de la carte B <sup>1</sup> .....	156
Figure 109 : Résultats de l'essai de robustesse réalisé pour la comparaison de la tenue en vibration des alliages de type Sn-Pb-Ag et Sn-Ag-Cu pour les composants à billes –localisation des composants par un numéro d'IC en Annexe 8.....	158
Figure 110 : Mise en évidence de l'impact du collage des boîtiers de composants de type FBGA1152 sur la tenue en vibration lors d'un essai de robustesse –les composants collés sont représentés par des points de couleur bleue .....	159
Figure 111 : Mise en évidence de l'impact de l'épaisseur du circuit -imprimé sur la tenue en vibration des composants de types FBGA1152 lors d'un essai de robustesse –les composants assemblés sur une carte d'épaisseur 2,4 mm sont représentés par des points de couleur bleue .....	160
Figure 112 : Résultats expérimentaux pour les composants FBGA1152 des cartes de test type B <sup>1, 2</sup> (les points entourés en pointillés sont issus des cartes de test type B <sup>1</sup> avec une précision de détection de ± 10 min) .....	163
Figure 113 : Résultats expérimentaux pour les composants HITCE360 des cartes de test type B <sup>1, 2</sup> (les points entourés en pointillés sont issus des cartes de test type B <sup>1</sup> avec une précision de détection de ± 10 min) .....	164
Figure 114 : Résultats expérimentaux pour les composants FBGA256 des cartes de test type B <sup>1, 2</sup> (les points entourés en pointillés sont issus des cartes de test type B <sup>1</sup> avec une précision de détection de ± 10 min) .....	165
Figure 115 : Résultats expérimentaux pour les composants PLCC44 des cartes de test type B <sup>1, 2</sup> (les points entourés en pointillés sont issus des cartes de test type B <sup>1</sup> avec une précision de détection de ± 10 min) .....	166
Figure 116 : Relation pour la détermination du facteur d'accélération sou sollicitation aléatoire issue de la norme IPC-SM-785 relative à la durabilité des joints brasés.....	167
Figure 117 : Equipement et banc de mesure utilisés pour les essais de vibration en température - laboratoires EMITECH – Satory.....	168
Figure 118 : Mesures issues des analyses modales de trois cartes de test B <sup>2</sup> à trois températures différentes – les valeurs de déplacements du circuit imprimé sont données aux maxima d'accélération associés .....	169
Figure 119 : Temps à défaillance des assemblages testés à 12 Grms en fonction de la température et des composants pour 95 heures de test .....	171
Figure 120 : Vue d'ensemble d'un composant FBGA1152 assemblé.....	173
Figure 121 : Photos optiques des deux joints (billes) d'un assemblage FBGA1152 après assemblage (finition ENIG) - (a) identification spatiale des dendrites d'étain - (b) localisation de composés intermétallique Ag <sub>3</sub> Sn en forme de plaque minces .....	174
Figure 122 : Photo optique en lumière polarisée mettant en évidence différentes orientations cristallines des cellules au sein d'un même joint brasé (alliage Sn-Ag-Cu sur finition ENIG) .....	175

Figure 123 : Clichés MEB mettant en évidence divers modes de rupture des assemblages de type FBGA1152 en vibration après les essais de robustesse .....	176
Figure 124 : Cliché MEB d'une fissure se propageant en plusieurs phases dans un joint brasé de composant FBGA1152 .....	176
Figure 125 : Clichés MEB de différents modes de rupture des brasures plombées d'un composant FBGA1152 testé en fatigue – carte de test de type B <sup>1</sup> .....	177
Figure 126 : Vues d'ensemble du composant de type HITCE360 assemblé .....	178
Figure 127 : Photos optiques et photo en lumière polarisée d'une bille de brasure d'un composant de type HITCE360 assemblé sur une finition de type ENIG (alliage SAC) .....	178
Figure 128 : Cliché MEB de la microstructure d'une brasure de composant HITCE (Sn-Ag-Cu).....	179
Figure 129 : Exemple de modes de rupture d'une bille de brasure dans le cas d'un composant HITCE360 – carte de test de type B <sup>2</sup> .....	180
Figure 130 : Clichés MEB d'une bille de brasure d'alliage Sn-Pb (mixe) fissurée après un essai de fatigue – carte de test de type B <sup>1</sup> .....	181
Figure 131 : Photos d'un composant de type PLCC44 assemblé .....	182
Figure 132 : Brasures Sn-Ag-Cu d'un composant PLCC vue en coupe– (a) cliché MEB d'une vue d'ensemble de la broche et de la brasure– (b) photo optique en lumière polarisée d'une brasure.....	182
Figure 133 : Mode de rupture des brasures d'assemblage PLCC – (a) cliché MEB d'une rupture totale de la brasure (assemblage Sn-Ag-Cu et finition de broche Sn-Pb) – (b) photo optique polarisé d'une brasure présentant une fissure partielle (assemblage Sn-Ag-Cu et finition de broche Sn).....	183
Figure 134 : Clichés MEB de faciès de rupture de brasures de composant PLCC Sn-Ag-Cu avec une finition de broche Sn-Pb-(a) vue d'ensemble de faciès pour deux brasures - (b) vue du faciès de rupture coté ménisque d'une brasure.....	184
Figure 135 : Clichés MEB de faciès de rupture de brasures PLCC - (a) faciès en zone 1 dans la brasure - (b) faciès en zone 2 à l'interface broche/Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub> .....	184
Figure 136 : Vue d'ensemble du composant TQFP100 assemblé .....	185
Figure 137 : Brasure (Sn-Ag-Cu) d'un composant TQFP100 - (a) cliché MEB de la microstructure - (b) cliché MEB d'une vue d'ensemble de la brasure .....	185
Figure 138 : Cliché MEB d'une brasure (Sn-Ag-Cu) de composant TQFP100 mettant en évidence un mode de rupture possible et les différentes phases de propagation des fissures .....	186
Figure 139 : Cliché MEB d'une brasure (Sn-Ag-Cu) de composant TQFP100 mettant en évidence un autre mode de rupture possible ou la fissure se propage directement dans la broche en cuivre .....	187
Figure 140 : Clichés MEB du mode de rupture d'un assemblage de type TQFP avec un alliage Sn-Pb.....	187
Figure 141: Illustration de la méthode permettant le calcul des réponses fréquentielles en contrainte dans les joints brasés .....	195
Figure 142: Illustration du calcul des distributions des amplitudes des cycles de contrainte à partir des réponses fréquentielles issues du calcul par éléments finis .....	196
Figure 143: Exemple de modélisation par éléments finis d'un assemblage de type BGA.....	197
Figure 144: Schématisation des efforts calculés pour évaluer le niveau de contrainte dans les joints - exemple d'une bille de brasure .....	198
Figure 145: Evolution des efforts normaux et tranchants dans les sections de deux joints critiques lors d'une simulation - excitation aléatoire d'une carte de test .....	199
Figure 146 : Schéma cinématique de la modélisation des fixations par vis de la carte sur son support mobile (bobine du pot vibrant) .....	201
Figure 147 : Illustration de la modélisation d'un composant par une masse ponctuelle .....	202
Figure 148 : Modélisation éléments finis de la géométrie d'un assemblage CICGA360 et photo du composant.....	203
Figure 149: Localisation des composants étudiés sur la carte de test et des points de mesures utilisés lors des essais expérimentaux .....	204
Figure 150 : Modèle EF de la carte de test A avec une modélisation simplifiée des composants (fibre neutre du circuit imprimé) .....	205
Figure 151 : Déformées modales de la carte de test A pour ses deux modes dominants selon l'axe Z - les couleurs représentent les amplitudes modales (vecteurs propres), les modes étant normalisés par la matrice de masse .....	206
Figure 152 : Réponses en accélération calculée et mesurées au point de mesure N°1 de la carte de test A lors d'un balayage sinusoïdal (1-g crête).....	207
Figure 153: Comparaison des réponses mesurées et calculées avec la méthode complète et la méthode de superposition modale avec Ansys.....	209
Figure 154 : Modélisation des conditions aux limites (accélération constante) dans les deux cas d'applications des conditions aux limites sous ANSYS – (a) accélération à la base – (b) méthode du nœud maître .....	210

Figure 155: Comparaison des réponses mesurées et calculées en utilisant deux méthodes pour l'application des conditions aux limites .....	210
Figure 156 : Géométries des trois types de composants étudiés construites sous le logiciel Ansys avec des éléments tridimensionnels de type Solid45 .....	211
Figure 157: Illustration de l'intégration des modèles tridimensionnels des composants au circuit imprimé.....	212
Figure 158:Localisation des sections critiques pour chaque type d'assemblage par des traits rouges – photos MEB de joints fissurés et modèles élément finis .....	213
Figure 159 : Localisation des joints critiques des composants étudiés et valeurs efficaces de la contrainte de Von Mises associées sur [20 ; 2000 Hz].....	214
Figure 160 : Réponses fréquentielles de la contrainte normale dans les joints critiques des cinq composants étudiés issues d'une simulation harmonique avec 400 points de calcul .....	215
Figure 161 : Schéma de la méthode de génération des historiques des contraintes dans les joints à partir de l'accélération temporelle appliquée à la carte et des réponses fréquentielles.....	216
Figure 162 : Contraintes calculées dans le joint critique du composant C1 généré pour une accélération efficace de 4 g .....	217
Figure 163 : Distribution des amplitudes des cycles de contrainte équivalent dans joint critique du composant C2 pour une accélération efficace de 4 g .....	218
Figure 164: Schéma de routage de la jauge de cisaillement complète .....	242
Figure 165 : Principe des mesures de déformation en cisaillement au moyen de deux jauges .....	242

## Glossaire

<b>APDL</b>	<b>Ansys Parametric Design Language</b>
<b>BGA</b>	<b>Ball Grid Array</b>
<b>CCGA</b>	<b>Ceramic Column Grid Array</b>
<b>CGA</b>	<b>Column Grid Array</b>
<b>CICGA</b>	<b>Ceramic Interposer Column Grid Array</b>
<b>CMS</b>	<b>Composants Montés en Surface</b>
<b>COTS</b>	<b>Components On The Shelves (composants électroniques disponibles sur le marché)</b>
<b>DIL</b>	<b>Dual In Line Package</b>
<b>DSP</b>	<b>Densité Spectrale de Puissance</b>
<b>EDX</b>	<b>Energy Dispersive X ray</b>
<b>EF</b>	<b>Eléments Finis</b>
<b>ENIG</b>	<b>Electroless Nickel Immersion Gold</b>
<b>FBGA</b>	<b>Fine pitch Ball Grid Array</b>
<b>Flip-Chip</b>	<b>Composant constitué d'une puce silicium reportée via une interconnexion sur un substrat</b>
<b>FR4</b>	<b>Fire Reinforced Level 4</b>
<b>G</b>	<b>Unité de l'accélération (1 G = 9,81 m.s<sup>-2</sup>)</b>
<b>Grms</b>	<b>Accélération efficace en G – rms (root mean square)</b>
<b>HITCE</b>	<b>High Thermal Coefficient of Expansion</b>
<b>IPC</b>	<b>Association Connecting Electronics Industries</b>
<b>LCCC</b>	<b>Leadless Ceramic Chip Carrier</b>
<b>MEB</b>	<b>Microscope Electronique à Balayage</b>
<b>NEMI</b>	<b>National Electronics Manufacturing Initiative</b>
<b>OSP</b>	<b>Organic Surface Passivation</b>
<b>PBGA</b>	<b>Plactic Ball Grid Array</b>
<b>PFOA</b>	<b>Acide perfluorooctanoïque</b>
<b>PLCC</b>	<b>Plastic Leaded Chip Carrier</b>
<b>PQFP</b>	<b>Plastic Quad Flat Package</b>
<b>PTFE</b>	<b>Polytétrafluoroéthylène</b>
<b>QFP</b>	<b>Quad Flat Package</b>
<b>RoHS</b>	<b>Restriction Of the use of certain Hasardous Substances</b>
<b>SAC</b>	<b>Acronyme utilisé pour les alliages Sn-Ag-Cu</b>
<b>SOT</b>	<b>Small Outline Transistor</b>
<b>SQFP</b>	<b>Shrink Quad Flat Package</b>
<b>SSOP</b>	<b>Shrink Small Outline Package</b>
<b>TH</b>	<b>Through Hole</b>
<b>TQFP</b>	<b>Thin Quad Flat Package</b>



---

## **I Introduction générale**

---



La fiabilité des équipements électroniques embarqués est essentiellement liée à celle des cartes et des assemblages électroniques. Ces cartes sont pour la plupart des organes qui remplissent des fonctions stratégiques comme dans le cas des calculateurs de vol. Les circuits imprimés et les composants, de leur fabrication et jusqu'à leur fin de vie, doivent donc répondre à des critères de fiabilité élevés. Le choix des technologies et des matériaux de l'électronique ainsi que la conception des systèmes embarqués doit permettre d'assurer des durées de vie répondants aux spécifications de chaque application. Toutes les fonctions électroniques nécessaires au bon fonctionnement des aéronefs doivent donc être assurées par les composants et cartes électroniques dans des conditions de température et vibration qui peuvent être très sévères.

Les joints brasés sont les interconnexions sensibles des assemblages. La thèse se focalise sur le comportement de ces joints assurant le maintien mécanique des composants sur le circuit imprimé des cartes et l'interconnexion électrique des différents organes constituant la fonction électronique de la carte. L'objectif principal de la thèse est de proposer des modèles de fatigue ou d'endommagement pour les brasures sans plomb en thermomécanique, en vibration et en combinaison des deux. Les nouveaux alliages liés à la substitution du plomb obligent les industriels à évaluer leurs performances pour les comparer à celles des alliages étain-plomb couramment utilisés et dont un retour d'expérience conséquent est disponible. Quel impact la microstructure des alliages ternaires Sn-Ag-Cu sans plomb a-t-elle sur le comportement en fatigue des brasures ? Les modèles utilisés aujourd'hui pour l'étain plomb ont-ils seulement besoin d'être identifiés pour les alliages sans plomb ? Les facteurs d'accélération sont-ils du même ordre de grandeur ? Doit-on redimensionner les essais de qualifications des équipements ? Le besoin en modélisation pour les calculs de durée de vie est donc accru par le manque de retour d'expérience sur les alliages sans plomb. De plus, les industriels cherchent à réaliser des essais de qualification de plus en plus représentatifs des environnements réels telle que la combinaison des sollicitations thermomécaniques et vibratoires. Doit-on revoir la formulation des modèles empiriques de fatigue de type Coffin-Manson pour prendre en compte la succession de sollicitations de natures différentes ? La règle de cumul linéaire proposée par Palmgren et Miner et inhérente à toute modélisation empirique de la fatigue est-elle valable pour les alliages ductiles au comportement essentiellement viscoplastique ?

La microstructure des alliages Sn-Ag-Cu présente jusqu'à deux phases de composés intermétalliques de répartition spatiale très hétérogène. Celle-ci a un impact sur la dispersion expérimentale observée lors des essais de fatigue vibratoire. Les modes de rupture de brasures sont guidés par cette répartition spatiale des différentes phases métallurgiques. Lors du procédé de refusion, les composés intermétalliques aux interfaces font évoluer les microstructures des joints et les sites de concentration des contraintes lors de la fatigue thermomécanique ou vibratoire des assemblages. Les alliages sans plomb présentent une hétérogénéité de microstructure plus élevée que les alliages traditionnels en étain plomb donc une plus grande dispersion des modes de rupture et durée de vie en fatigue.

L'endommagement fortement viscoplastique des alliages n'est pas correctement pris en compte par des modèles de fatigue empiriques en loi puissance. L'influence de la vitesse de déformation, de la température et de l'érouissage doit être intégrée dans les modèles d'endommagement pour permettre de prévoir la durée de vie des assemblages. La modélisation continue de l'endommagement à partir d'une loi de comportement élasto-

viscoplastique à écrouissage est adaptée à la fatigue des joints brasés. Cette approche permet de rendre compte des effets de séquence des sollicitations. La démarche proposée par Lemaitre et Chaboche pour établir une loi de comportement et un modèle d'endommagement continu permet de tenir compte des interactions entre fatigue-fluage.

En vibration, le comportement dynamique du circuit imprimé impacte sensiblement l'état de contraintes dans les joints et la tenue des assemblages en fatigue. L'approche de la modélisation doit tenir compte de la conception des circuits. Quel est le comportement des alliages en vibration ? Les vitesses de déformation liées aux fréquences de sollicitations permettent-elles de considérer que le comportement est purement élastique pour un alliage qui flue même à température ambiante ?

Le comportement dynamique des cartes est principalement lié à celui du circuit imprimé. Celui-ci dépend de la température, des niveaux de sollicitations et de sa conception. L'empilement des couches de pré-imprégnés et des couches réalisant l'interconnexion des composants par des pistes en cuivre affecte le module d'élasticité équivalent du circuit et donc les fréquences de résonance des cartes. Les assemblages, par leurs raideurs et leurs masses influencent également les amplifications vibratoires des cartes. Des mesures expérimentales et des simulations par éléments finis permettent de guider la conception des cartes pour limiter les contraintes dans les joints des assemblages. Les analyses de défaillances mettent clairement en évidence les multiples modes de ruptures en vibration dus aux hétérogénéités de microstructure des alliages sans plomb. La simulation par éléments finis permet quant à elle d'évaluer les niveaux de contraintes dans les joints et de proposer des lois de fatigue empiriques de type Basquin pour les brasures en vibration aléatoires à large bande.

Les essais de vibration en température montrent clairement que le comportement viscoplastique des alliages activé en température impacte fortement la durée de vie des joints. Les interactions entre sollicitations thermomécaniques et vibratoires doivent nécessairement être prises en compte dans les modélisations. La règle de cumul linéaire du dommage et les modèles empiriques en loi de puissance ne sont pas adaptés au comportement en fatigue des brasures sans plomb. La modélisation continue de l'endommagement en thermomécanique couplée à la modélisation empirique de la fatigue à grand nombre de cycles en vibration permet de tenir compte de ces interactions et de mieux prévoir la durée de vie des assemblages électroniques.

Les technologies d'assemblages sont très nombreuses et évoluent très rapidement avec le marché de l'électronique grand public et celui des systèmes embarqués. Les industriels de l'aéronautique doivent de plus en plus s'adapter aux technologies disponibles sur le marché ou également appelées « COTS » (Component On The Shelves). Ces technologies ont des capacités d'intégration de plus en plus élevées et possèdent une conception guidée par leur aptitude à garantir une fonction électronique. Les problématiques de dissipation thermique, de compatibilité électromagnétique et les règles de conception nécessaires au bon fonctionnement des puces et matériaux semi conducteurs sont les critères dimensionnant lors de la conception des boîtiers de composant. Les joints brasés sont quant à eux réalisés par des alliages ductiles à basse température de fusion de type Sn-Pb ou Sn-Ag-Cu(SAC) pour limiter l'impact du procédé d'assemblage sur les matériaux constituant les boîtiers de composant et les circuits imprimés. Ces alliages sont donc choisis en grande partie pour leur température de fusion, la plus basse possible, autour de 190°C pour un alliage Sn-Pb (37 ou 40 % de Pb) et 220°C pour un alliage Sn-Ag-Cu ou Sn-Ag. Lors de sollicitations thermomécaniques et vibratoires des cartes, ce sont les joints de brasure qui sont les plus contraints mécaniquement. La durée

de vie des cartes est aujourd'hui limitée par la durée de vie des assemblages et principalement des joints brasés. L'étude du comportement mécanique des alliages est donc primordiale pour établir des lois de comportement et les modèles de fatigue permettant de spécifier les essais de qualification des technologies et de limiter la défaillance des assemblages selon l'application visée.

Ces 50 dernières années, ce sont les alliages de type Sn-Pb qui sont utilisés dans de nombreuses applications aéronautiques, spatiales et militaires. Les alliages Sn-Ag sont quant à eux employés pour des applications confrontées à des températures plus élevées tel que les équipements de forages pétroliers. Depuis quelques années, plusieurs directives environnementales bannissent certains matériaux comme le plomb dans la directive RoHS (Restriction Of the use of certain Hazardous Substances). Ces directives sont en premier lieu destinées au marché du grand public qui produit des quantités conséquentes de déchets électroniques. Le recyclage des déchets, quand il a lieu, laisse s'échapper dans la nature des composés toxiques comme le plomb, l'arsenic, le cadmium... D'autres directives s'attachent à limiter l'utilisation de produits cancérigènes comme le PFOA entrant dans la fabrication du PTFE (Téflon) par exemple. Ces produits sont souvent des constituants stratégiques des matériaux de l'électronique. Dans le cas de la thèse c'est le bannissement du plomb dans les équipements électroniques qui a motivé les travaux expérimentaux menés. Des alliages de type Sn-Ag-Cu ont été sélectionnés par des travaux préliminaires au sein des groupements d'industries américaines, européennes et japonaises pour remplacer l'eutectique Sn-37Pb. Le NEMI (JAPON) a décidé d'évaluer plus particulièrement l'alliage Sn-3,8Ag-0,7Cu (SAC387). Les USA ont quant eux sélectionné l'alliage Sn-3,9-Ag-0,6Cu (SAC396). Les européens ont choisi l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu (SAC305), plus éloigné sur le diagramme de phase du point eutectique théorique. L'ajout de cuivre permet d'abaisser légèrement le point de fusion du matériau de brasage Sn-Ag. Sa ductilité est également accrue et permet une bonne brasabilité des composants en augmentant l'aptitude de l'alliage à mouiller les surfaces à braser lors du procédé de refusion. La thèse se focalise donc sur le comportement de l'alliage SAC305 à l'échelle des joints brasés de composants électroniques. De nombreux types de boîtiers et technologies de composants sont étudiés dans la thèse. Le Tableau 1 illustre les principales variantes de boîtiers rencontrées dans les travaux menés.

La microstructure des joints brasés de type SAC est donc un premier sujet d'étude bibliographique de la thèse présenté dans le **premier chapitre**. Cette approche est essentielle à la compréhension des phénomènes de fatigue et des modes de rupture des joints brasés en thermomécanique et en vibration. Ce type d'alliage ternaire révèle de nombreuses caractéristiques métallurgiques qui peuvent impacter le comportement global des joints. Les phases de composés se répartissent de façon hétérogène et créent des concentrations de contraintes locales qui peuvent amorcer des fissures macroscopiques ou orienter leur propagation. La répartition des cellules dans la structure dendritique des alliages est également étudiée. L'impact du procédé d'assemblage, de la composition des alliages et du vieillissement thermomécanique sur leur répartition est mis en évidence. Outre la microstructure intéressante des alliages de brasage, l'objectif étant de proposer des modèles de fatigue, la majeure partie de l'étude bibliographique se focalise ensuite sur les modèles de fatigue proposés dans la littérature.


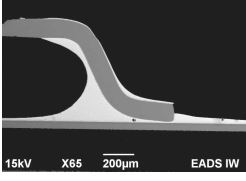

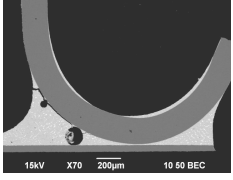

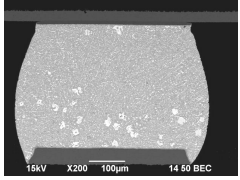
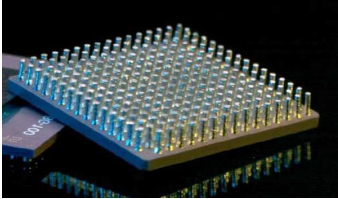
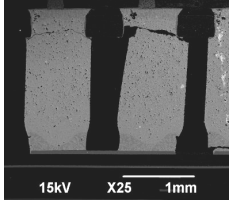

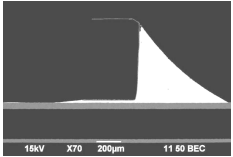

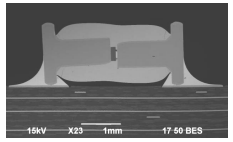

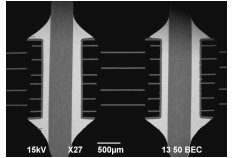

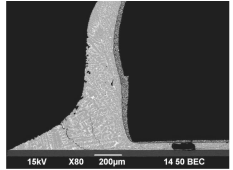
Désignation	Illustration du boîtier	Géométrie du joint de brasure
QFP (Quad Flat Package)		 15kV X65 200µm EADS IW
PLCC (Plastic Leaded Chip Carrier)		 15kV X70 200µm 10 50 BEC
BGA (Ball Grid Array)		 15kV X200 100µm 14 50 BEC
CGA (Column Grid Array)		 15kV X25 1mm
Sans broche « Chip »		 15kV X70 200µm 11 50 BEC
Sans broches « Chip Melf »		 15kV X23 1mm 17 50 BEC
Traversant – DIL (Dual In Line)		 15kV X27 500µm 13 50 BEC
LCCC (Leadless Ceramic Chip Carrier)		 15kV X80 200µm 14 50 BEC

Tableau 1: Illustrations des différentes technologies d'assemblages électroniques rencontrées

Les modèles de fatigue couramment utilisés pour spécifier les essais de qualification ou prévoir la durée de vie des brasures sont tous issus d'essais expérimentaux dont les caractéristiques varient selon les auteurs. Le **premier chapitre** résume donc exhaustivement les modèles et procédures expérimentales d'identification rencontrées dans la littérature relatives aux assemblages électroniques et à la fatigue des alliages ductiles de type Sn-Pb et SAC. Les procédures et modèles sont passés en revue. Deux grands types de modélisations sont envisagées : l'approche empirique des modèles en loi puissance de type Coffin-Manson et l'approche phénoménologiques des modèles d'endommagement continu. La première approche est la plus courante dans le cas des joints brasés. Elle permet d'établir des modèles soit à partir d'essais sur des éprouvettes conventionnelles et des mesures directes de déformation, soit à partir d'essais sur cartes de test et composants et des modélisations par éléments finis. La deuxième approche nécessite une investigation plus complète du comportement des brasures et des mesures directes de déformation. Elle est encore très peu répandue dans l'électronique pour les alliages de brasures.

Le **deuxième chapitre** présente des essais expérimentaux menés au centre des Matériaux sur des éprouvettes représentatives des joints brasés industriellement. Ces essais mettent en évidence le comportement des brasures en fatigue oligocyclique pour différentes gammes de vitesses, températures et amplitudes de déformation. L'objectif est de proposer un premier modèle de comportement de l'alliage SAC305 en cisaillement. Les résultats et les calculs sont confrontés et les limites de la modélisation de la fatigue de brasures en thermomécanique par l'endommagement de volume sont présentées. Cette première étape expérimentale s'inscrit dans le cadre de la fatigue thermomécanique des brasures, élément très souvent dimensionnant pour de nombreuses applications aéronautiques, spatiales et militaires.

L'aspect vibratoire est aussi dimensionnant pour les applications spatiales et militaires. Les cartes sont souvent soumises à de forts niveaux d'accélération à des fréquences pouvant atteindre 3000 Hz. Les instruments embarqués sur les satellites sont soumis à de fortes vibrations au décollage des lanceurs puis à des chocs pyrotechniques lors du décrochage avant de voir de nombreux cycles thermiques selon leur position orbitale. Les missiles sont quant à eux stockés de nombreuses années et donc soumis à des cycles thermiques avant de subir lors d'une courte durée, des niveaux de vibration et chocs élevés. Le **troisième chapitre** se focalise donc sur le comportement expérimental des cartes électroniques et des assemblages en vibration. Celles-ci ont un comportement dynamique qui dépend fortement de leur mode de fixation dans les équipements embarqués et des propriétés mécaniques des circuits imprimés. Une brève étude expérimentale du comportement dynamique d'éprouvettes extraites de circuits imprimés fonctionnels est menée. L'objectif est d'identifier expérimentalement le module d'élasticité en flexion dynamique des circuits, paramètre qui impacte fortement l'ordre de grandeur des fréquences de résonances des cartes. Ces fréquences et les modes de vibration associés induisent la flexion du circuit imprimé et des contraintes mécaniques dans les joints. Des essais expérimentaux sur cartes de tests sont donc menés pour mieux appréhender le comportement dynamique des cartes à température ambiante mais aussi à -50 °C et à 100 °C. Des essais de vieillissement sont ensuite effectués pour mesurer le temps à défaillance en vibration aléatoire à large bande de différentes technologies d'assemblage. Les véhicules de test sont ensuite analysés et des coupes micrographiques des assemblages permettent d'observer les divers modes de ruptures des joints. L'impact des microstructures des alliages SAC est ainsi étudié. Cette deuxième étude expérimentale est réalisée sur des cartes de test. La simulation par éléments finis permet

ensuite d'évaluer le niveau de sollicitations dans les joints de composants sous sollicitations vibratoires.

Le **quatrième et dernier chapitre** s'attache donc aux possibilités de simulation des cartes et assemblages en vibration dans le but d'évaluer le niveau de dommage cumulé dans les joints lors d'un essai en vibration aléatoire. Des modèles par éléments finis de cartes et assemblages sont réalisés. L'objectif est d'évaluer le niveau de contrainte dans les joints pour effectuer une analyse comparative entre les différents composants d'une même carte. Ensuite, au moyen de plusieurs hypothèses, une démarche visant à réaliser un comptage de cycles de contrainte subis par les joints est proposée. Des résultats de calcul et certains résultats expérimentaux sont confrontés pour tenter d'identifier des paramètres d'une loi de fatigue pour l'alliage SAC305 en vibration.

La démarche générale de la thèse se propose donc d'étudier indépendamment la fatigue thermomécanique ou oligocyclique et la fatigue vibratoire des joints brasés. Les différents modèles proposés doivent par la suite et dans le cadre des perspectives de la thèse être intégrés à un modèle plus générique permettant de modéliser la fatigue cumulée des assemblages sous une sollicitation combinée. Les essais combinés sont de plus en plus répandus dans l'industrie car plus représentatifs des conditions réelles et des profils de mission.



---

## **II Chapitre 1 : Microstructures des alliages sans plomb de l'électronique – Etat de l'art des modèles de fatigue appliqués aux alliages de brasage de composants électroniques**

---



# 1 Introduction

La recherche bibliographique présentée ici est une synthèse des publications sur les lois de comportement et les modèles de fatigue appliqués aux joints brasés. La fatigue est étudiée en thermomécanique, en vibration et en combinaison de ces deux sollicitations. Les modèles de fatigue proposés ainsi que les procédures expérimentales utilisées sont discutés. Ce chapitre vise à présenter et synthétiser ces différents modèles en vue d'évaluer leur pertinence et mettre en évidence les manques, afin de proposer des alternatives pour prévoir la durée de vie des joints brasés sans plomb sous chargements thermomécaniques (cycle thermiques), vibratoires (sollicitations aléatoires) et combinées.

Chaque type de sollicitation induit un comportement différent des brasures. En thermomécanique c'est le comportement viscoplastique des brasures qui prédomine. Sous chargement vibratoire, le comportement est très mal identifié, élasticité et plasticité coexistent. Sous sollicitations combinées, le comportement est majoritairement viscoplastique mais la superposition d'un chargement vibratoire réduit considérablement la durée de vie des joints. L'étude des modèles de fatigue utilisés pour chaque type de sollicitations permet de mieux comprendre ces mécanismes.

Dans un premier temps, la microstructure des joints brasés de type SAC est présentée. Les joints brasés présentent plusieurs phases dont des composés intermétalliques créés lors l'assemblage des composants sur le circuit imprimé. Ces interfaces sont des sites privilégiés pour les concentrations de contraintes. De nombreuses variantes d'alliages SAC étant étudiées dans la littérature, l'impact des différentes phases sur le comportement mécanique et la fatigue des brasures est exploré.

Dans un deuxième temps, les lois de comportement utilisées dans les calculs de durée de vie sont présentées selon trois comportements :

- L'élasto-visco-plasticité,
- Le fluage,
- La viscoplasticité avec écrouissage.

Ces comportements sont utilisés dans la littérature pour modéliser les brasures sous cycles thermiques et en déduire les amplitudes de déformation et contraintes mécaniques dans le but d'appliquer des modèles de fatigue et de prédire la durée de vie des assemblages.

Les modèles de fatigue couramment appliqués aux alliages de brasage sont ensuite présentés. Deux grandes familles se trouvent dans la littérature :

- Les modèles empiriques de type Coffin-Manson,
- Les modèles d'endommagement continu.

Certaines études publiées sont discutées selon la pertinence des résultats obtenus et de la procédure d'identification des constantes de fatigue. Des valeurs des paramètres identifiés pour différents alliages de brasage sans plomb sont données. Une comparaison est faite entre les alliages de type Sn-Pb et Sn-Ag-Cu quand cela est possible. Quelques procédures d'identification de modèle de fatigue en vibration sont également présentées mais très peu de

constantes sont proposées pour les alliages de brasure. La fatigue à grand nombre de cycle des assemblages électroniques semble difficile à étudier avec des lois empiriques.

Finalement, les procédures de calcul de durée de vie sous chargements combinés sont présentées pour mettre en évidence les manques des modèles empiriques et les avantages d'une modélisation continue de l'endommagement.

## 2 Métallurgie des joints brasés Sn-Ag-Cu

Plusieurs alliages de type Sn-Ag-Cu ont été sélectionnés pour le remplacement des alliages de type Sn-Pb. Ces alliages sont tous proches de la composition eutectique dans le but d'utiliser un procédé d'assemblage avec la température de refusion la plus basse possible. Ils sont dérivés de l'alliage Sn-3,5Ag qui possède une température de fusion plus haute que les alliages Sn-Pb couramment utilisé pour le brasage des composants électroniques. Les alliages (donnés en concentrations massiques) les plus étudiés sont :

- Sn-3,0Ag-0,5Cu (SAC305)
- Sn-3,8Ag-0,7Cu (SAC387)
- Sn-3,9Ag-0,6Cu (SAC396)

### 2.1 Microstructure des alliages Sn-Ag-Cu

La microstructure des alliages de type Sn-Ag-Cu est constituée d'une phase d'étain pur (matrice de  $\beta$ -Sn) sous forme dendritique et de divers composés intermétalliques précipités dans la matrice. Le diagramme de phase ternaire montre que les phases en présence pour une composition proche eutectique (cf. Figure 1) sont  $\beta$ -Sn,  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  et  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ .

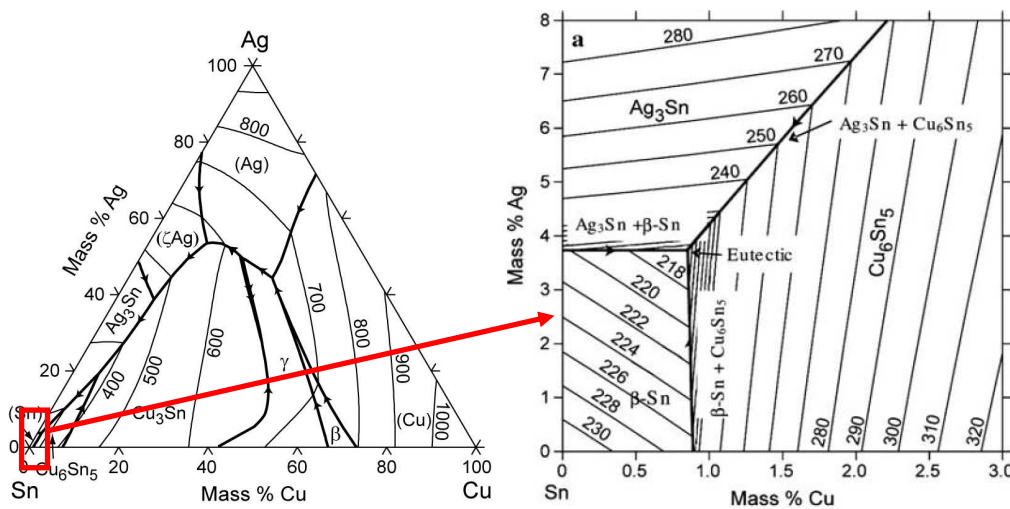
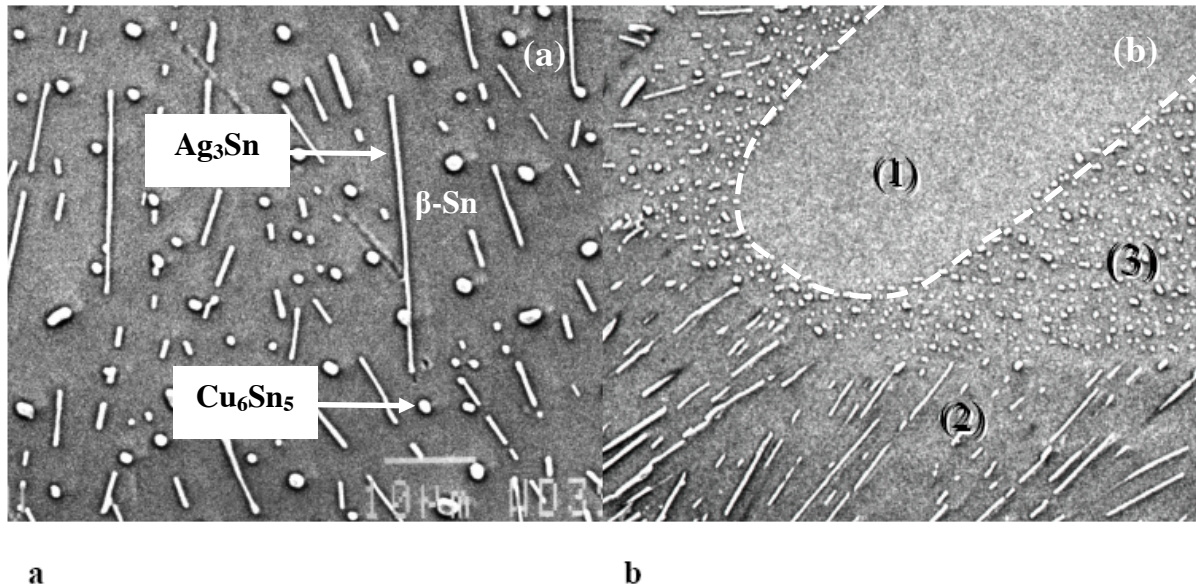


Figure 1 : Diagramme de phase ternaire des alliages de type SnAgCu (température en °C) – zoom sur la zone proche de l'eutectique

Les composés intermétalliques sont plus ou moins dispersés dans la matrice d'étain. Les composés  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  se présentent sous la forme de plaquettes et de nodules qui apparaissent en coupe comme des aiguilles (cf. Figure 2). Les composés  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ont des formes plus compactes et apparaissent en coupe comme des disques ou encore en forme d'aiguilles creuses [MOON00]. La composition de l'eutectique n'est pas totalement définie à ce jour et diffère selon les auteurs. Selon Moon, la composition de l'eutectique est Sn-3,5Ag-0,9Cu à  $217,2^\circ\text{C} (\pm 0,2^\circ\text{C})$ , ce qui n'est pas cohérent avec la Figure 1.



**Figure 2 : Photos MEB de la microstructure d'un alliage SnAgCu - (a) coexistence de la matrice  $\beta$ -Sn, d'aiguilles d' $\text{Ag}_3\text{Sn}$  et de « disques » de  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  - (b) dendrite de solidification pro-eutectique de beta Sn (1) entourée de l'eutectique  $\beta$ -Sn,  $\beta$ -Sn +  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  (2) et de  $\beta$ -Sn+ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  (3) (pas d'échelle) [MOON00]**

La taille des dendrites, leur espacement, la quantité, la forme des composés intermétalliques et la taille des grains décrivent la microstructure de l'alliage. Des différences sont observées, principalement liées aux facteurs suivants :

- la vitesse de refroidissement lors du brasage,
- la taille des joints,
- la composition des alliages,
- l'influence des matériaux présents aux interfaces, la dissolution et la modification de concentrations liées à l'inter-diffusion.

## 2.2 Influence de la vitesse de refroidissement

Le procédé d'assemblage impacte directement l'état de la microstructure. Le brasage par refusion consiste à assembler deux pièces à l'aide d'un métal d'apport dont la température de fusion est inférieure à celles des matériaux à assembler. Dans le cas des cartes électroniques, le procédé consiste à fondre et solidifier l'alliage au contact des plages de cuivre qui sont solidaires des matériaux à assembler selon un profil de température précis. La Figure 3 présente différentes microstructures obtenues pour différentes vitesses de refroidissement [KIM02].

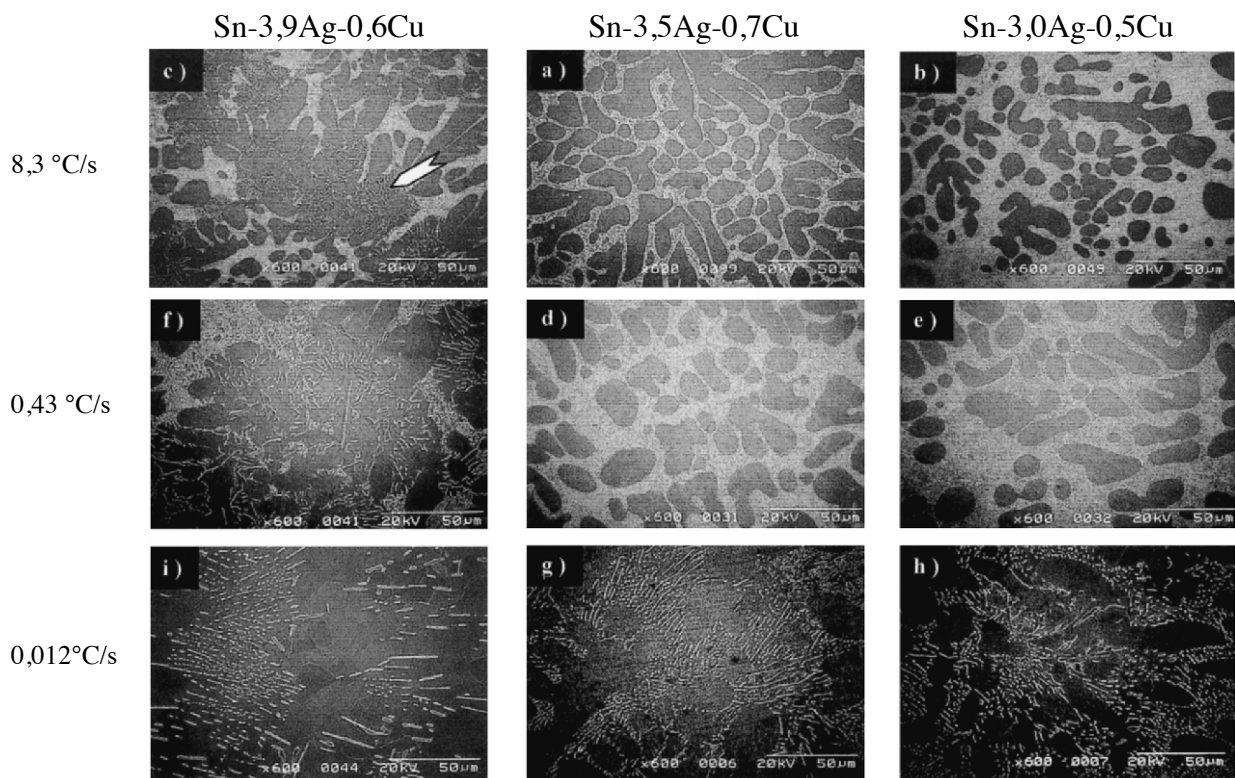


Figure 3 : Photos MEB comparant les microstructures pour différentes vitesses de refroidissement [KIM02]

L'accroissement de la vitesse de refroidissement [KIM02] [OCHO03] :

- réduit la taille des dendrites d'étain et leur espacement proportionnel à  $(dT/dt)$ ,
- réduit la taille des précipités d' $Ag_3Sn$ , les phases se retrouvant en fines particules plus dispersées,
- réduit la taille des cellules (ou grains).

Il faut noter que le paramètre vitesse de refroidissement est précisément contrôlé dans un four à refusion. En phase vapeur, le profil de refroidissement est peu contrôlé et dépend du liquide utilisé. De plus, la variété des technologies d'interconnexion se traduit par des tailles de joints diverses. Le volume des brasures affecte donc la microstructure de la même façon que la

vitesse de refroidissement lors de l'assemblage. Un plus faible volume de brasure se refroidit plus rapidement du à l'inertie thermique de l'alliage.

### 2.3 Influence de la composition de l'alliage

De nombreuses compositions d'alliages Sn-Ag-Cu ont été étudiées [ANDE07]. La Figure 4 montre deux microstructures issues de deux compositions d'alliage différentes.

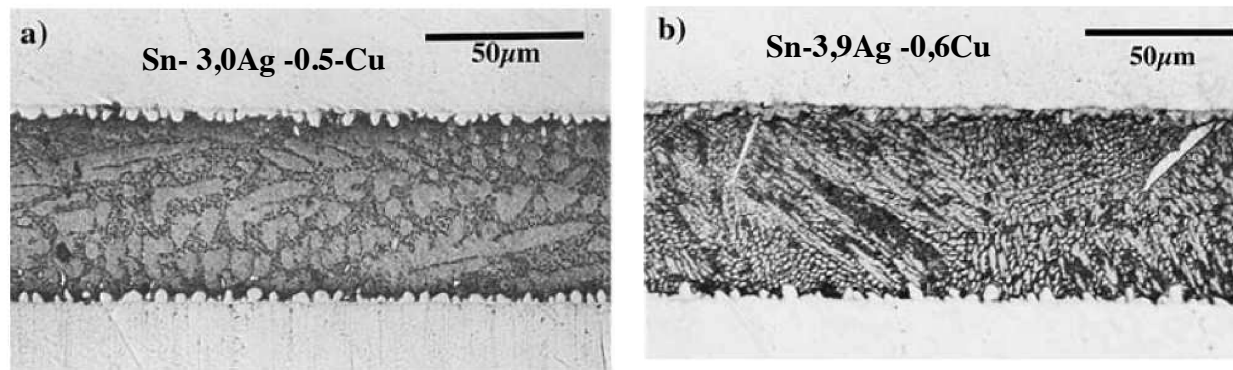


Figure 4 : Photos MEB de quatre joints SAC de composition différentes – (a) Sn-3,0Ag-0,5Cu – (b) Sn-3,9Ag-0,6Cu [ANDE07]

La proportion d'argent affecte la taille des dendrites d'étain. La Figure 4 montre clairement qu'une proportion en argent plus élevée induit des dendrites d'étain plus fines. De plus, la présence de composés intermétalliques d'Ag<sub>3</sub>Sn est favorisée par une plus grande quantité d'argent comme le montre le diagramme de phase présenté en Figure 1. Les fissures observées sous sollicitations thermomécaniques ou vibratoires ont tendance à se propager à l'interface entre les phases de β-Sn et d'Ag<sub>3</sub>Sn [ANDE07] [KIM02] [MATI07]. La quantité d'argent affecte donc le comportement mécanique et la tenue en fatigue des alliages. Il est donc nécessaire de connaître la microstructure des joints SAC pour en étudier le comportement en fatigue.

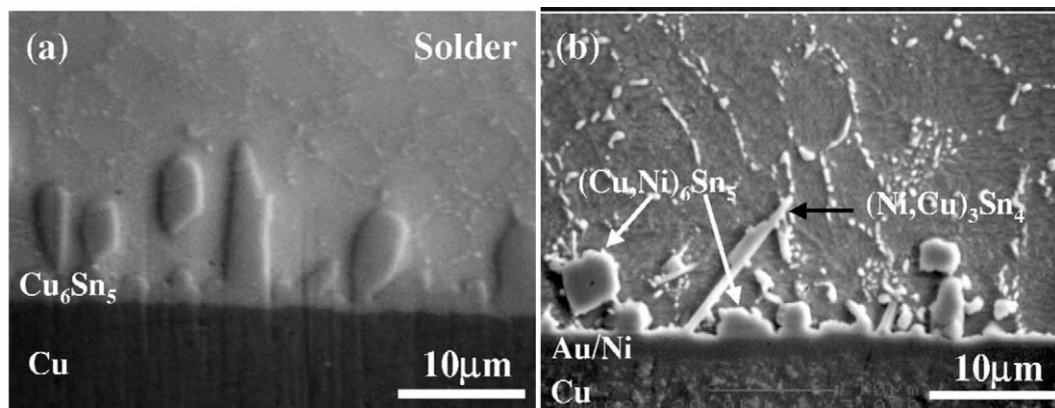
### 2.4 Réactions aux interfaces au sein d'une brasure

Les composants électroniques sont assemblés sur les plages d'accueil en cuivre électro-déposé du circuit imprimé. Plusieurs couches de cuivre sont déposées lors de la fabrication du circuit par des procédés électrochimiques et électrolytiques. Une protection est déposée sur ces plages pour limiter l'oxydation et la corrosion lors du brasage et du stockage des circuits imprimés. Celle-ci permet le bon mouillage de l'alliage lors de l'assemblage. La fusion de l'alliage fait croître divers composés intermétalliques aux interfaces par diffusion. Certains de ces composés consolident la liaison métallique (Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>). La formation de ces composés est un signe d'une bonne liaison métallique. D'autres composés (Cu<sub>3</sub>Sn) peuvent fragiliser l'interface lors de sollicitations mécaniques. Les composés Cu<sub>3</sub>Sn ne croissent pas lors du procédé d'assemblage mais après vieillissement. Le Tableau 2 donne les principaux composés intermétalliques rencontrés aux interfaces en fonction du type de finition des plages d'accueil (circuit imprimé).

Finition	Ag	Sn	NiAu (ENIG)	OSP
Composés intermétalliques à l'interface brasure/plages d'accueil (Cu)	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	$\text{Ni}_3\text{Sn}_4$	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$
	$\text{Cu}_3\text{Sn}$ (après vieillissement)	$\text{Cu}_3\text{Sn}$ (après vieillissement)	$(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ $(\text{Cu},\text{Ni})_3\text{Sn}_4$	$\text{Cu}_3\text{Sn}$ (après vieillissement)

**Tableau 2 : Principaux composés intermétalliques rencontrés avec l'alliage SAC aux interfaces brasure/plage d'accueil pour différentes finitions de circuit imprimé**

Dans la plupart des cas, les composés intermétalliques  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  forment une couche d'environ  $3 \mu\text{m}$  d'épaisseur. Dans le cas des composés  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ , la couche mesure de 1 à  $2 \mu\text{m}$ . La Figure 5 présente deux interfaces de joints brasés de types Sn/Cu et Sn/Ni.



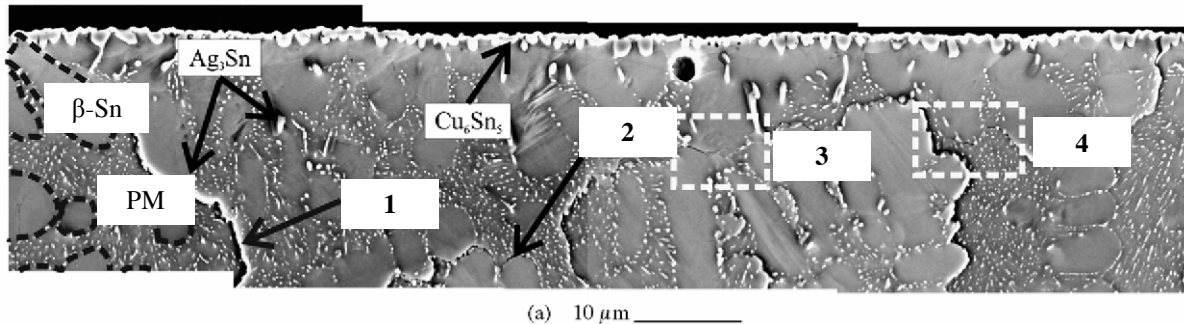
**Figure 5 : Photos MEB des interfaces brasure/cuivre (a) et brasure/Ni (finition NiAu) (b) d'un joint brasé alliage Sn-3,5Ag [KIM03]**

Ces composés  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  et  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  ont la particularité d'avoir une structure cristallographique fortement anisotrope et une dureté supérieure au reste de la matrice. Ils sont très influents sur les modes de défaillance des composants car ils sont situés aux interfaces, zones de concentration de contrainte. De plus, lors de la formation des composés à base d'étain (CuSn), la brasure est localement appauvrie en étain, ce qui influence la propagation des fissures en fatigue. En fatigue thermomécanique ou vibratoire, les fissures ont tendance à se propager le long des composés intermétalliques aux interfaces, même si elles s'amorcent dans la brasure, en surface.

## 2.5 Phénomènes microstructuraux activés en température

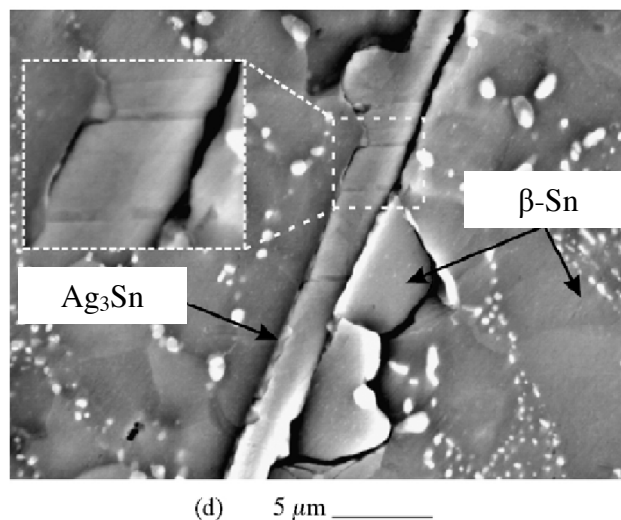
La fatigue thermomécanique des joints brasés induit divers comportements microstructuraux liés aux efforts mécaniques et aux phénomènes activés en température comme le fluage. Au sein de la microstructure, les différentes phases possèdent des coefficients de dilatation différents. De nombreux modes de fissuration/décohésion microscopiques sont observés. Ces effets sont une combinaison de différents phénomènes : fissures intra et intergranulaire, glissement aux joints de grains et aux interfaces entre phases [MATI07]. La Figure 6 présente la microstructure observée après la fatigue thermomécanique d'un joint d'alliage SAC387

après 1000 cycles thermiques entre 0°C et 60°C. L'endommagement ne résulte pas du cisaillement du joint, mais de la fatigue thermomécanique pure du matériau lié aux interactions entre phases, car l'éprouvette est symétrique (Cu/Sn-Ag-Cu/Cu). La dilatation différentielle entre le cuivre et la brasure est assez faible.



**Figure 6 : Photos MEB de la microstructure d'un joint brasé après cycles thermiques [MATI07] - (PM) phase mixte  $\beta$ -Sn+ $Ag_3Sn$  - (1) fissure aux joints de grains - (2) fissure à l'interface entre dendrites de  $\beta$ -Sn et phases mixtes - (3) formation d'une fissure au joint de grain - (4) glissement et séparation aux joints de grains**

La Figure 7 montre une fissure qui s'est propagée à l'interface entre une plaquette de précipité  $Ag_3Sn$  et des dendrites de phase  $\beta$ -Sn.



**Figure 7 : Photo MEB d'une fissure qui s'est propagée le long d'une aiguille (ou plaque mince) de précipité  $Ag_3Sn$  [MATI07]**

Ces photos illustrent divers phénomènes observés. En réalité, il faut ajouter l'influence des efforts induits par la dilatation des matériaux de l'assemblage (cisaillement des joints) qui favorise fortement l'apparition de microfissures et leur propagation. La fatigue des assemblages est principalement liée au cisaillement des joints et au comportement fortement viscoplastique des alliages.



## **2.6 Synthèse sur la métallurgie des joints brasés Sn-Ag-Cu**

La microstructure des joints SAC dépend de nombreux paramètres. Ces paramètres variables incluent le profil de température du procédé de brasage, la composition de l'alliage et le volume des brasures liés aux types d'interconnexions.

La microstructure affecte de façon évidente la propagation des fissures et le comportement microscopique des alliages en fatigue. La répartition des différentes phases et composés intermétalliques est variable d'une technologie d'interconnexion à l'autre et peut expliquer la dispersion expérimentale observée lors des essais de fatigue. Les alliages SAC sont plus complexes que les alliages Sn-Pb de part leur composition et leurs comportements en fatigue. Comme cela sera présenté ultérieurement, certains modèles de comportement publiés [WEI01] [BUSS92] utilisent des paramètres propres à cette microstructure : taille des cellules par exemple. L'influence de la microstructure sur le comportement macroscopique en fatigue est-elle centrale, dès lors que la composition de l'alliage reste proche de l'eutectique ? Un modèle constitutif à l'échelle macroscopique pourra difficilement tenir compte de l'évolution des paramètres microstructuraux, mais devrait pourtant être adapté à une large gamme de joints brasés de type Sn-Ag-Cu, et donc, applicable à de nombreuses technologies d'interconnexion et procédés d'assemblages.

Des travaux sont toujours en cours sur des évolutions d'alliages pour satisfaire des contraintes spécifiques telle que la robustesse aux chocs mécaniques. L'ajout de certains éléments quaternaires comme le bismuth, le gallium ou encore l'indium est une des évolutions possibles des alliages Sn-Ag-Cu.

## 3 Sollicitations appliquées aux cartes électroniques

### 3.1 Contraintes thermomécaniques

Tous les équipements électroniques embarqués subissent des sollicitations thermomécaniques dues à l'environnement opérationnel et à l'échauffement propre des composants par effet Joule. Ces sollicitations conduisent à l'un des principaux modes de défaillance des assemblages : la rupture des joints brasés par fatigue-fluage. Les modèles de fatigues permettant de prédire le comportement des assemblages sont généralement issus de résultats d'essais de vieillissement accélérés sur carte de test. Les modèles de fatigue mécanique sont identifiés par des essais sur éprouvettes de test qui permettent de réaliser des mesures précises de déformation et contraintes. Cette deuxième méthode est plus précise pour établir des modèles mais nécessite l'utilisation d'éprouvettes dont la microstructure est représentative de celles des assemblages électroniques.

#### 3.1.1 Comportement des assemblages en thermomécanique

Sous sollicitations thermiques, le différentiel de dilatation entre les constituants des assemblages, composant et circuit imprimé, fait naître des contraintes et déformations mécaniques. Ces contraintes thermomécaniques se traduisent par le gauchissement des cartes électroniques (cf. Figure 8). Le mode de sollicitations des joints est alors majoritairement du cisaillement même si la traction/compression intervient également.

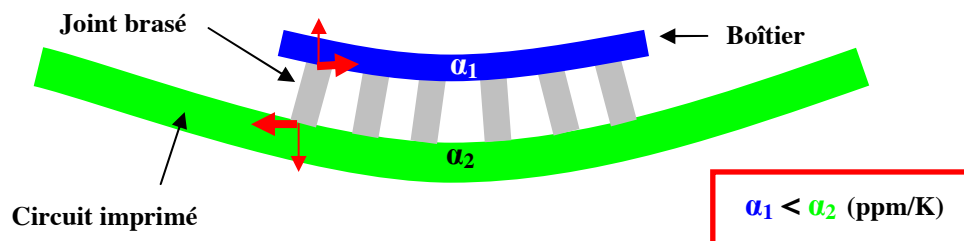


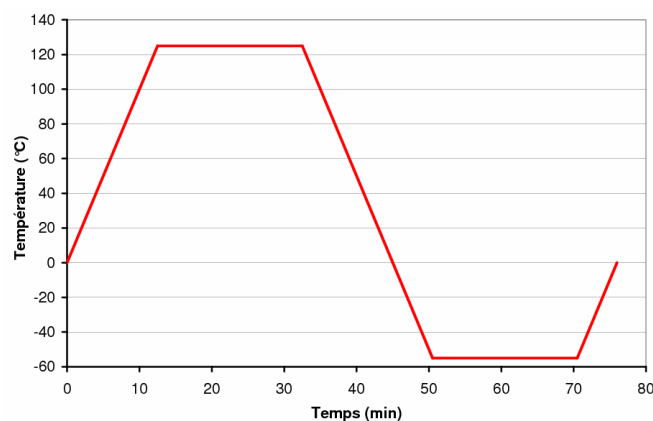
Figure 8 : Schématisation des efforts sur les joints brasés due au gauchissement des cartes à chaud

Par exemple, un composant à boîtier céramique possède un coefficient de dilatation de l'ordre de 5 ppm/K. Le circuit imprimé à base de résine époxyde, de fibres de verre et de cuivre a un coefficient équivalent de l'ordre de 13 ppm/K. Dans le cas des boîtiers plastiques, il faut ajouter l'influence de la puce silicium enrobée dans le boîtier qui se dilate beaucoup moins (2,5 ppm/K).

### 3.1.2 Essais de vieillissement accélérés thermomécaniques

#### *Essais sur carte de test*

Pour évaluer la fiabilité des assemblages ou qualifier des cartes, des essais de vieillissement accéléré en étuve sont couramment réalisés sur des cartes de test. Les sollicitations sont assimilées à des cycles de température (cf. Figure 9). Ces cycles sont appliqués pour accélérer les variations de température vues par les cartes dans leur environnement opérationnel. Le temps à défaillance des composants est ainsi déterminé de façon expérimentale par un suivi électrique des joints brasés. Les données sont ensuite exploitées pour mettre en évidence l'influence des différents paramètres des assemblages comme les types de boîtier de composant, les technologies, les matériaux de circuit imprimé et les caractéristiques des cycles thermiques. La distribution statistique des défaillances est ensuite couramment tracée pour exploiter les résultats. Les facteurs d'accélération sont ainsi calculés à partir des distributions de type Weibull établies pour différentes gammes de cycles thermiques. Ces résultats alimentent les modèles de fiabilité tel que le modèle de Norris-Landzberg et permettent d'adapter les calculs selon les différents types d'alliages et technologies.



**Figure 9 : Profil de cycle thermique typique utilisé pour des essais de vieillissement accéléré (température variant de -55 °C à 125 °C à 10°C/min, paliers de 20 min à température constante)**

#### *Essais sur éprouvettes*

Ce type d'essai est facilement applicable aux cartes électroniques, mais difficilement applicable aux éprouvettes de test standard, qui ne sont pas des assemblages de matériaux à coefficient de dilatation thermique différents. Cela est possible avec des éprouvettes de type sandwich munies de matériaux à dilatation différents, de l'ordre de 5 à 10 ppm/°C de différence dans le cas des assemblages réels [LIU03]. Les essais mécaniques cycliques de fatigue-fluage à température constante sont donc couramment effectués sur des éprouvettes d'alliage brut ou des éprouvettes représentatives de l'empilement cuivre-brasure-cuivre [ANDE04], possédant une microstructure proche des joints de composants électroniques. Des essais de fatigue mécanique avec une température qui varie selon un profil type peuvent également être envisagés au moyen de banc de tests élaborés.

## 3.2 Contraintes vibratoires

Les équipements subissent également des contraintes vibratoires dont les niveaux et la nature dépendent de l'application visée. Celles-ci peuvent être aléatoires ou harmoniques. Les sollicitations aléatoires à large bande sont les plus utilisées pour les essais de qualification des technologies d'assemblages électroniques [DO160].

### 3.2.1 Comportement des assemblages électroniques en vibration

Sous sollicitations vibratoires, les joints brasés subissent des contraintes multiaxiales dues à la flexion du circuit imprimé et aux efforts d'inertie (cf. Figure 10). Les cartes fléchissent selon divers modes de déformation propres aux géométries et aux fixations des circuits imprimés. Selon les géométries de l'interconnexion, avec ou sans broche, certains modes de sollicitations peuvent être prépondérants. Les cartes fléchissent mais ne se dilatent pas comme sous sollicitations thermiques. Dans le cas des billes ou colonnes de brasure comme les composants à entrées/sorties matricielles, la traction/compression est le mode prépondérant des joints critiques situés aux coins du boîtier. Dans le cas d'un composant de type PLCC, les broches en forme de «J» fléchissent et la brasure est principalement sollicitée en cisaillement. Les technologies de composants à broches sont donc très largement utilisées pour les boîtiers de grandes dimensions dans les domaines sensibles aux vibrations telles que les applications spatiales et militaires.

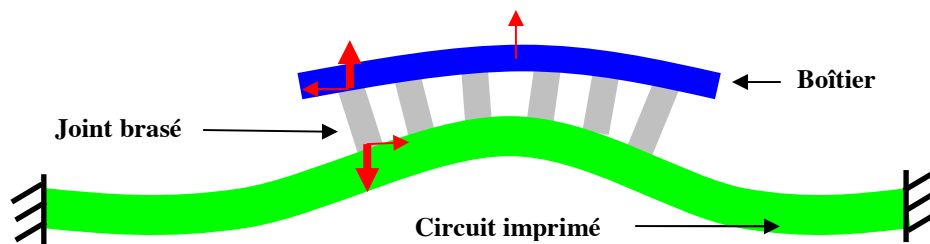
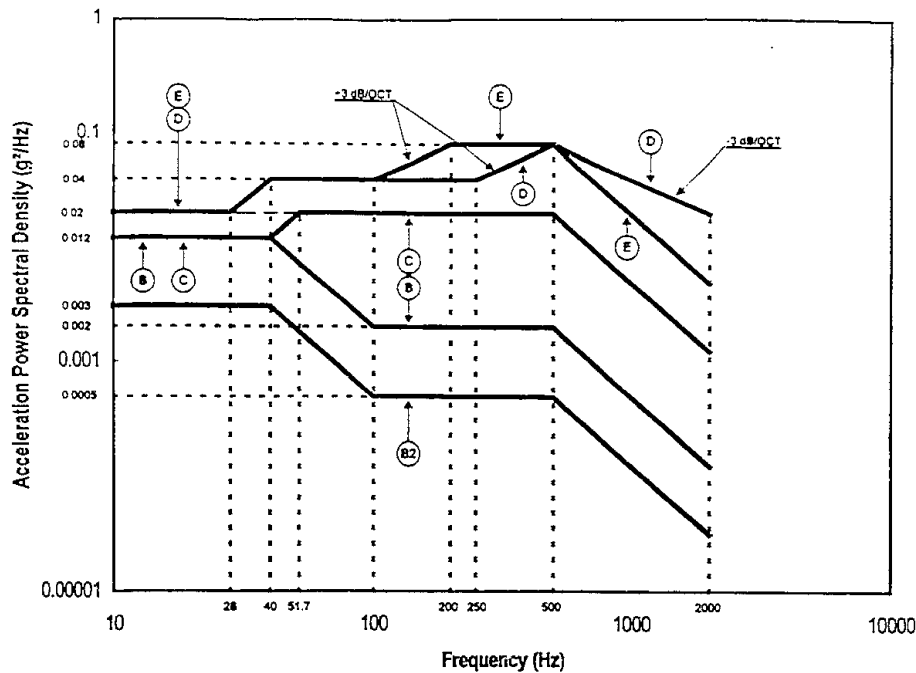


Figure 10 : Schématisation des efforts mécaniques sur un joint brasé résultants de la flexion du circuit imprimé lors d'une sollicitation vibratoire

### 3.2.2 Essais de fatigue accélérés en vibration

#### *Essais sur carte de test*

Au même titre que pour les sollicitations thermiques, des essais de fatigue vibratoire sont opérés sur des cartes de test au moyen de pots vibrants. Dans le domaine aéronautique, des sollicitations aléatoires à large bande (10-2000 Hz) sont couramment appliquées. Des essais de vibration harmonique sont aussi réalisés pour tester la robustesse des assemblages ou pour des applications particulières comme les hélicoptères. La Figure 11 montre différents profils de densité spectrale de puissance (DSP) utilisés pour la qualification des assemblages [DO160]. La vibration aléatoire appliquée est généralement gaussienne.



**Figure 11 : Profils de DSP utilisés dans l'aéronautique pour les essais de fatigue en vibration [DO-160]- valeur efficace en G des profils B2 : 0,7 Grms, B : 1,48 Grms, C : 4,12 Grms, D : 8,92 Grms, E : 7,94 Grms – unité en  $g = 9,81m.s^{-2}$**

### Essais sur éprouvettes

Dans le cas d'essais sur éprouvettes de test, des essais de flexion (3 et 4 points) sont couramment exécutés [KATC00]. Certains dispositifs expérimentaux permettent de simuler l'effort d'inertie sur des composants [KIM06]. L'étude du comportement vibratoire des brasures se fait souvent avec des assemblages réels assemblés sur des cartes de test. Les essais de vibration sur éprouvettes simples sont difficiles à mettre en œuvre au moyen de machines conventionnelles de traction ou de torsion, car les fréquences de vibration considérées sont élevées (10 à 2000 Hz). Une machine conventionnelle de traction ne peut solliciter des éprouvettes au delà de 30 Hz avec des dispositifs pneumatiques. Un banc de mesures spécifique présenté dans la littérature, permet d'appliquer des vibrations de traction/compression de 400 à 800 Hz sur des éprouvettes, au moyen d'actionneurs piézoélectriques [MAIO07].

### 3.3 Sollicitations combinées

Cycles thermiques et vibrations sont parfois utilisés simultanément sur des cartes électroniques pour être représentatif des environnements réels. Le comportement des assemblages est alors complexe. Les brasures subissent simultanément des déformations cycliques (0,1 à 2 %) à basse fréquence ( $10^{-5}$  Hz) et des petits cycles de contraintes (0,01 % de déformation) dues aux vibrations à plus hautes fréquences (10-2000 Hz). Pour la qualification ou l'évaluation de la fiabilité des assemblages, des essais ont déjà été réalisés sous cycles thermiques où sont superposées des vibrations à large bande après stabilisation de la température pendant les paliers. Par exemple dans le cadre d'un projet américain destiné à évaluer la fiabilité en environnement sévère de différentes technologies, sur des paliers de 15

à 20 min à 125 °C et à -55 °C, le niveau de vibration est maintenu pendant les 10 dernières minutes de chaque palier [JGPP] (cf. Figure 12). Les essais sont effectués sur des cartes de test spécifiques. D'autres études utilisent des sollicitations harmoniques à températures constantes [ECKE09].

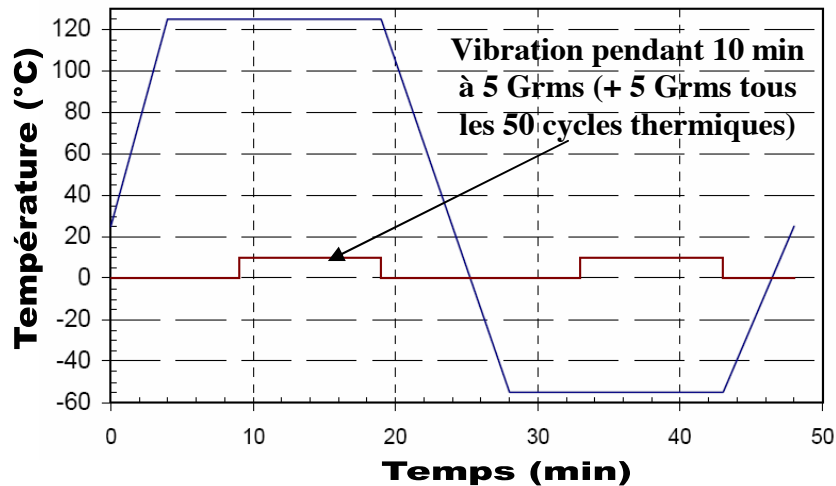


Figure 12 : Profil de sollicitations combinées utilisé par le consortium JGPP [JGPP06]

Des essais de ce type sur des éprouvettes représentatives de joints brasés, avec des mesures de déformation ne sont pas rencontrées dans la littérature. Duffeck [DUFF04] présente des essais de flexion 4 points sous cycles thermiques sur des composants sans broche assemblés sur carte de test. Des dispositifs spécifiques utilisés dans le cadre de l'étude de la fatigue des alliages de titane (Ti-6Al-4V) permettent de superposer une sollicitation harmonique (75 Hz) à un cycle thermique (cf. Figure 13) avec des éprouvettes de traction [DING06] [DUN04].

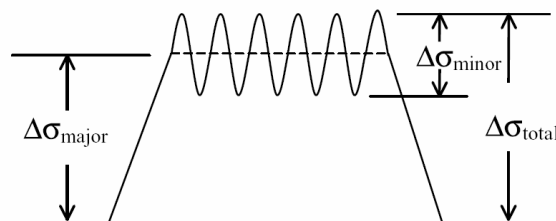


Figure 13 : Chargement appliqué sur des éprouvettes de traction [DUN04],  $\Delta\sigma_{\text{major}}$  représente la contrainte engendrée par le cycle thermique et  $\Delta\sigma_{\text{minor}}$  la contrainte engendrée par les vibrations harmoniques.

Peu de dispositifs de test permettant la combinaison des sollicitations sont présentés dans la littérature pour la caractérisation des brasures. Des éprouvettes de flexion de type sandwich pourraient permettre de réaliser des essais de flexion en étuve. La mesure de déformation par jauges d'extensométrie semble quant à elle difficile de mise en œuvre sur des éprouvettes représentatives car l'épaisseur des joints est de l'ordre de 300  $\mu\text{m}$ . D'autres approches peuvent être développées au moyen de dispositifs de test élaborés permettant des mesures optiques des déformations.

## 4 Lois de comportement des alliages de type Sn-Ag-Cu

Les lois de comportement sont essentielles au calcul des contraintes et déformations mécaniques des assemblages. Trois comportements sont couramment identifiés pour les alliages de brasage :

- le comportement élasto-plastique en traction monotone ou en cisaillement monotone,
- le comportement en fluage primaire et secondaire,
- le comportement viscoplastique à écrouissage (monotone et cyclique).

Les calculs de durée de vie des brasures utilisent principalement des lois de comportement en fluage, comportement prépondérant des alliages sous sollicitations thermomécaniques.

### 4.1 Comportement élasto-visco-plastique monotone

Le comportement élasto-visco-plastique est rarement étudié pour les alliages de brasage. Les alliages étant fortement viscoplastiques, les essais ne permettent pas toujours d'identifier un module d'élasticité. Certains auteurs identifient les principaux paramètres élasto-plastique du matériau : module de Young, coefficient de Poisson, limite d'élasticité et limite de rupture en fonction de la température et de la vitesse de déformation appliquées. Pour le module de Young, les lois les plus complètes sont de type :

$$E(T, \dot{\varepsilon}) = (\alpha_1 T + \alpha_2) \log \dot{\varepsilon} + (\beta_1 T + \beta_2) \quad (1)$$

Pour la limite d'élasticité ( $\sigma_y$ ) ou la contrainte maximale, les lois sont de type :

$$\sigma_y(T, \dot{\varepsilon}) = (\alpha_3 T + \alpha_4) \dot{\varepsilon}^{(\beta_3 T + \beta_4)} \quad (2)$$

Les  $\alpha_i$  et  $\beta_i$  sont des constantes.  $T$  est la température et  $\varepsilon$  la déformation. De nombreuses études [ECK09] [DASG05] utilisent des lois élasto-plastiques qui ne tiennent compte que de la température. Les paramètres élasto-visco-plastiques des équations 1 et 2 pour l'alliage Sn-3,8Ag-0,7Cu sont uniquement proposés par Pang [PANG05]. L'identification est issue d'essais de traction et de cisaillement sur des éprouvettes massives. Les valeurs des paramètres sont données dans le Tableau 3

$\alpha_1$	$\alpha_2$	$\beta_1$	$\beta_2$	$\alpha_3$	$\alpha_4$	$\beta_3$	$\beta_4$
-0,0005	6,46	-0.25	71,12	-0,13	67,54	$5,59 \cdot 10^{-4}$	0,06

Tableau 3 : Paramètres des lois élasto-visco--plastiques identifiés par Pang [PANG04] pour le module d'élasticité (en GPa) et la limite d'élasticité (en MPa) avec T en K

D'autres auteurs comme Mysore [MYSO09] donnent uniquement les valeurs de la contrainte maximale pour des gammes de températures et vitesses de déformation sans identifier des valeurs du module d'élasticité.

La Figure 14 présente ses résultats pour des essais de traction à 25°C et à 125 °C, pour des vitesses de déformation allant de  $5,6 \cdot 10^{-4} \cdot s^{-1}$  à  $5,6 \cdot 10^{-2} \cdot s^{-1}$ . Cette figure illustre la dépendance de la limite d'élasticité et de la contrainte maximale en fonction de la vitesse de déformation et de la température. Pour des faibles vitesses de déformation, le fluage et la relaxation font chuter la contrainte maximale. Pour des vitesses plus élevées, les phénomènes viscoplastiques n'ont pas le temps de s'activer, l'écroutissage (plasticité indépendante du temps) est prépondérant. Ces courbes de traction montrent également qu'à 25°C, le module tangent est quasiment nul.

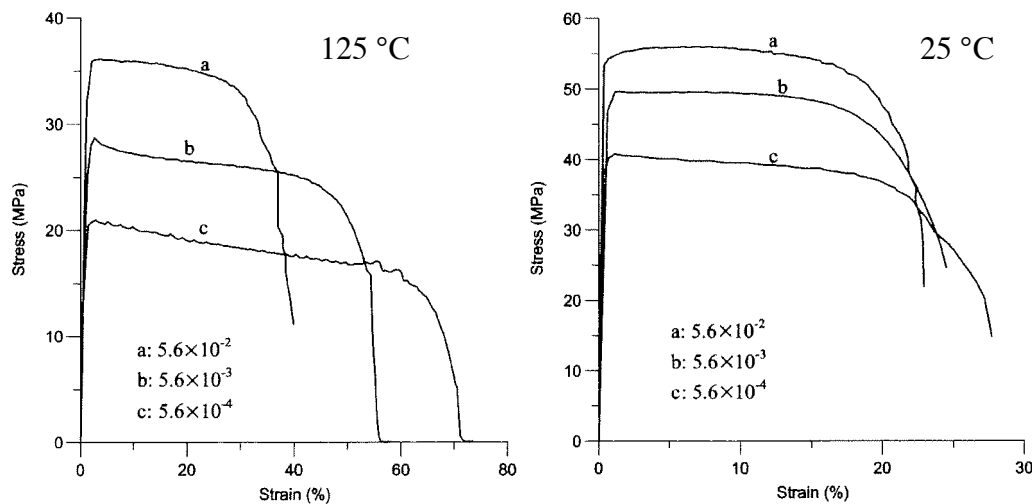


Figure 14 : Résultats des essais de traction pour différentes valeurs de vitesse de déformation - (a, b et c en  $s^{-1}$ ) à 25°C et à 125°C pour l'alliage Sn-3,8Ag-0,7Cu [PANG05]

La plupart des auteurs [AMAG02] [MYSO09] proposent des lois de comportement en fluage car ils se focalisent sur la fatigue thermomécanique des brasures sous cycles thermiques. L'identification des paramètres élasto-plastiques des brasures montre clairement le caractère visqueux des alliages.

## 4.2 Comportement en fluage

Les lois de fluage sont très nombreuses dans la littérature car la fatigue thermomécanique des brasures est très souvent étudiée. Le fluage est un phénomène viscoplastique qui est couramment mis en évidence par des essais à force constante imposée. L'évolution de la déformation est alors un phénomène temporel qui présente trois stades d'évolution comme le schématise la Figure 15. Le premier stade ou fluage primaire, présente une vitesse de déformation qui diminue rapidement et tend à se stabiliser. Ce phénomène est lié à la création et à la propagation des dislocations. Le stade suivant ou fluage secondaire, a la particularité de présenter une vitesse de déformation quasi constante. Le dernier stade ou fluage tertiaire, possède une évolution rapide de la déformation liée au phénomène de striction et à l'apparition de fissures et cavités aux joints de grains qui mène à la rupture.



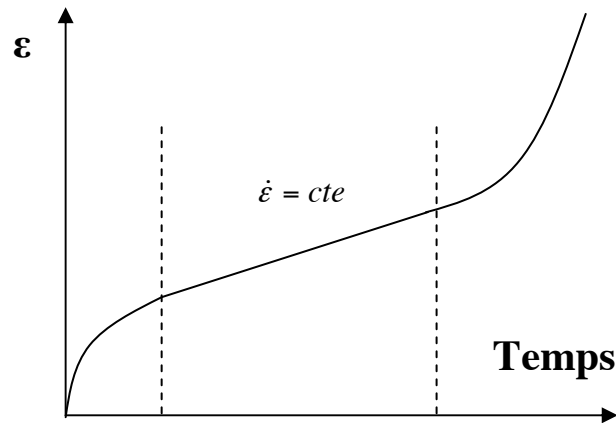


Figure 15 : Evolution typique de la déformation lors d'un essai de fluage ( $\sigma = cte$ )

Pour les alliages de brasage de type Sn-Pb, l'effet du fluage primaire sur l'endommagement est négligé devant le fluage secondaire dans les lois de comportement [BASA02] [SYED04]. Cette hypothèse simplifie les lois de comportement et le calcul des contraintes et déformations. Deux expressions analytiques ont été proposées pour rendre compte du comportement en fluage secondaire à la suite des observations expérimentales [GONG08]. Ces lois ne tiennent pas compte d'un quelconque écrouissage. Les lois phénoménologiques proposées sont :

- modèle en sinus hyperbolique (Garofalo/Teggart)

$$\dot{\epsilon}_{cr} = A \left[ \sinh(\alpha\sigma) \right]^n \exp\left(\frac{-H_1}{kT}\right) \quad (3)$$

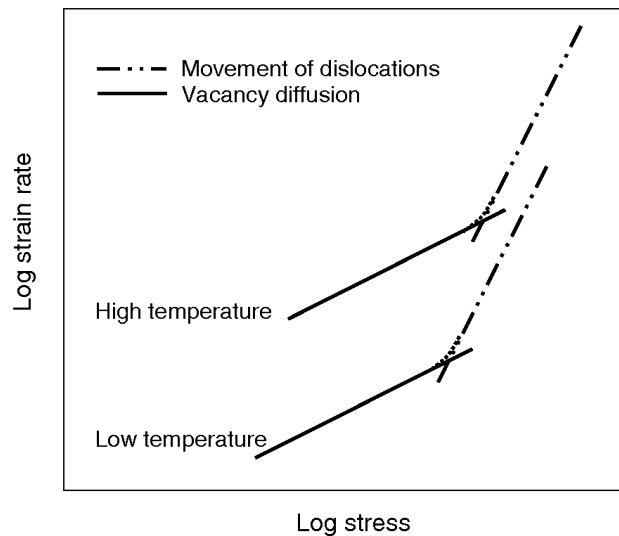
$\dot{\epsilon}_{cr}$	Vitesse de déformation de fluage ( $s^{-1}$ )
A	Constante du matériau ( $s^{-1}$ )
n	Exposant de viscosité
$H_1$	Energie d'activation (J/atome)
$\alpha$	Inverse du niveau de contrainte au changement de pente ( $MPa^{-1}$ )
T	Température (K)
$\sigma$	Contrainte (MPa)
k	Constante de Boltzmann ( $J.K^{-1}$ )

- modèle en double loi puissance (Norton)

$$\dot{\epsilon}_{cr} = A_1 \exp\left(\frac{-H_1}{kT}\right) \left(\frac{\sigma}{\sigma_n}\right)^{n_1} + A_2 \exp\left(\frac{-H_2}{kT}\right) \left(\frac{\sigma}{\sigma_n}\right)^{n_2} \quad (4)$$

$\dot{\epsilon}_{cr}$	Vitesse de déformation de fluage ( $s^{-1}$ )
$A_1, A_2$	Constantes du matériau ( $s^{-1}$ )
$n_1, n_2$	Exposants de viscosité
$H_1, H_2$	Energies d'activation (J)
$\sigma$	Contrainte (MPa)
$\sigma_n$	Contrainte d'adimensionnement (MPa)
k	Constante de Boltzman ( $J.K^{-1}$ )

Le modèle en double loi puissance est formulé pour rendre compte d'un changement de comportement, lié à deux phénomènes microstructuraux : la montée des dislocations et la diffusion des lacunes (cf. Figure 16).



**Figure 16 : Relation entre vitesse de déformation et contrainte lors d'essais de fluage pour un alliage de type Sn-Ag-Cu [GONG08] – schématisation de deux phénomènes microstructuraux associés au fluage (mouvement des dislocations et diffusion des lacunes)**

La pente la plus faible correspond à la diffusion de lacunes, pour les faibles vitesses de déformation en dessous de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  pour les alliages sans plomb à  $70 \text{ }^\circ\text{C}$ . La deuxième pente correspond aux mouvements des dislocations, pour des vitesses de déformation plus élevées [GONG08]. L'expression en sinus hyperbolique rassemble les deux types de comportement en un terme unique. Des lois de comportement issues de la littérature sont proposées pour différents alliages sans plomb. La Figure 17 présente certaines de ces lois tracées pour une température de  $70 \text{ }^\circ\text{C}$ , pour différents alliages de type Sn-Ag-Cu.

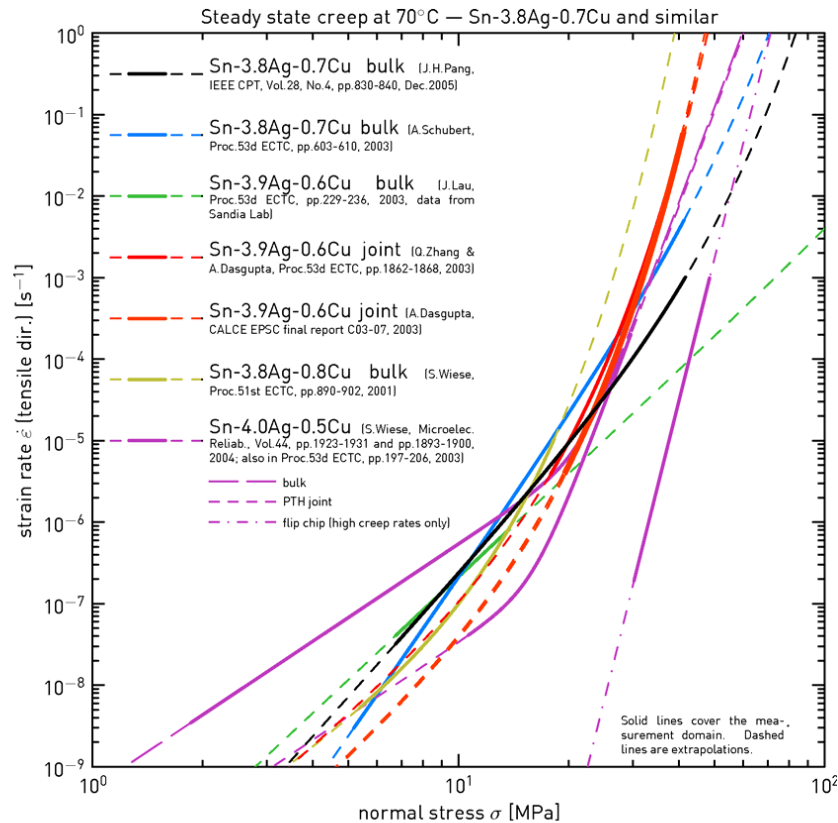


Figure 17 : Lois de comportement en fluage secondaires proposées dans la littérature [MASS06] pour des alliages de type Sn-Ag-Cu à 70°C – les zones en pointillées sont extrapolées

Les modèles concordent en ordre de grandeur autour de 20 MPa. Les résultats expérimentaux en fluage pour les alliages de type Sn-Ag-Cu montrent que cet alliage est moins sensible au fluage que l'alliage Sn-Pb pour des faibles contraintes inférieures à 30 MPa, car les vitesses de déformation mesurées sont plus faibles [SYED06]. La même contrainte engendre une déformation plus faible que pour les alliages Sn-Pb. Dans le cas des alliages sans plomb, la participation du fluage primaire dans l'endommagement ne semble pas être négligeable [SHIR07] [MUSO09]. Pour autant, les calculs de durée de vie des brasures utilisent principalement des lois de fluage secondaires identifiées par des essais monotones.

### 4.3 Comportement viscoplastique avec modélisation de l'érouissage

Les lois de comportement issues d'essais monotones en fluage ne tiennent pas compte de l'érouissage du matériau. L'érouissage correspond au phénomène de durcissement du matériau lié à la déformation plastique. Il correspond à l'état des contraintes internes après déformation plastique. Pour tenir compte de ce phénomène, de la température et de la vitesse de déformation, plusieurs modèles sont proposés [BUSS92] [AMAG02] pour les alliages de brasage. La modélisation de plusieurs types d'érouissages, cinématique et isotrope, permet d'établir des modèles plus pertinents dans le cas de sollicitations cycliques.

### 4.3.1 Modèle d'Anand

Amagai [AMAG02] identifie des paramètres du modèle d'Anand [ANAN92] dans le cas unidimensionnel pour les alliages sans plomb Sn-3,5Ag-0,75Cu et Sn-2,0Ag-0,5Cu. Le modèle d'Anand a initialement été développé pour le comportement à chaud des aciers [ANAND92]. La vitesse de fluage s'écrit sous une forme analogue à un modèle monotone, tel que:

$$\dot{\varepsilon}_p = A \left[ \sinh \left( \xi \frac{\sigma}{s} \right) \right]^{1/m} \exp \left( \frac{-Q}{kT} \right) \quad (5)$$

$\dot{\varepsilon}_p$	Vitesse de déformation plastique (s <sup>-1</sup> )
$\sigma$	Contrainte (fluage secondaire) (MPa)
A	Constante du matériau (s <sup>-1</sup> )
m	Exposant de viscosité
Q/k	Energies d'activation/constante de Boltzmann (K <sup>-1</sup> )
T	Température (K)
s	Variable de résistance à la déformation (écrouissage)
$\xi$	Multiplicateur de contrainte

La contrainte est pondérée par une variable interne s représentant « la résistance à la déformation plastique », soit l'écrouissage [ANAN92]. La loi d'évolution de cette variable est telle que :

$$\dot{s} = h_0 \left( 1 - \frac{s}{s^*} \right)^a \dot{\varepsilon}_p \quad (6)$$

$$s^* = \hat{s} \left[ \frac{\dot{\varepsilon}_p}{A} \exp \left( \frac{Q}{kT} \right) \right]^n \quad (7)$$

$s_0$	Valeur initiale de s (MPa)
$\bar{s}$	Coefficient de résistance à la déformation (MPa)
n	Exposant de sensibilité à la déformation
a	Exposant de sensibilité à l'écrouissage
$h_0$	Constante d'écrouissage (MPa)
$s^*$	Valeur d'équilibre de la variable s en régime stationnaire (MPa)

Les constantes A, Q, m, n, a,  $h_0$  et  $s_0$  peuvent être identifiées par des essais à vitesse de déformation et température constantes [AMAGAI02]. La seule variable interne s dépend de l'état d'écrouissage du matériau ( $h_0$ ) et reflète donc l'état microstructural de l'alliage. Le modèle ne tient pas compte d'un seuil de déformation plastique. Ce type de modèle est adapté aux comportements des alliages ductiles fortement viscoplastiques. Contrairement aux modèles de fluage secondaire présentés précédemment, il a l'avantage de tenir compte de l'écrouissage du matériau par l'introduction d'une variable interne. Des valeurs des paramètres pour l'alliage Sn-37Pb et quatre alliages sans plomb sont données dans le Tableau 4.

Constantes	Sn-3,5Ag [YAN06]	Sn-3,8Ag- 0,7Cu [YAN06]	Sn-4,0Ag- 0,5Cu [LIU08]	Sn-3,0Ag- 0,5Cu [MYSO09]	Sn-37Pb [LIU08]
$s_0$ (MPa)	39,09	40,16	20	2,15	12,41
$Q/k$ ( $K^{-1}$ )	8900	8400	10561	9970	9400
$A$ ( $s^{-1}$ )	$2,23.10^4$	$4,61.10^6$	325	17,99	$4.10^6$
$\xi$	6	4,6	10	0,35	1,5
$m$	0,1872	0,162	0,32	0,15	0,303
$h_0$ (MPa)	3321,15	3090	800000	1525	1378,95
$\hat{s}$ (MPa)	73,81	14,37	42,1	2,53	13,79
$a$	0,018	0,038	2,57	0,028	1,3
$n$	1,82	1,56	0,02	1,69	0,07

**Tableau 4 : Paramètres du modèle d'Anand [YAN06] [LIU08] pour plusieurs alliages**

Les valeurs identifiées dans la littérature ne sont pas très différentes d'alliage à l'autre. Seul les valeurs identifiées par Liu [LIU08] pour l'alliage Sn-4,0Ag-0,5Cu sont étonnantes et notamment pour le module d'écrouissage  $h_0$ . La disponibilité des données pour des alliages SAC ainsi que la disponibilité du modèle dans des codes de calculs éléments finis sont des avantages majeurs.

### 4.3.2 Modèle de Busso

E. Busso développe un modèle constitutif viscoplastique pour l'alliage Sn-40Pb [BUSS92]. Le modèle a pour but de décrire le comportement monotone et cyclique de l'alliage à différentes températures en tenant compte de l'écrouissage cinématique (effet Bauschinger) et du phénomène d'accommodation au cours des cycles. La loi constitutive est formulée en uniaxial par :

$$\dot{\varepsilon}_p = \dot{\varepsilon}_0 \exp \left[ \frac{-F_0}{RT} \left[ 1 - \left( \frac{|\sigma - B|}{\sigma G / G_0} \right)^p \right]^q \right] \text{sgn}(\sigma - B) \quad (8)$$

$$\dot{B} = h \dot{\varepsilon}_p - r B |\dot{\varepsilon}_p| \quad (9)$$

$\dot{\varepsilon}_p$	Vitesse de déformation plastique ( $s^{-1}$ )
$\dot{\varepsilon}_0$	Vitesse de déformation initiale ( $s^{-1}$ )
$\sigma$	Contraintes (MPa)
$F_0$	Constantes du matériau (J/mol)
$p, q$	Exposants du matériau
$G$	Module de cisaillement à la température considérée (MPa)
$G_0$	Module de cisaillement à 0 K (MPa)
$B$	Variable d'écrouissage « back stress »
$T$	Température (K)
$\dot{\varepsilon}_p$	Vitesse de déformation de plastique ( $s^{-1}$ )
$h, r$	Modules d'écrouissage (MPa)
$R$	Constante de Boltzman ( $J.K^{-1}$ )

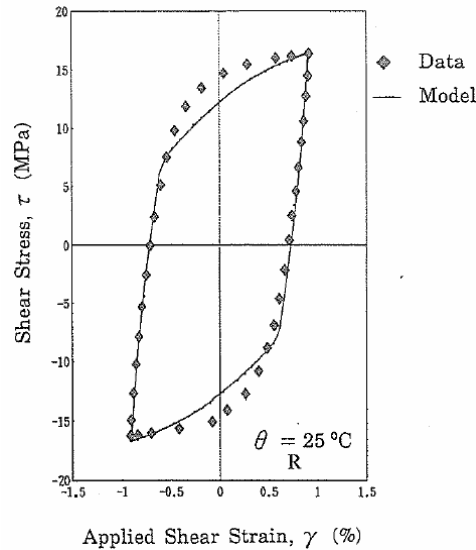
L'écrouissage cinématique est introduit par la variable B dont l'évolution dépend de la vitesse de déformation et de la température ( $r = f(T)$ ). Le premier terme représente l'écrouissage cinématique linéaire (Prager) et le second permet de rendre compte de la stabilisation des cycles et de la mémoire du trajet de la déformation [LEM96]. La loi de comportement s'appuie sur une distribution statistique des mouvements des dislocations associée à une énergie d'activation  $\Delta E$ .

Cette énergie d'activation dépend de la contrainte, elle est exprimée sous la forme :

$$\Delta E = F_0 \left\{ 1 - \left( \frac{\sigma}{\sigma_0 G / G_0} \right)^p \right\}^q \quad (10)$$

$$\dot{\varepsilon}_p = \dot{\varepsilon}_0 \exp \left( - \frac{\Delta E}{RT} \right) \quad (11)$$

Cette forme d'écriture de l'énergie d'activation est issue des études de Busso et Kocks [BUSS90] [KOCK75] portant sur les obstacles à courte distance des dislocations lors de l'écrouissage d'un monocristal. L'aspect microstructural du modèle le rend complexe et nécessite une lourde procédure d'identification de paramètres tels que la valeur du module de cisaillement à 0 K, qui dans l'étude de Busso est extrapolé à partir de mesures de la littérature. Les constantes du modèle sont identifiées pour l'alliage Sn-40Pb à partir des résultats expérimentaux obtenus par Adams [ADAM76] en traction monotone sur des éprouvettes massives. Les résultats montrent une bonne corrélation pour les essais monotones et pour le comportement cyclique. La Figure 18 montre une simulation du modèle confrontée aux résultats expérimentaux dans le cas d'un chargement cyclique.



**Figure 18 : Simulation par le modèle de Busso [BUSS92] sur les résultats des essais réalisés par Adams [ADAM86] pour  $\Delta\gamma=1,82$  % à 22 °C et pour une fréquence de sollicitation mécanique de 0,01 Hz**

La détermination de  $\sigma_0$  est réalisée par extrapolation des résultats en traction monotone. Les constantes  $\dot{\epsilon}_0$ ,  $p$  et  $q$  sont identifiées par une méthode des moindres carrées pour l'ajustement du modèle sur l'évolution de la contrainte en fonction de la température et de la vitesse de déformation.  $F_0$  est estimé par extrapolation des mesures d'Adams. Les paramètres  $h$  et  $r$  sont ajustés sur les résultats expérimentaux.

Le modèle proposé par Busso régit correctement le comportement monotone et cyclique de l'alliage Sn-40Pb (éprouvette massive). La transition élastique/plastique peut toutefois être mieux ajustée en modifiant l'expression et la valeur du module d'écrouissage  $h$ . Ce modèle permet d'introduire les effets microstructuraux mais nécessite l'identification de nombreuses constantes. Aucune identification n'est proposée pour un alliage SAC. Le comportement des alliages Sn-Pb étant proche des alliages SAC, il est intéressant de présenter ce type de modélisation qui se fonde sur des observations microstructurales.

### 4.3.3 Modèle de Lemaitre et Chaboche

Un modèle viscoplastique à écrouissage cinématique issu de la théorie de la thermodynamique des milieux continus est proposé par Lemaitre [LEM96]. Les variables d'écrouissage introduites rendent compte de l'effet des variables d'état telles que la température et la déformation sur le comportement du matériau. Ce type de loi n'a pas été utilisé pour les alliages de brasage dans la littérature jusqu'à présent, mais mérite d'être présenté ici car elle permet de décrire correctement les comportements viscoplastiques. La formulation multiaxiale se compose des quatre équations suivantes :

$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}'}{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})} \quad (12)$	$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p$ Tenseur des vitesses de déformation plastique ( $s^{-1}$ )
$\dot{p} = \left\langle \frac{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - k}{K} \right\rangle^n \quad (13)$	$k$ Seuil de plasticité (MPa) $\boldsymbol{\sigma}'$ Tenseur déviateur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$ Tenseur des contraintes $\mathbf{X}$ Tenseur variable d'écrouissage cinématique $\mathbf{X}'$ Déviateur de $\mathbf{X}$
$\mathbf{X} = \frac{2}{3} \mathbf{C} \boldsymbol{\alpha} \quad (14)$	$\dot{p}$ Vitesse de déformation plastique cumulée ( $s^{-1}$ ) $\boldsymbol{\alpha}$ Variable tensorielle d'écrouissage cinématique
$\dot{\boldsymbol{\alpha}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p - \gamma \boldsymbol{\alpha} \dot{p} \quad (15)$	$K, n$ Constantes pouvant dépendre de la température $\gamma, C$ Modules d'écrouissage (sans dimension, MPa) $J_2$ Second invariant d'une grandeur tensorielle

L'expression de l'évolution de la variable interne d'écrouissage  $\boldsymbol{\alpha}$  est fonction de la vitesse de déformation et de la température ( $\gamma = f(T)$ ). Il contient le même terme de rappel ( $-\gamma$ ) présenté précédemment pour le modèle de Busso. La signification de la déformation plastique cumulée  $p$  est illustrée sur la Figure 19 dans le cas d'un essai de traction compression. L'aire hachurée représente le travail de déformation plastique. L'expression de l'évolution de la déformation plastique cumulée  $\dot{p}$  (fonction puissance dans ce cas) est issue du choix de la forme du potentiel de dissipation [LEMA96].

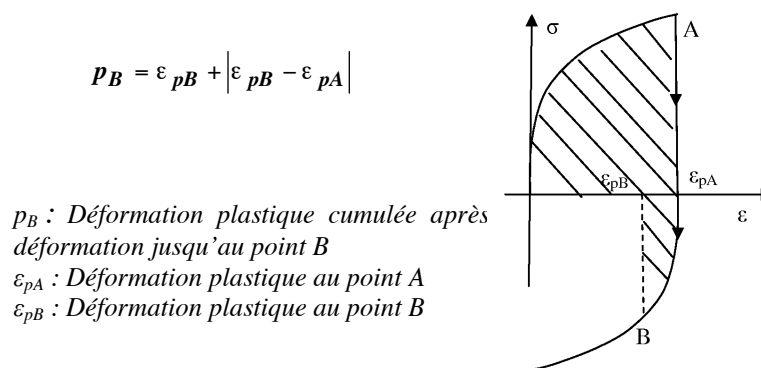


Figure 19 : Illustration de la signification de la "déformation plastique cumulée"

Ce type de modèle à l'avantage de nécessiter peu de constantes à identifier et décrit précisément le comportement viscoplastique cyclique. Les paramètres doivent être identifiés par des essais cycliques.



#### 4.4 Synthèse sur les lois de comportement

Les alliages de type Sn-Ag-Cu ont un comportement élasto-viscoplastique. Dans le cas des assemblages réels de composants électroniques, les simulations EF montrent que le comportement est principalement viscoplastique sous sollicitations thermomécaniques (gamme de déformations, contraintes, fréquences de sollicitation et températures). Elasto-plasticité et fluage font souvent l'objet d'études indépendantes. De nombreuses lois de comportement élasto-plastiques dépendantes de la température sont proposées dans la littérature. Parmi les travaux les mieux documentés, Pang [PANG05] se distingue par une gamme très complète d'essais à différentes températures et vitesses de déformation. Les constantes des lois de fluage secondaire sont également nombreuses. Il faut les distinguer selon les paramètres de la procédure expérimentale employée (gamme de déformation, températures).

Toutefois, la plupart des auteurs utilisent les lois de comportement monotone pour modéliser les joints brasés sous cycles thermiques. Il est plus pertinent d'utiliser des lois identifiées par des essais cycliques, car elles sont plus représentatives du comportement d'érouissage et d'adoucissement des joints sous sollicitations thermiques réelles. Le comportement monotone en fluage doit être complété par le comportement d'érouissage et d'adoucissement cyclique ou d'endommagement des alliages [ZHUA98].

Les modèles d'Anand, de Busso et de Lemaitre sont adaptés au comportement cyclique des alliages à caractère fortement viscoplastique par la prise en compte de l'érouissage. Les modèles sont identifiés pour les alliages type Sn-Pb, mais encore très peu de valeurs sont proposées pour les alliages de type Sn-Ag-Cu. Certains paramètres peuvent être identifiés par des essais spécifiques et d'autres ne peuvent être qu'ajustés numériquement sur les résultats expérimentaux. Les variables internes de ces trois modèles font intervenir des paramètres supplémentaires à identifier, mais permettent de modéliser des comportements plus complexes de la microstructure. Les modèles d'Anand et de Lemaitre ont l'avantage d'être disponibles dans les codes de calculs usuels.

L'identification du modèle de Busso pour un alliage de brasage sans plomb nécessite plusieurs essais expérimentaux : traction monotone à différentes vitesses de déformation et températures. Le modèle d'Anand a initialement été développé pour le comportement des métaux à des températures au-delà de la moitié de leur température de fusion. Il est souvent utilisé pour les alliages ductiles de brasage en électronique. Le modèle de Lemaitre est également adapté au comportement viscoplastique des alliages de brasage. Il a l'avantage de permettre l'introduction de variables internes tel que le dommage pour rendre compte de l'endommagement rapide des alliages de brasures. Aujourd'hui, aucune valeur de constante pour ce modèle n'est proposée pour un alliage de brasage sans plomb. Des travaux sont donc nécessaires pour identifier les paramètres d'un tel modèle pour un alliage sans plomb dans le cas des sollicitations cycliques représentatives de l'environnement opérationnel des brasures. Les modèles présentés sont tous adaptés au comportement des alliages mais pas nécessairement applicables dans un contexte industriel. Les modèles qui font intervenir des paramètres issus de la microstructure sont difficilement applicables pour des assemblages électroniques. Un modèle possédant un faible nombre de paramètres, identifiables sur des

essais simples (traction, torsion...), sera plus intéressant, même si la précision des résultats est moins élevée.

## 5 Les modèles de fatigue appliqués aux brasures en électronique

Deux grandes familles de modèles de fatigue sont appliquées aux brasures dans la littérature :

- les modèles empiriques en loi puissance,
- les modèles de dommage continu,

Les modèles en loi puissance sont couramment exploités, car ils sont facilement identifiables. Ils permettent de comparer de manière empirique la durée de vie de différents alliages pour des technologies d'interconnexion diverses. Les modèles de dommage continu sont plus difficiles d'utilisation, car ils ne sont pas souvent intégrés dans les codes de calculs par éléments finis. Pourtant, ils tiennent compte d'un plus grand nombre de variables internes, ce qui leur permet de modéliser correctement le comportement cyclique des alliages.

Des modèles de zone cohésive sont également appliqués à la fatigue des brasures. Un exemple est présenté dans ce chapitre. La mécanique de la rupture n'est pas rencontrée dans le domaine de la fatigue des assemblages électroniques. L'observation de la propagation des fissures dans les joints est difficile à l'échelle d'un assemblage électronique.

Pour rendre compte de la combinaison des sollicitations, les modèles empiriques sont utilisés et l'hypothèse de cumul linéaire est appliquée. Cependant, cette solution s'avère inefficace pour prédire correctement la rupture des brasures en environnement combiné. Un modèle générique permettant de rendre compte de l'influence des sollicitations thermiques et vibratoires combinées est nécessaire pour une meilleure prédiction des durées de vie des assemblages électroniques.

### 5.1 Modèles empiriques en loi puissance

Les modèles empiriques en loi de puissance sont les plus utilisés dans le domaine de la fiabilité de l'électronique car ils sont simples d'identification et d'application. Ils nécessitent l'hypothèse de cumul linéaire des cycles de déformation.

#### 5.1.1 Principe de modélisation de la fatigue

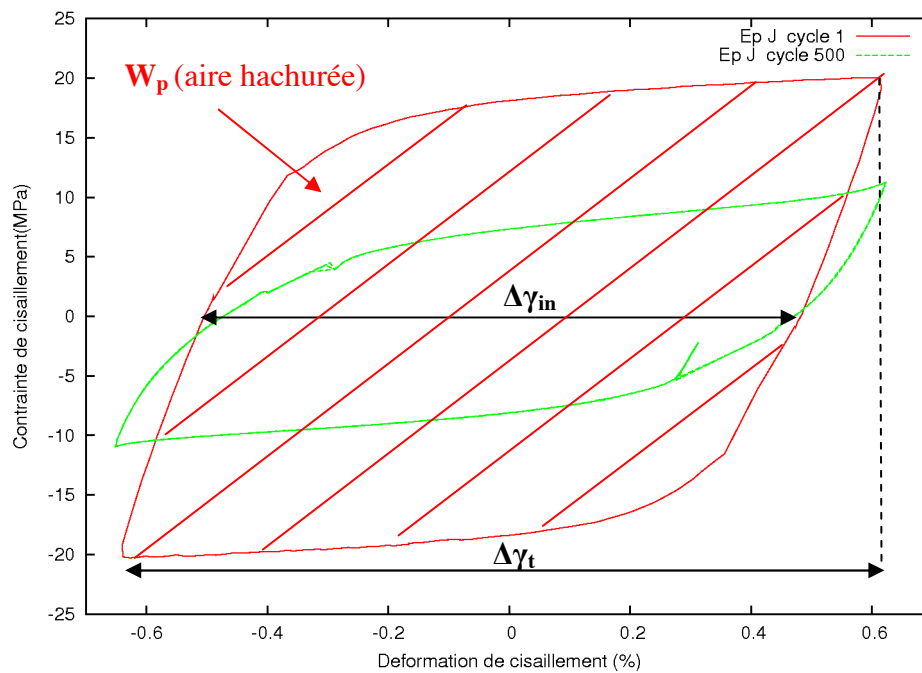
L'approche empirique est toujours la première méthode employée pour l'étude de la fatigue des alliages. Le nombre de cycles à rupture est exprimé en fonction du niveau de la sollicitation cyclique appliquée. Il en résulte presque toujours une loi puissance. Ces modèles ont été modifiés ou adaptés pour tenir compte de l'influence de la fréquence [PANG04] et de la température [ENG07] [SHI00]. L'expression la plus simple est la suivante :

$$\Delta X (N_f)^b = A \quad (16)$$

$\Delta X$	Amplitude du paramètre indicateur du niveau de sollicitation
A	Coefficient de ductilité en fatigue
$N_f$	Nombre de cycles à rupture
b	Exposant de ductilité en fatigue

Ce type d'approche ne nécessite que la connaissance de la valeur d'un paramètre physique cyclique choisi ( $\Delta X$ ) et du nombre de cycles à défaillances ( $N_f$ ) sous ce niveau de chargement. Les paramètres physiques indicateurs du niveau de sollicitation (cf. Figure 20) permettant d'évaluer la durée de vie des joints sont :

- l'amplitude de déformation inélastique ( $\Delta\gamma_{in}$ ) [SOLO89]
- l'amplitude de déformation totale ( $\Delta\gamma_t$ ) [COFF54],
- la densité de travail plastique par cycle ( $W_p$ ) [MORR64]. [DARV00]
- la déformation viscoplastique cumulée par cycle [SYED04] (calculée via les lois de comportement)



**Figure 20 : Evolution contrainte-déformation d'une éprouvette de torsion en cisaillement d'un alliage SAC305 à 25°C en fatigue oligocyclique pour une fréquence de 0,05 Hz pour  $\Delta\gamma_t=1,3$  % - 1<sup>er</sup> et 500<sup>ème</sup> cycles**

$\Delta X$  est souvent calculée analytiquement ou par modélisation éléments finis (déformation plastique cumulée, travail inélastique) à partir des lois de comportement considérées. Les lois de comportement couramment utilisées pour les brasures, sont des lois de fluage secondaire identifiées en traction monotone présentée dans le paragraphe précédent.

### 5.1.2 Les principaux types de modèles de fatigue

Les modèles proposés sont tous construits de la même manière. Les principaux sont :

- Coffin-Manson [COFF54] :

$$\Delta \varepsilon_p N_f^\alpha = \theta \quad (17)$$

$\Delta \varepsilon_p$	Amplitude de déformation plastique (crête-crête)
$\theta$	Coefficient de ductilité en fatigue
$N_f$	Nombre de cycles à rupture
$\alpha$	Exposant de ductilité en fatigue

L'amplitude de déformation plastique peut être remplacée par l'amplitude de déformation de cisaillement plastique (ou totale) [SOLO89].  $\Delta \varepsilon_p$  devient  $\Delta \gamma_p$  ou  $\Delta \gamma_t$  (cf. Figure 20) dans le modèle de Solomon. Pour l'interprétation de  $\Delta \varepsilon_p$  ou  $\Delta \gamma_p$  en déformation multiaxiale, Bannantine [BANN90] recommande d'adopter une déformation équivalente :

$$\Delta \varepsilon_p = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[ (\Delta \varepsilon_1 - \Delta \varepsilon_2)^2 + (\Delta \varepsilon_2 - \Delta \varepsilon_3)^2 + (\Delta \varepsilon_3 - \Delta \varepsilon_1)^2 \right] \quad (18)$$

- Morrow [MORR65] :

$$W_{in} N_f^\alpha = \theta \quad (19)$$

$W_{in}$	Travail inélastique dissipé pendant un cycle (MPa)
$\theta$	Coefficient de ductilité en fatigue (MPa)
$N_f$	Nombre de cycles à rupture
$\alpha$	Exposant de ductilité en fatigue

Dans la loi de Morrow, la déformation est remplacée par le travail inélastique dissipé pendant un cycle. Le travail inélastique a l'avantage de dépendre de la déformation et de la contrainte (aire du cycle d'hystérésis). C'est un critère directement multiaxial.

- Coffin-Manson modifié en fréquence [PANG04] :

$$(N_f v^{k-1})^\alpha \Delta \varepsilon_p = \theta \quad (20)$$

$\Delta \varepsilon_p$	Amplitude de déformation plastique
$v$	Fréquence de la sollicitation (Hz)
$k$	Exposant de fréquence
$N_f$	Nombre de cycles à rupture
$\theta$	Coefficient de ductilité en fatigue (unité dépend de k)
$\alpha$	Exposant de ductilité en fatigue

Dans le modèle de Coffin-Manson modifié en fréquence, la fréquence de sollicitation est intégrée au modèle et  $N_f v^{k-1}$  est défini comme la « durée de vie modifiée en fréquence ». Cette variable peut être exprimée différemment selon la gamme de fréquence comme le propose Pang [PANG04] en introduisant deux paramètres  $k_1$  et  $k_2$ . L'exposant  $k$  dépend de la température [SHI00] pour des essais à température constante. La prise en compte de la fréquence permet de tenir compte de la vitesse de déformation qui affecte considérablement le comportement et l'endommagement des alliages fortement viscoplastiques.

- Morrow modifié en fréquence [PANG04] :

$$(N_f \cdot \nu^{k-1})^\alpha W_{in} = \theta \quad (21)$$

$W_{in}$	Densité d'énergie de déformation inélastique accumulée pendant un cycle ( $J \cdot m^{-3}$ )
$\nu$	Fréquence de la sollicitation (Hz)
$k$	Exposant de fréquence
$N_f$	Nombre de cycles à rupture
$\theta$	Coefficient de ductilité en fatigue (unité dépend de k)
$\alpha$	Exposant de ductilité en fatigue

La fréquence est intégrée au modèle de la même manière que pour le modèle de Coffin-Manson modifié en fréquence.

- Darveaux [DARV00] :

$N_0 = K_1 (W_{ave})^{K_2} \quad (22)$	$N_0$	Nombre de cycles avant initiation de la fissure
$\frac{da}{dN} = K_3 (W_{ave})^{K_4} \quad (23)$	$W_{ave}$	Densité moyenne de travail plastique par cycle (psi)
$N_f = N_0 + \frac{a}{da/dN} \quad (24)$	$a$	Longueur de la fissure à défaillance (in)
	$K_1$	Constantes du matériau (cycles/psi <sup>K<sub>2</sub></sup> )
	$K_2$	Constantes du matériau
	$K_3$	Constantes du matériau (10 <sup>-7</sup> in/cycle/psi <sup>K<sub>4</sub></sup> )
	$K_4$	Constantes du matériau

L'équation (22) donne le nombre de cycles pour l'initiation de la fissure macroscopique. L'équation (23) donne l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles. Le nombre de cycles à défaillance est calculé au moyen de l'équation (24). La vitesse de propagation de la fissure est considérée constante : ce n'est pas une approche de la mécanique de la rupture. De plus, Darveaux montre que les valeurs des constantes dépendent de l'épaisseur de la zone de calcul choisie dans les modélisations EF (Eléments Finis). Ce modèle nécessite l'identification du nombre de cycles nécessaire à l'amorçage de la fissure macroscopique, et donc, l'observation expérimentale de celle-ci.

## 5.2 Identification des paramètres des modèles

L'identification des modèles empiriques peut être réalisée de différentes façons :

- la mesure directe de la déformation ou de la contrainte et du nombre de cycles à défaillance sur des éprouvettes spécifiques de traction ou de cisaillement, [ANDE04] [PANG04],
- la mesure du nombre de cycles à défaillance de composants électroniques assemblés sur des cartes de test par un suivi électrique de l'assemblage. Un modèle par éléments finis permet ensuite le calcul de l'amplitude des déformations et contraintes afin de déterminer le travail plastique ou déformation plastique cumulée pour un cycle [SCHU03] [SYED04],

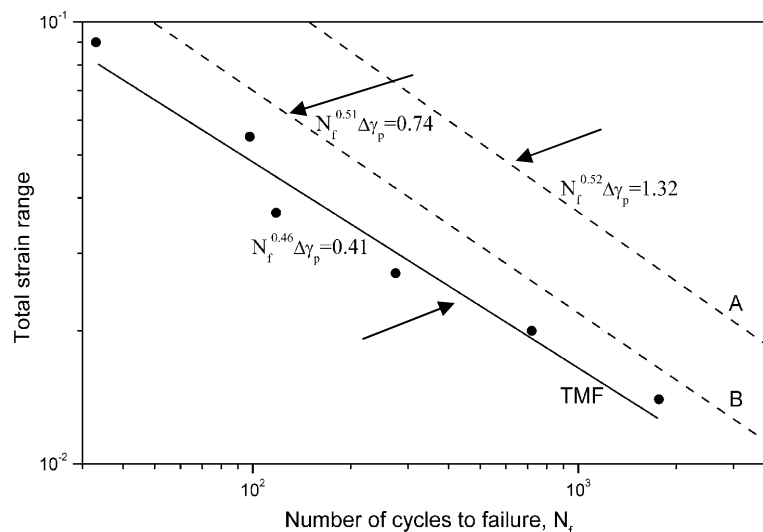
Les modèles proposés sont souvent établis par des essais sur des éprouvettes et validés dans le cas des assemblages réels par modélisation EF. La détermination de l'amplitude de déformation ou du travail plastique est aisément accessible aux codes de calcul EF dédié aux calculs de structure.

## 5.2.1 Impact des procédures expérimentales

Les modèles proposés dans la littérature sont identifiés pour divers alliages sans plomb (Sn-Ag, Sn-Ag-Cu, Sn-Cu) et par des procédures expérimentales bien spécifiques : essais de torsion sur des éprouvettes massives, essais de traction/compression sur des éprouvettes massives, essais de cisaillement sur joint brasé, essais de flexion sur des cartes de test, essais en cyclage thermique sur des cartes de test, etc. Les paramètres de la procédure expérimentale employée impactent directement la pertinence des résultats. Ces procédures utilisent des paramètres expérimentaux qui sont souvent mal explicités dans la littérature et qui peuvent rendre l'exploitation des modèles délicate.

### 5.2.1.1 Influence du type de sollicitation

Les essais peuvent être mécaniques isothermes ou anisothermes par des cycles thermiques dans le cas de composants électroniques sur des carte de test. Liu [LIU03] montre que les cycles thermiques sont bien plus endommageants que des essais cycliques purement mécaniques (traction/compression ou torsion à température constante), même à 125 °C (cf. Figure 21). La comparaison est faite entre des éprouvettes massives et des éprouvettes sandwich représentatives de joints brasés. Les éprouvettes sandwich consistent à braser deux substrats entre eux qui possèdent des coefficients de dilatation très différents pour créer la déformation du joint lors d'une augmentation de température. Dans ce cas les substrats sont en acier et en Invar.



**Figure 21 : Lois de Coffin-Manson (Sn-37Pb) obtenues par des essais sous cycles thermiques de 35 °C à 125 °C (éprouvette sandwich) et pour des essais mécaniques (éprouvettes massives) à température constante (A) 35 °C , (B) 125 °C [LIU03]**

Basaran [BASA04] compare la durée de vie prédite par un modèle identifié sur éprouvette de test par des cycles mécaniques en cisaillement à température constante de 22 °C sur une éprouvette représentative d'un joint brasé, et la durée de vie réelle d'un composant BGA en cyclage thermique (-55 °C/+125°C) dont les brasures subissent 0,01 % de déformation (mesure réalisée par interférométrie). La différence entre les valeurs obtenues excède 1000 cycles sur une durée de vie de quelques milliers de cycles. Dans ce cas, le modèle

identifié sur éprouvettes sous-estime la durée de vie des composants. L'influence de la variation de température au cours des cycles de cisaillement est non négligeable. Les résultats de la littérature mélangent durées de vie de composants et temps à rupture des éprouvettes pour des gammes de température et types d'essais variés. Les efforts thermomécaniques dans les assemblages électroniques semblent difficiles à mettre en œuvre sur des éprouvettes de test. Un compromis doit être fait entre représentativité des efforts et mise en œuvre expérimentale pour identifier des modèles de fatigue pertinents et prédire la durée de vie des assemblages électroniques.

### 5.2.1.2 Influence de la fréquence de sollicitation

La fréquence de sollicitation ou vitesse de déformation des brasures affecte considérablement leur comportement et leur durée de vie en fatigue car l'endommagement de fluage des alliages est prépondérant aux faibles fréquences de sollicitations utilisées pour les essais accélérés. La Figure 22 montre l'évolution contrainte/déformation d'une éprouvette d'alliage brut (Sn-3,5Ag) à deux fréquences différentes :  $10^{-3}$  Hz et 1 Hz [KANCO3]. Pour une faible fréquence ( $10^{-3}$  Hz), le matériau s'écroute légèrement et flue/relaxe assez rapidement. Pour une fréquence de 1 Hz, l'écroutissage du matériau est plus important et le fluage/relaxation moindre. L'endommagement de fluage étant non négligeable pour les alliages de brasage, la fréquence des sollicitations qui pilote la vitesse de déformation et le temps de fluage des brasures doit être intégré aux modèles de fatigue.

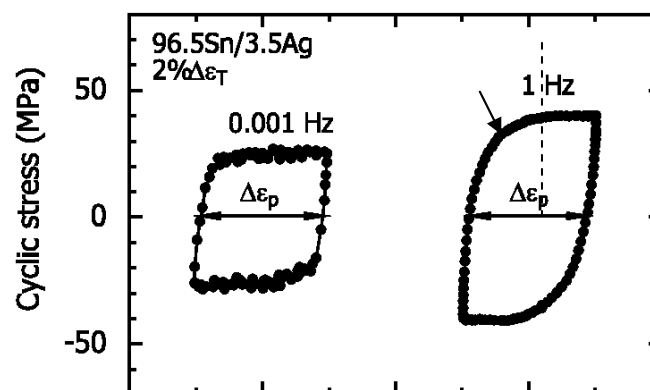


Figure 22 : Evolution contrainte-déformation d'un alliage Sn-3,5Ag testé à 20 °C pour 2 % de déformation totale avec une fréquence de  $10^{-3}$  Hz et 1 Hz [KANCO3]

La Figure 23 présente plusieurs modèles de type Coffin-Manson identifiés pour différentes fréquences de sollicitation [KANCO3] pour un alliage Sn-3,5Ag. Pour des basses fréquences ( $10^{-3}$  Hz), le nombre de cycles à défaillance est plus faible que pour des plus hautes fréquences (1 Hz) dû à l'endommagement de fluage.



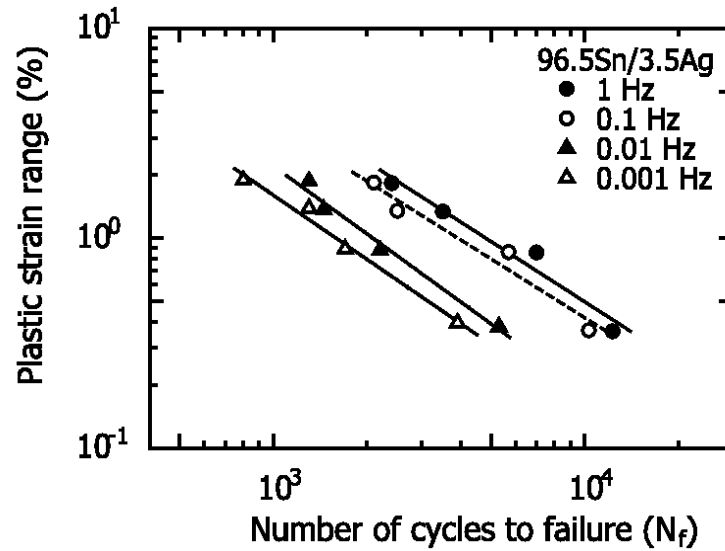


Figure 23 : Loi de fatigue de type Coffin-Manson pour l'alliage Sn-3,5Ag pour différentes fréquences de sollicitation [KANC03]

En effet, plus la fréquence est faible et plus le matériau flue (cf. Figure 22). Le modèle de type Coffin-Manson modifié en fréquence permet de rendre compte de cette dépendance (cf. Figure 24) et de réunir les mécanismes de fatigue et de fluage en un seul modèle. Il est difficile de différencier l'endommagement de fatigue et de fluage lors des essais de vieillissement accélérés.

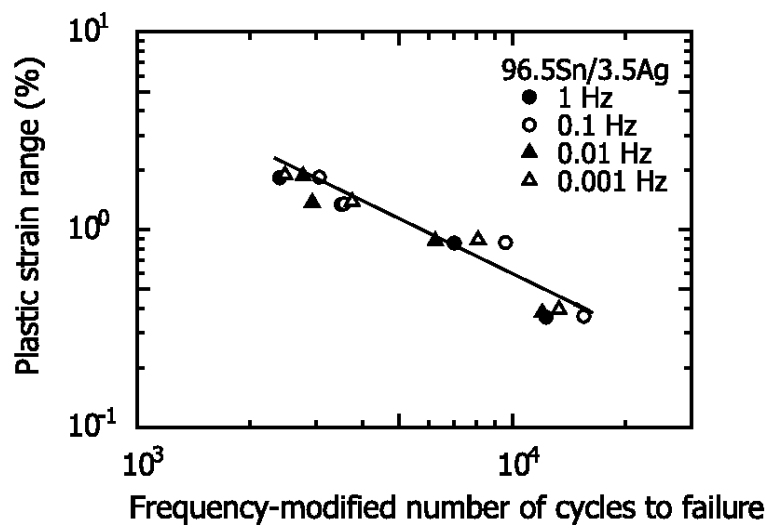


Figure 24 : Loi de Coffin-Manson modifiée en fréquence [KANC03]

### 5.2.1.3 Influence du type d'éprouvette

Le comportement en fatigue d'une éprouvette massive est légèrement différent du comportement d'un joint brasé (cf. Figure 25) [ANDE04].

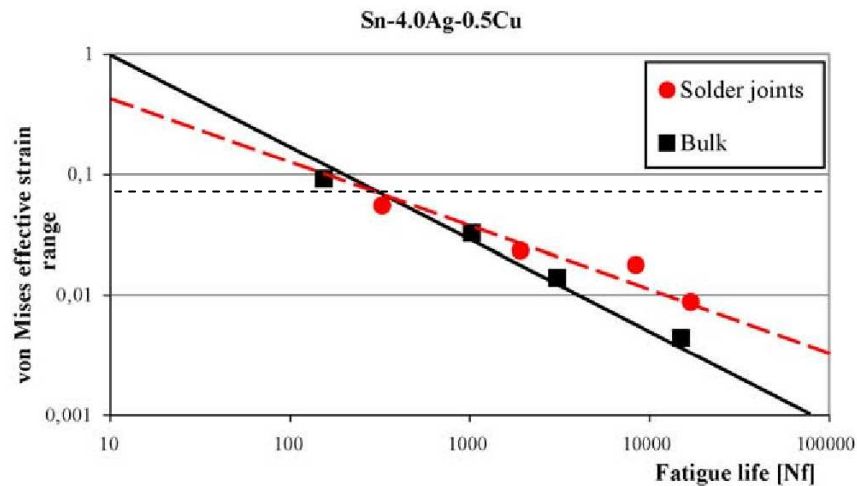


Figure 25 : Comparaison des lois de type Coffin-Manson pour des éprouvettes représentatives de joints brasés et massives (Sn-4,0Ag-0,5Cu) à 22 °C [ANDE04]

Les modes de rupture des joints de composants électroniques sont multiples : fissures dans les composés intermétalliques, dans la brasure ou les deux. Dans la plupart des cas les contraintes se concentrent à l'interface entre la brasure et les composés intermétalliques. Les fissures naissent donc dans ces zones et se propagent le long des couches de composés intermétalliques. Dans le cas d'essai sur des éprouvettes massives, aucune interface n'est mise en jeu. La représentativité des éprouvettes affecte donc nécessairement les lois de fatigue [ANDE04] [BASA04]. Dans le cas de la Figure 25 les éprouvettes massives semblent légèrement moins robustes en fatigue que les éprouvettes représentatives d'un joint brasé à partir d'une certaine valeur d'amplitude de déformation. La différence reste acceptable pour des essais de fatigue de plus de 10000 cycles.

Les sollicitations thermomécaniques induisent principalement des contraintes de cisaillement dans les brasures. Les éprouvettes de cisaillement sont donc plus adaptées que celle de traction-compression. Les éprouvettes sandwich sont les plus représentatives, car elles permettent de réaliser facilement des essais de cisaillement sous cycles thermiques tout en induisant correctement des efforts de cisaillement dans les brasures [LIU03]. Néanmoins, ce type d'éprouvette permet difficilement des mesures directes à cause des faibles dimensions des joints. Le choix du type d'éprouvette reste un compromis entre représentativité de forme (taille, géométrie, volume des joints) et pertinence des mesures (jauges de déformations, capteurs de déplacements, interférométrie).

## 5.2.2 Pertinence des modèles empiriques de fatigue

La pertinence des modèles empiriques de fatigue réside principalement :

- dans la qualité de la procédure expérimentale employée,

Il est préférable de faire des mesures directes de déformation sur des éprouvettes représentatives des joints brasés du type empilement cuivre/brasure/cuivre. Les modèles identifiés par essais à température constante ne sont pas représentatifs de cycles thermiques. Il est donc conseillé d'utiliser des éprouvettes sandwich et de réaliser des essais sous cycles thermiques [LIU03]. Néanmoins, les essais isothermes permettent de comparer la tenue en fatigue de différents alliages, de donner des tendances. Dans le cas où la fréquence de sollicitation et la température sont connues, les essais mécaniques isothermes à fréquence fixe sont pertinents.

- dans le choix d'un paramètre indicateur du niveau de sollicitation et d'un critère de fatigue :

Che [CHE03] montre que le meilleur ajustement avec les résultats expérimentaux est obtenu par des modèles de type Morrow, basés sur le travail plastique dissipé par cycle. Le travail mécanique apparaît comme un paramètre indicateur du niveau de sollicitation plus pertinent que la déformation, car il tient compte de la contrainte (cf. Figure 20) et il est intrinsèquement multiaxial.

- dans la pertinence des modélisations par éléments finis :

La justesse des lois de comportement (méthode d'identification, procédure expérimentale, valeurs des paramètres physiques/mécaniques) impacte les calculs EF et les modèles de fatigue proposés. Les auteurs considèrent très souvent que le fluage est le mécanisme prépondérant. L'érouissage est rarement modélisé et les lois utilisées sont issues d'essais monotones et non cycliques. La méthodologie de modélisation EF affecte directement les valeurs des paramètres  $\Delta X$  calculés (déformation, contrainte, travail) et les paramètres des modèles de fatigue proposés. Les hypothèses simplificatrices doivent permettre d'optimiser les temps de calcul tout en gardant la représentativité du problème physique.

## 5.2.3 Utilisation des modèles empiriques en chargement non-périodique

Les modèles exprimés au moyen d'une loi de puissance s'appliquent à des sollicitations périodiques. L'amplitude de la sollicitation est constante. Dans les cas où plusieurs cycles d'amplitudes différentes sont appliqués, la règle de cumul linéaire de Palmgren-Miner est la plus souvent utilisée [MINE45]. Cette règle est telle que :

$$\sum_i \frac{n_i}{N_{fi}} = 1 \quad (25)$$

$n_i$  est le nombre de cycles effectués sous un chargement donné pour lequel le nombre de cycles à rupture serait  $N_{fi}$ . Ainsi pour deux chargements différents appliqués successivement :

$$\frac{n_1}{N_{f1}} + \frac{n_2}{N_{f2}} = 1 \quad (26)$$

Cette règle ne tient pas compte des effets de séquences (ordre de succession des cycles) et donc de l'histoire du chargement [NGAR03]. Dans le cas d'un essai séquentiel, la valeur est inférieure ou supérieure à 1 selon l'ordre des sollicitations. Dans le cas de la fatigue thermomécanique des joints brasés, l'endommagement est de deux natures :

- l'endommagement de fatigue (variation cyclique de la déformation),
- l'endommagement de fluage (effets visqueux activés en température).

En utilisant cette hypothèse, un essai de fluage suivi d'un essai de fatigue et un essai de fatigue suivi d'un essai fluage résultent du même endommagement. Dans le cas des alliages ductiles, la présence de petites fissures engendrées par la fatigue réduit considérablement la durée de vie en fluage [ZHUA98]. L'hypothèse ne peut pas être vérifiée dans le cas des alliages ductiles en fatigue thermomécanique.

L'application de la règle de Miner peut être utilisée pour des chargements alternés quelconques qui ne sont plus périodiques et qui s'apparentent plutôt à des chargements aléatoires. Pour cela, il faut utiliser une méthode de comptage de cycles dont la plus reconnue est la méthode rainflow [NFA03]. Un inconvénient de cette méthode dans le cas des alliages de brasage, est qu'elle ne tient pas compte de la durée des cycles, et donc, de la fréquence de sollicitation.

#### 5.2.4 Modèles identifiés pour des alliages sans plomb

Les modèles présentés par la suite sont une sélection parmi de nombreuses publications pour des alliages de brasage (Sn-Ag-Cu, Sn-Pb, Sn-Ag). Les alliages sans plomb sont plus particulièrement présentés. Ces modèles semblent être les plus pertinents de par la procédure expérimentale employée pour identifier les paramètres et la nature des alliages testés.

### 5.2.4.1 Paramètres identifiés par Andersson pour un modèle de Coffin-Manson en déformation équivalente

Le Tableau 5 regroupe l'ensemble des paramètres de la procédure expérimentale employée par Andersson.

Type d'éprouvette	Eprouvette massive de traction-compression Eprouvette représentative d'un joint brasé (400 $\mu\text{m}$ ) en cisaillement
Finition	NiAu
Alliage de brasage	Sn-3,5Ag / Sn-4,0Ag-0,5Cu / Sn-37Pb
Type d'essai	Mécanique (22 °C)
Type de mesure	Déformation (mesure des déplacements)
Consigne	Pilotage en déplacement
Critère de rupture	50 % de chute de charge
Fréquence de sollicitation	0,2 Hz (cycles triangulaires)
Gamme de déformation	Entre 0,4 et 9 % (plastique)

Tableau 5 : Paramètres de la procédure expérimentale réalisée par Andersson [ANDE04]

La Figure 26 présente les résultats obtenus pour les alliages SAC405, Sn-3,5Ag et l'alliage de référence Sn-37Pb.

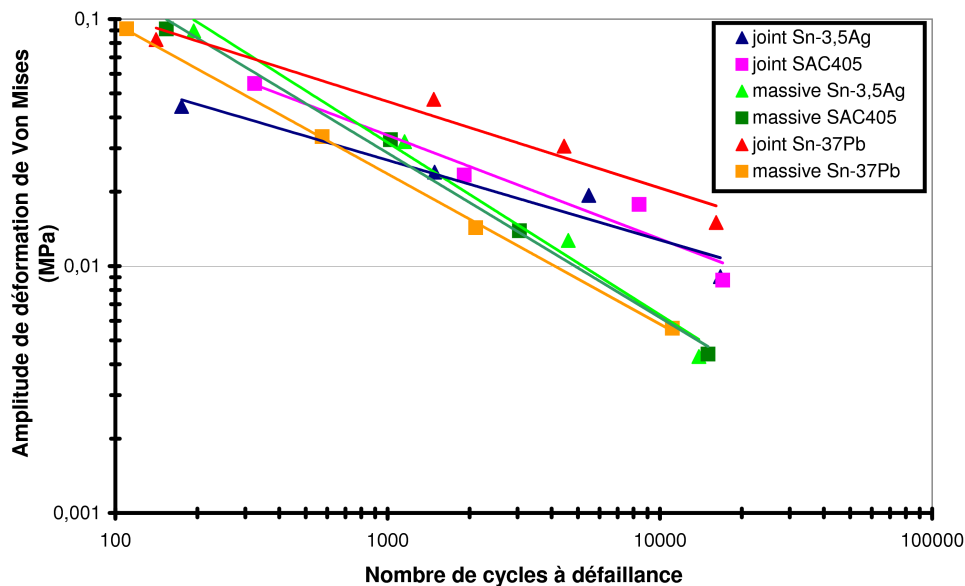


Figure 26 : Résultats expérimentaux obtenus par Andersson [ANDE04]

Les constantes identifiées<sup>1</sup> pour le modèle de Coffin-Manson tel que :  $\Delta\varepsilon_{eq} N_f^a = \theta$ , sont données dans le Tableau 6 pour les trois alliages étudiés.

Eprouvette	Joints		Massives	
Alliages	$\alpha$	$\theta$	$\alpha$	$\theta$
Sn-3,5Ag	0,32	0,43	0,69	3,92
Sn-4,0Ag-0,5Cu	0,42	1,06	0,66	2,85
Sn-37Pb	0,35	0,52	0,60	1,57

**Tableau 6 : Constantes identifiées par Andersson sur des éprouvettes massives (traction-compression) et sur des joints brasés (cisaillement)**

La géométrie de l'éprouvette de cisaillement est représentative des joints brasés, les dimensions du joint ( $400 \mu\text{m} \times 1,5 \text{ mm}$ ) sont semblables aux dimensions des joints de composants électroniques. La fréquence de sollicitation étant fixée, la vitesse de déformation est différente selon l'amplitude de la déformation. Les tendances en fatigue des deux alliages sans plomb testées sont semblables à la tendance de l'alliage Sn-37Pb. La différence est encore moins nette pour les résultats relatifs aux éprouvettes massives.

<sup>1</sup> Dans l'étude bibliographique, les valeurs sont reproduites telles qu'elles ont été publiées, même si beaucoup de chiffres ne sont pas significatifs

### 5.2.4.2 Paramètres identifiés par Pang pour des modèles de Coffin-Manson et Morrow modifiés en fréquence

Le Tableau 7 regroupe l'ensemble des paramètres expérimentaux utilisés par Pang.

Type d'éprouvette	Eprouvette massive de traction-compression
Alliage de brasage	Sn-0,7Cu / SAC387
Type d'essai	Mécanique
Type de mesure	Déformation (mesure de déplacement)
Consigne	Pilotage en déplacement
Critère de rupture	50 % de chute de charge
Température	25 - 75 - 125 °C
Fréquence de sollicitation	$10^{-3}$ - $10^{-2}$ -1 Hz
Gamme de déformation	Entre 0,1 et 7 % (plastique)

Tableau 7 : Paramètres de la procédure expérimentale employée par Pang

La Figure 27 présente les résultats expérimentaux obtenus par Pang pour des fréquences de  $10^{-3}$  Hz et 1 Hz et pour les alliages Sn-0,7Cu et SAC387 à 25 °C et 125 °C.

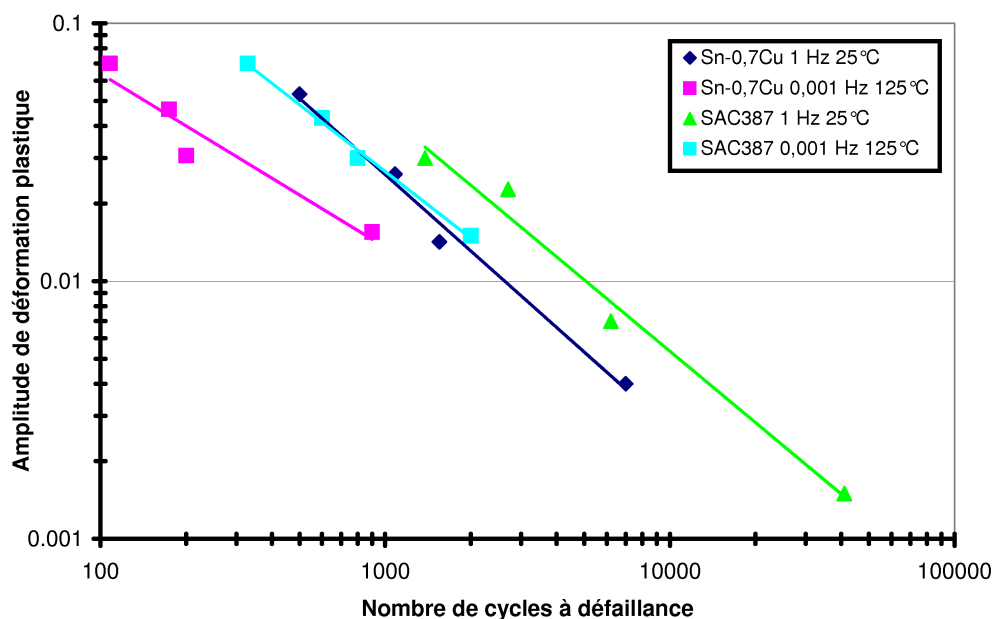


Figure 27 : Résultats expérimentaux obtenus par Pang pour les alliages Sn-0,7Cu et SAC387 à 25 °C et 125 °C pour des fréquences de  $10^{-3}$  Hz et 1 Hz (traction/compression)

Les constantes identifiées pour les modèles de type Coffin-Manson ( $\Delta \varepsilon_{eq} N_f^\alpha = \theta$ ) et Morrow ( $\Delta W_{in} N_f^\alpha = \theta$ ) sont données dans le Tableau 8.

Alliage	Température (°C)	Fréquence (Hz)	Coffin-Manson		Morrow	
			$\alpha$	$\theta$	$\alpha$	$\theta$
SAC387	25	1	0,91	26,3	1,10	14865
	125	$10^{-3}$	0,8	9,2	0,85	311,7
Sn-0,7Cu	25	1	0,97	21,27	1,21	9542,9
		$10^{-2}$	0,80	5,89	1,13	1524,8
	75	1	0,92	12,51	1,14	2864,8
		$10^{-2}$	0,79	4,46	1,00	559,46
	125	1	0,90	9,98	1,10	1387,8
		$10^{-2}$	0,78	3,33	0,83	143,71
		$10^{-3}$	0,71	1,98	0,73	38,64

Tableau 8 : Constantes identifiées par Pang pour les modèles de Coffin-Manson et Morrow

Dans le cas de l'alliage Sn-0,7Cu, les constantes identifiées pour les modèles de Coffin-Manson ( $(N_f v^{k-1})^\alpha \Delta \varepsilon_p = \theta$ ) et Morrow ( $(N_f v^{k-1})^\alpha W_{in} = \theta$ ) modifiés en fréquence sont données dans le Tableau 9.

Coffin-Manson modifié			Morrow modifié		
$\alpha$	$\theta$ (Hz <sup>-1</sup> ) <sup>(k-1)α</sup>	k	$\alpha$	$\theta$ (MPa.Hz <sup>-1(k-1)α</sup> )	k
0,8024	5,21	0,91	0,8901	445,37	0,762

Tableau 9 : Constantes identifiées par Pang pour l'alliage Sn-0,7Cu à 125°C pour des fréquences comprises entre  $10^{-3}$  Hz et 1 Hz

La procédure expérimentale employée est pertinente car différentes températures et différentes fréquences de sollicitation sont explorées. Malheureusement, pour l'alliage SAC387, Pang fait varier deux paramètres simultanément pour chaque essai ; la température et la fréquence. Les facteurs d'accélération ne peuvent pas être déterminés. Il ne propose pas de modèle qui tienne compte de la température pour l'alliage Sn-0,7Cu. Les essais à température constante sont moins endommageant que les essais à température variable. Il n'y pas de comparaison avec un alliage Sn-Pb.

### 5.2.4.3 Paramètres identifiés par Schubert pour un modèle de fatigue en déformation viscoplastique cumulée et travail plastique.

Pour l'alliage SAC387, Schubert utilise une loi de comportement en sinus hyperbolique intégrée à un modèle EF, identifiée sur une centaine de points expérimentaux issus de la littérature (Amagai, Kariya) et de ses propres essais. Il identifie un modèle de fatigue (cf. équations 25 et 26) pour l'alliage SAC387 à partir d'essais sur composants électroniques assemblés sur des cartes de test (PBGA, flip-chip) sous différents profils de cycles thermiques ; 0/70 °C, -55/125 °C, -55/150 °C... Les données expérimentales pour les composants électroniques brasés avec du SAC387 sont issues des travaux de Syed [SYED06].



Deux modèles sont proposés pour l’alliage SAC387 tel que :

$$N_f = \Theta_1 (\epsilon_{cr}^{acc})^{-c_1} \quad (27) \quad \epsilon_{cr}^{acc} \quad \text{déformation de fluage accumulée pendant un cycle}$$

$$N_f = \Theta_2 (W_{cr}^{acc})^{-c_2} \quad (28) \quad W_{cr}^{acc} \quad \text{travail viscoplastique dissipé pour un cycle (MPa)}$$

La déformation viscoplastique cumulée et le travail dissipé sont calculés via la loi de comportement. La Figure 28 montre, sur un exemple de la littérature [ROEL07], la variation de la déformation viscoplastique cumulée dans le temps, sous sollicitations cycliques.

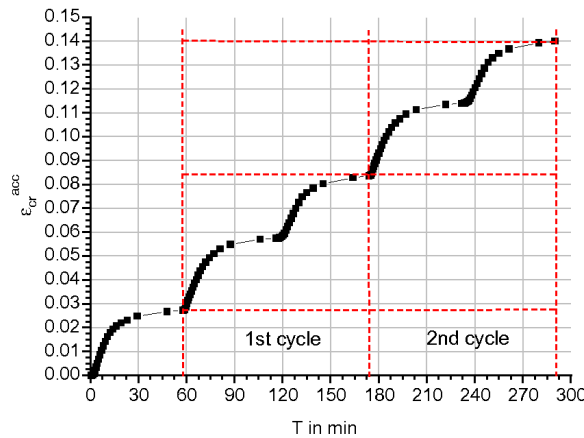


Figure 28 : Variation de la déformation plastique cumulée calculée par simulation EF dans une bille de brasure sous cycles thermiques [ROEL07]

Les constantes identifiées par calcul EF sur l’ensemble des données expérimentales sont données dans le Tableau 10.

$\Theta_1$	$c_1$	$\Theta_2$ (MPa <sup>1,02</sup> )	$c_2$
4,5	1,295	345	1,02

Tableau 10 : Constantes identifiées par Schubert pour l’alliage SAC387 par calcul EF pour des composants Flip chip et PBGA [SCHU04]

La méthode de modélisation EF utilisée par Schubert n’est pas explicitée. Aucune information n’est donnée sur la zone de calcul des déformations. Roelling [ROEL07] calcule la déformation plastique cumulée dans la partie du côté composant, la plus contrainte de la bille de brasure. Syed [SYED06] calcule la déformation dans une couronne d’éléments situés à l’interface entre la bille de brasure et la plage d’accueil du composant.

Le modèle proposé est identifié avec des données expérimentales issues de différents travaux. Schubert ne précise pas s’il recalcule les valeurs de déformation viscoplastique cumulée avec ses propres modélisations ou s’il utilise les valeurs calculées par les auteurs.

La différence de ce modèle réside dans l’utilisation de la déformation viscoplastique cumulée qui est représentative du niveau d’endommagement pour le comportement fortement visqueux des alliages. Les résultats dépendent de la loi de comportement, qui dans ce cas, est une loi en sinus hyperbolique identifiée sur de nombreuses données expérimentales [SCHU03].

Aucune comparaison n’est faite entre des lois de fatigue utilisant l’amplitude de la déformation ou la déformation cumulée. Il n’y a pas de comparaison avec un alliage Sn-Pb.

### 5.2.5 Comparaison des paramètres de Coffin-Manson proposés

Andersson [ANDE04], Pang [PANG04], Wei [WEI06] et Kanchanomai [KANC03] utilisent des éprouvettes massives et des procédures expérimentales assez similaires. Les fréquences de sollicitation ne sont néanmoins pas les mêmes. La Figure 29 présente les résultats expérimentaux obtenus par les différents auteurs.

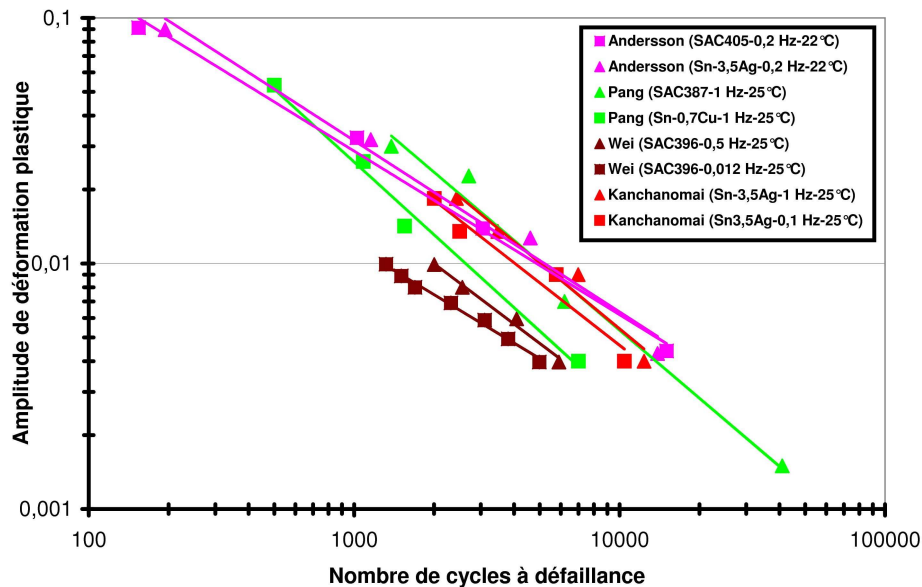


Figure 29 : Résultats expérimentaux obtenus par différents auteurs en traction/compression sur des éprouvettes massives à température ambiante (25 °C)

Les courbes de fatigue sont très similaires avec une pente commune. La nature de l'alliage (Sn-Cu, Sn-Ag ou SAC) est un paramètre fortement influant (cf. Figure 29 entre Sn-Cu et SAC de Pang). Les résultats de Wei sont plus sévères car le chargement impose une déformation périodique oscillant entre zéro et une valeur maximale positive. Les autres auteurs utilisent un chargement symétrique (cycle d'hystérésis centré sur zéro).

En considérant que seule la valeur de la fréquence de sollicitation est différente, l'utilisation d'un modèle de Coffin-Manson modifié en fréquence permet un meilleur ajustement des résultats (cf. Figure 30).

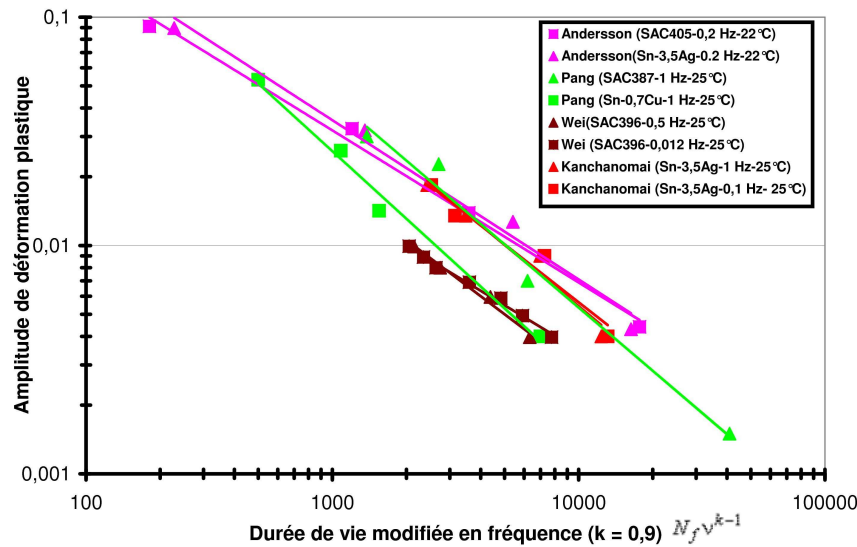


Figure 30 : Résultats expérimentaux des différents auteurs ajustés au moyen d'un modèle de type Coffin-Manson modifié en fréquence

## 5.2.6 Synthèse sur les modèles en loi puissance

De nombreux modèles sont proposés dans la littérature pour les alliages sans plomb. Les modèles les plus pertinents sont obtenus par des procédures expérimentales permettant des mesures précises de déformation à différentes températures et différentes fréquences de sollicitation. Les modèles modifiés en fréquence permettent de bonnes corrélations avec les résultats expérimentaux pour des fréquences allant de  $10^{-3}$  Hz à 1 Hz et des températures allant de 25 °C à 125 °C [PANG04] [KANC02].

L'influence des procédures expérimentales est observée à travers les résultats des différents auteurs. La représentativité des éprouvettes et des sollicitations cycliques joue un rôle primordial dans la qualité des modèles. La comparaison des résultats expérimentaux est difficile. Les procédures expérimentales sur éprouvettes nécessiteraient plus de points expérimentaux pour une même valeur de déformation pour tenir compte de la dispersion ou vérifier la cohérence des résultats.

L'utilisation de modélisation EF pour le calcul des déformations, contraintes ou travail plastique nécessite une bonne connaissance des lois de comportement pour l'alliage considéré. Les méthodologies de construction des modèles EF (maillage, zone de calcul) doivent être validées pour différents composants avant l'utilisation des valeurs calculées pour l'identification.

Les essais sur éprouvettes permettent d'établir des lois de fatigue plus précises que les lois obtenues avec des assemblages électroniques réels et des calculs par éléments finis car des mesures de déformations sont possibles. Les modélisations EF induisent de nombreuses approximations. Toutefois, les mesures de déformation et contrainte sur les assemblages réels sont impossibles. La modélisation est nécessaire. Les lois identifiées sur des éprouvettes forment un bon point de départ pour modéliser la durée de vie des assemblages réels, à condition d'adapter la mise en œuvre des modélisations afin de tenir compte de la nature d'un

joint brasé industriellement. L'adaptation peut consister par exemple, à délimiter des zones d'application de la loi de fatigue selon le type de technologie d'interconnexion modélisé.

Le choix du modèle doit principalement être guidé par la valeur des gammes de déformation ou de contrainte, température et fréquence visée. Les niveaux de sollicitation de l'environnement réel considéré dans le cas de calcul prédictif, doivent être les plus proches de ceux utilisés dans les procédures expérimentales d'identification des constantes, pour limiter l'extrapolation des résultats. Le niveau de rigueur de la procédure expérimentale peut également permettre de choisir un modèle plutôt qu'un autre. Le modèle en loi de puissance de type Morrow modifié en fréquence semble le plus pertinent, même si peu d'auteurs proposent des valeurs de constantes pour les alliages sans plomb. La fréquence est simplement intégrée au modèle pour tenir compte du temps de fluage et donc de la nature de l'endommagement. Le travail plastique dissipé est un paramètre indicateur du niveau de la sollicitation directement triaxiale car produit du tenseur des contraintes et du tenseur des vitesses de déformation.

Néanmoins, ce type de modélisation de la fatigue ne permet pas de prédire précisément la durée de vie des joints sous sollicitations combinées ou successives. La règle de cumul linéaire n'est pas adaptée. D'autres types de modélisations de la fatigue doivent donc être explorées et notamment la modélisation continue de l'endommagement.

### **5.3 Les modèles de dommage continu appliqués aux brasures**

Les modèles de dommage continu permettent d'intégrer une variable interne traduisant le degré d'endommagement du matériau directement dans la loi de comportement. Ils se basent sur la théorie de la contrainte effective [KACH86] et sur la thermodynamique des milieux continus [LEM96]. Ils permettent de prendre en compte de nombreux paramètres liés au comportement microstructural des matériaux tel que l'écrouissage en fonction des comportements considérés et des observations faites lors de la caractérisation des alliages (dommage, adoucissement...) par l'intermédiaire de variables internes.

Cette démarche est plus adaptée au comportement cyclique des alliages de brasage, car elle permet de rendre compte du comportement du matériau non endommagé et de l'évolution de ce comportement avec l'endommagement. Les lois de comportement utilisées permettent d'intégrer l'écrouissage du matériau au cours des cycles.

Quelques auteurs [WEI06] [GOME04] présentent des modèles de ce type pour les alliages de brasage de type Sn-Pb et Sn-AgCu.

#### **5.3.1 Principe de la contrainte effective et du paramètre d'endommagement**

Certaines notions doivent être présentées avant les modèles d'endommagement continu. L'ouvrage de Lemaite et Chaboche [LEMA96] présente en détail la démarche de modélisation des comportements avec un endommagement continu.

### 5.3.1.1 Variable d'endommagement

Une section élémentaire  $A_0$  du matériau est considérée à l'intérieur d'un joint brasé.  $A_0$  est la section du matériau non endommagé. Après endommagement du matériau, une partie de la section présente des cavités et des fissures. Soit  $A$  la section effective restante ( $A < A_0$ ) du matériau, la variable d'endommagement  $D$  est définie par :

$$D = \frac{A_0 - A}{A_0} \quad (29)$$

$(A_0 - A)$  représente l'ensemble des cavités et fissures de la section totale initiale.  $D$  représente donc le taux de fissures et cavités de la section initiale. Pour le matériau non endommagé,  $D=0$  et pour une rupture complète de la section initiale,  $D=1$ . Le dommage est isotrope si la valeur de  $D$  ne dépend pas de la direction de la section élémentaire  $A_0$  considérée.

### 5.3.1.2 Contrainte effective

Dans le cas d'un chargement en traction uniaxiale ( $\sigma = \sigma_{33} = F/A_0$ ), la contrainte effective est définie par :

$$\bar{\sigma} = \sigma \frac{A_0}{A} = \frac{\sigma}{1-D} \quad \text{avec } \bar{\sigma} \geq \sigma \quad (30)$$

Cette contrainte évolue avec le dommage. Pour le matériau non-endommagé, la contrainte est égale à la contrainte effective ( $\bar{\sigma} = \sigma$ ). Au moment de la rupture,  $\sigma$  tend vers l'infini. Dans le cas d'un chargement multidimensionnel, le rapport  $\frac{1}{1-D}$  s'applique à toutes les composantes du tenseur des contraintes lorsque l'endommagement est isotrope.

### 5.3.1.3 Exemple de la modélisation de l'endommagement continu en élasticité

Le principe fondamental de la théorie de l'endommagement continu consiste à introduire le concept de la contrainte effective dans la loi de comportement. Ainsi, la variable de dommage  $D$  est intégrée à la loi de comportement via la contrainte. Dans le cas des alliages de brasage, le dommage peut être simplement incorporé à la loi de fluage secondaire du matériau. Le comportement évolue donc en fonction de la valeur de  $D$ .

Dans le cas simple de l'élasticité linéaire en traction, la contrainte effective se substitue à la contrainte standard dans la loi de Hooke. En considérant un essai de traction simple dont le comportement uniaxial est exprimé par la loi de Hooke :  $\varepsilon = \frac{\sigma}{E}$ ,  $E$  étant le module de Young du matériau, le comportement d'un matériau endommagé s'écrit en considérant l'équivalence en déformation (cf. Figure 31) :  $\varepsilon = \frac{\bar{\sigma}}{E_0} = \frac{\sigma}{(1-D)E_0}$ .

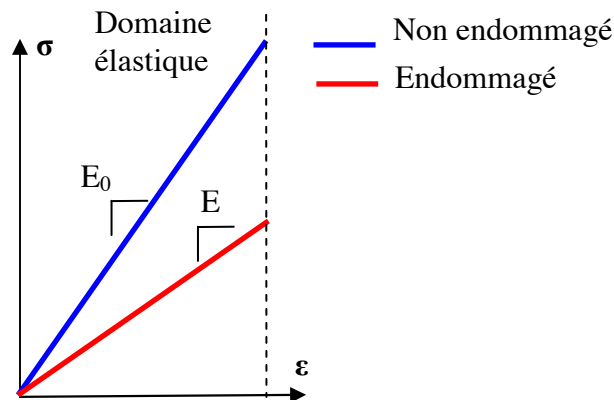


Figure 31 : Principe de l'équivalence en déformation pour la définition du module d'Young effectif

Le module d'élasticité longitudinal  $E$  est le module effectif du matériau endommagé. Il diminue avec le dommage selon la relation  $E = E_0(1-D)$ , ce qui correspond à l'adoucissement ou l'endommagement du matériau. Ce phénomène est largement observé expérimentalement sur les courbes contrainte-déformation d'un essai cyclique sur un alliage de brasage à base d'étain.

### 5.3.2 Modèles de dommage continu appliqués aux joints brasés

Peu d'auteurs proposent un modèle de ce type pour les alliages sans plomb. Un modèle identifié pour l'alliage SAC396 à température ambiante est proposé par Wei et Chow [WEI06]. D'autres sont proposés et identifiés pour l'alliage Sn-37Pb et Sn-40Pb [GOME04] [CHEN07] [WEI01] [WEI04]. L'étude des modèles appliqués aux alliages de brasage plombés (Sn-Pb) pourra être transposée aux alliages sans plomb car les comportements macroscopiques sont très similaires. Le comportement viscoplastique est prépondérant en fatigue oligocyclique même à température ambiante car ces deux types d'alliages possèdent des températures de fusions comprises entre 180 et 220 °C.

#### 5.3.2.1 Modèle de Wei et Chow (Sn-Ag-Cu et Sn-Pb)

Le modèle de dommage continu de Wei et Chow [WEI06] permet de tenir compte des effets de la vitesse de déformation (fréquence de sollicitation) et de l'endommagement à température constante pour l'alliage SAC396. Ces auteurs proposent également un modèle [WEI01] pour l'alliage Sn-40Pb qui tient compte de la température, de la taille moyenne des cellules et de la concentration de lacunes. Le modèle utilise une théorie de l'endommagement anisotrope. Deux variables d'endommagement sont intégrées à la loi de comportement ( $D$  et  $\mu$ ). La variable  $\mu$  représente l'endommagement lié à la variation du coefficient de Poisson (striction) avec l'endommagement.

La différence entre les deux modèles proposés (SAC396, Sn-40Pb ou Sn-37Pb) réside uniquement dans l'introduction d'une énergie d'activation en température dans l'expression de la vitesse de déformation inélastique pour les alliages plombés (Sn-40Pb et Sn-37Pb) et

dans l'utilisation de la limite élastique dans le cas de l'alliage SAC396. Le modèle proposé pour le SAC396 est isotherme. Dans le cas du modèle proposé pour les alliages sans plomb, le seuil de plasticité n'est pas pris en compte. Le seuil de plasticité dans le modèle du SAC396 est introduit suite aux observations expérimentales (hystérésis contrainte-déformation) faites par Wei. Il observe un point limite (seuil de plasticité) qui n'est pas significatif dans le cas des alliages plombés (cf. Figure 32).

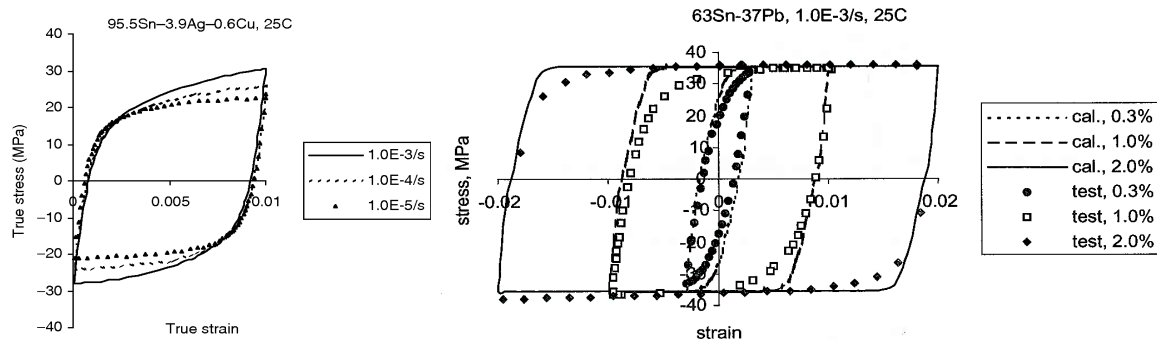


Figure 32 : Cycle d'hystérésis issus d'essais de traction sur des éprouvettes massives d'alliage SAC396 (a) et Sn40Pb (b) [WEI04] [WEI06]

L'érouissage de l'alliage sans plomb SAC396 est plus significatif que pour l'alliage Sn-37Pb. Le fluage semble s'activer plus vite pour l'alliage Sn-37Pb. Pour le SAC396, l'influence des vitesses de déformation semble non négligeable. La contrainte maximale est de 20 MPa à  $3 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  et de 30 MPa à  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

Le modèle proposé se compose :

- d'une loi d'écoulement viscoplastique à érouissage cinématique dans laquelle sont intégrées les deux variables de dommage  $D$  et  $\mu$ ,

Dans le cas uniaxial, en posant  $\mu=0$  et en négligeant l'influence de la taille des grains, de la concentration de lacunes et de la température pour simplifier la présentation du modèle :

$$\dot{\epsilon}_{in} = \frac{3}{2} \dot{p}_{in} \text{sgn}(\sigma - X) \quad (31)$$

$$\dot{p}_{in} = \frac{1}{(1-D)} f \sinh^m \left\langle A \frac{\sigma - X}{1-D} \right\rangle \quad (32)$$

$\dot{\epsilon}_p$	Vitesse de la déformation plastique ( $\text{s}^{-1}$ )
$\dot{p}$	Vitesse de la déformation plastique cumulée ( $\text{s}^{-1}$ )
$\sigma$	Contrainte (MPa)
$X$	Variable d'érouissage (variable thermodynamique associée à la variable interne $\alpha$ )
$f$	Paramètre du matériau lié à la vitesse d'écoulement ( $\text{s}^{-1}$ )
$A, m$	Constantes du matériau
$D$	Variable interne de dommage

Dans le cas de l'alliage SAC396, la fonction de charge ( $\sigma-X$ ) devient ( $\sigma-X-\sigma_y$ ) pour introduire le seuil de plasticité.

- d'une loi d'érouissage cinématique donnant l'évolution de la variable interne d'érouissage en fonction de la vitesse de déformation inélastique,

Pour  $\mu=0$  :

$$X = \frac{2}{3} C \alpha \quad (33)$$

$$\dot{\alpha} = \dot{\epsilon}_{in} - A_1(A_2 \dot{p}_{in} - A_3)\alpha \quad (34)$$

$$C = (1 - D)^2 C_0$$

$\alpha$	Variable interne d'érouissage cinématique
$C_0$	Module d'érouissage initial (MPa)
$C$	Module d'érouissage effectif (MPa)
$A_1, A_2, A_3$	Constantes du matériau (MPa, $\text{MPa}^{-1}$ , $\text{MPa}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ )

L'expression de l'érouissage est du type Prager. La variable d'érouissage  $\alpha$  n'est pas la déformation plastique comme dans le cas de l'érouissage linéaire [LEM96] mais dépend également d'un terme de rappel fonction de  $\alpha$ , des constantes du matériau  $A_1, A_2$  et  $A_3$ , et de la déformation plastique cumulée  $p$ .

- de lois d'évolution des variables de dommage  $D$  et  $\mu$  fonction des taux de restitution d'énergie associés à chacune des deux variables.

Pour  $\mu=0$ ,  $Y_D$  étant la force thermodynamique associée à la variable interne  $D$ , le modèle est tel que :

$$Y_D = \frac{1}{(1 - D)} \left[ \frac{1}{E} \sigma^2 - \frac{3}{2} \frac{X^2}{C} \right] \quad (35)$$

$$E = E_0 (1 - D)^2 \quad (36)$$

$$\dot{D} = f(D, Y_D) \quad (37)$$

$Y_D$	Force thermodynamique associée à la variable interne $D$
$E_0$	Module d'élasticité du matériau non endommagé (MPa)
$E$	Module d'élasticité effectif (MPa)

La force thermodynamique  $Y_D$  représente le taux de restitution d'énergie élastique. Cette grandeur permet de rendre compte de la dégradation du module d'élasticité par l'endommagement.  $Y_D$  régit l'évolution du dommage. La Figure 33 présente la comparaison entre les mesures expérimentales (éprouvette de traction) et le modèle analytique pour le premier cycle à 25 °C pour une vitesse de déformation de  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$  pour l'alliage SAC396.

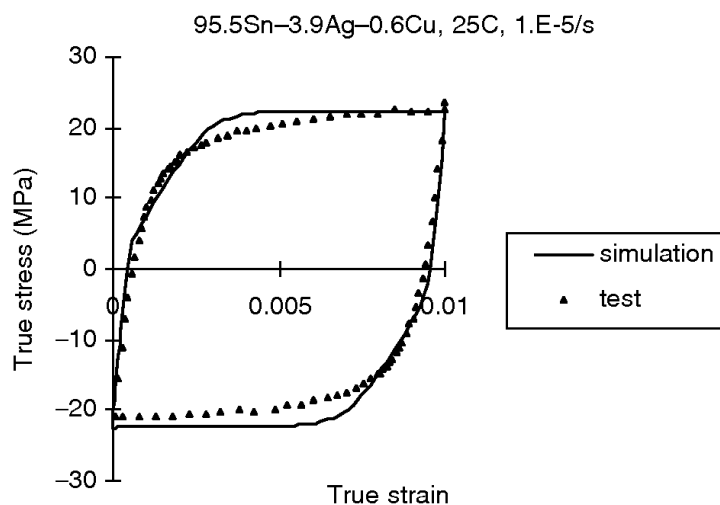
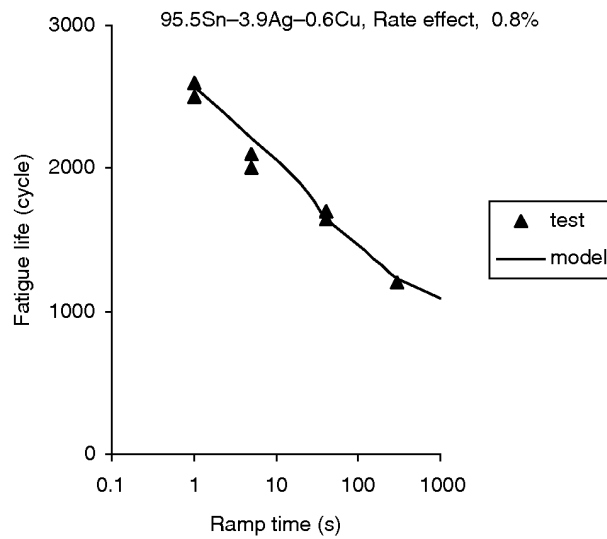


Figure 33 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la simulation du modèle à 25°C pour le premier cycle [Wei06]

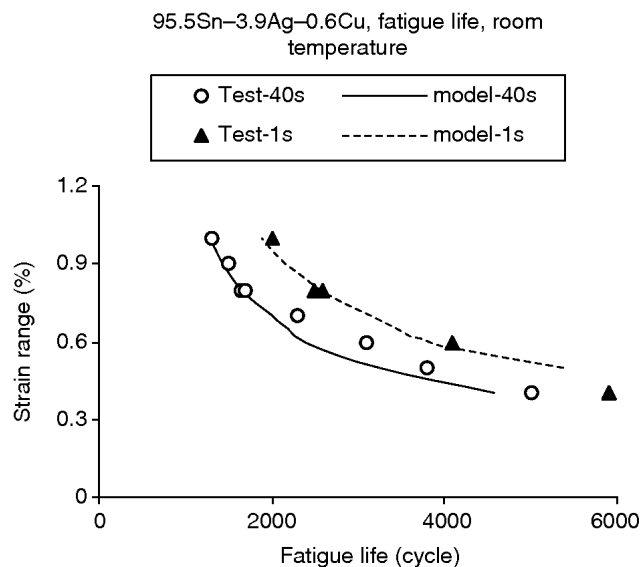


La Figure 34 illustre l'influence de la fréquence de sollicitation (temps de montée en charge pour atteindre 0,8 % de déformation totale) sur le nombre de cycles à défaillance.



**Figure 34 : Evolution du nombre de cycle à défaillance (expérimental et simulation) en fonction du temps de montée en charge pour une déformation relative de 0,8 % [Wei06]**

Cette figure montre que le modèle rend compte du comportement du matériau jusqu'à rupture. Il peut être utilisé pour prédire la durée de vie en fatigue. La Figure 35 illustre l'influence de la valeur de la déformation sur le nombre de cycles à défaillance pour deux fréquences de sollicitations différentes.



**Figure 35 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la simulation du modèle pour l'ensemble de la gamme de déformation testée et deux fréquences de sollicitations différentes [Wei06]**

Pour une amplitude de déformation donnée, l'erreur du modèle sur le nombre de cycles à défaillance des éprouvettes est inférieure à 20 %. Le modèle est particulièrement fidèle pour des amplitudes de déformation supérieures à 0,7 %, ce qui convient bien à un certain nombre d'assemblages de composants électroniques et de gammes de température et cycles thermiques.

Les résultats des simulations sont encourageants pour ce type de modèle. Les paramètres de la procédure expérimentale employée sont donnés dans le Tableau 11.

Type d'éprouvette	Eprouvette massive de traction (4,4 × 4 mm)
Alliage de brasage	SAC396
Type d'essai	Mécanique (25 °C) (cycles triangulaires non symétrique)
Type de mesure	Déformation (mesure directe)
Critère de rupture	Critère de chute de charge accélérée
Vitesses de déformation	$10^{-5}, 10^{-4}, 10^{-3} \text{ s}^{-1}$
Gamme de déformation	Entre 0,4 et 1 %

**Tableau 11 : Paramètres de la procédure expérimentale employée par Wei [WEI06]**

La procédure employée utilise un profil de sollicitations non symétrique (centré sur 0,5 % de déformation totale) et des éprouvettes massives (alliage brut). Le pilotage est assuré en déformation selon une consigne qui oscille entre zéro et une valeur positive (cf. Figure 33). La démarche proposée est encourageante pour le développement de modèles qui tiennent compte de la fréquence de sollicitation, de la température et de la loi de comportement cyclique à écrouissage du matériau. Néanmoins, ce modèle proposé par Wei [Wei01] nécessite l'identification de nombreuses constantes qui sont pour certaines dépendantes des procédés d'assemblages et des technologies d'interconnexions.

### 5.3.2.2 Modèle de Gomez et Basaran (Sn-Pb)

Le modèle de Gomez et Basaran utilise une loi de comportement viscoplastique à écrouissage cinématique et isotrope pour l'alliage Sn-37Pb. Il intègre également les effets thermo-élastiques. La loi de comportement viscoplastique est une loi puissance. Cette loi fait intervenir de nombreux paramètres comme la taille des grains et une caractéristique cristallographique de la matrice. Les effets de la température sont également pris en compte par une énergie d'activation. L'évolution de l'écrouissage cinématique est non linéaire. Le modèle intègre la variable de dommage dans l'expression de l'évolution des variables d'écrouissage cinématique et isotrope. La Figure 36 présente les résultats expérimentaux et la simulation du modèle en cisaillement monotone pour différentes valeurs de vitesse de déformation.

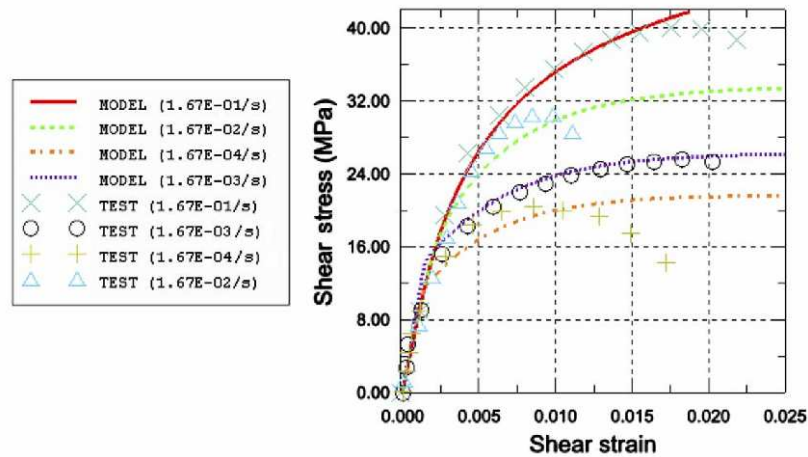


Figure 36 : Simulations et mesures expérimentales comparées par Gomez et Basaran [GOME04]

Cette figure montre que les valeurs calculées sont fidèles aux données expérimentales jusqu'à une certaine valeur de la contrainte de cisaillement. Le modèle ne rend pas compte de la chute de charge due à la ductilité de l'alliage, observée expérimentalement. La Figure 37 illustre une simulation du modèle sous sollicitations cycliques confrontée aux résultats expérimentaux.

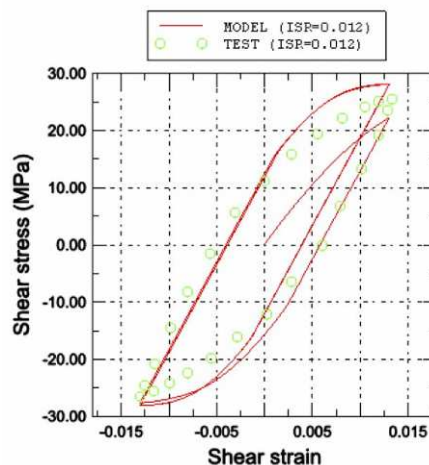


Figure 37 : Simulations et mesures expérimentales du comportement cyclique de l'alliage Sn-37Pb pour une amplitude de déformation de cisaillement totale de 2,4 % [GOME04]

Les calculs sont assez fidèles aux données expérimentales pour le premier cycle. Néanmoins, la zone plastique n'est pas parfaitement ajustée sur les données expérimentales. Aucune confrontation entre nombre de cycles calculés et mesurés lors des essais expérimentaux n'est présentée. Les paramètres de la procédure expérimentale employée sont donnés dans le Tableau 12.

Type d'éprouvette	Eprouvette de cisaillement représentative d'un joint brasé (450 $\mu\text{m}$ d'épaisseur de joint)
Alliage de brasage	Sn-37Pb
Type d'essai	Mécanique (25 °C)
Type de mesure	Déformation (mesure de déplacement)
Vitesses de déformation	$1,67 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$
Gamme de déformation	0,5 - 1,2 - 2,4 %

**Tableau 12 : Paramètres expérimentaux utilisés [GOME04]**

Le modèle proposé est établi pour l'alliage Sn-37Pb. Il pourrait être transposé dans le cas d'un alliage sans plomb en modifiant les constantes du matériau. Néanmoins, l'écrouissage des alliages plombés n'étant pas significatif [WEI06], il serait peut être nécessaire de modifier l'expression de la variable interne associée. De plus, certains paramètres comme la taille des grains, dépendent fortement du procédé d'assemblage. Le modèle est difficilement applicable aux assemblages industriels.

### 5.3.3 Synthèse sur les modèles d'endommagement continu

Les modèles de dommage continu présentent certains avantages :

- l'évolution de la loi de comportement avec l'endommagement quel que soit le type de loi (élastique, plastique, viscoplastique) est modélisée (variable interne de dommage),
- l'effet de séquence des sollicitations d'amplitudes différentes est possible par cumul non linéaire du dommage (variable continue),
- il est aisé de faire intervenir des variables internes supplémentaires pour relier différents phénomènes microstructuraux (écrouissage, adoucissement cyclique, influence de la taille des grains [WEI01], densité de dislocations). Ces paramètres sont très utiles pour l'ajustement du modèle avec les résultats expérimentaux. Ils traduisent les différents phénomènes observés. Il peut être toutefois difficile de les identifier expérimentalement.

Ces modèles utilisent de nombreux paramètres, ce qui nécessite une procédure d'identification lourde. Tous les paramètres ne peuvent pas être déterminés par des mesures directes, car ce type de modèle se base sur l'existence de variables internes relevant de phénomènes microstructuraux non mesurables. Les paramètres peuvent néanmoins être ajustés numériquement sur les mesures expérimentales. Ils sont identifiés dans des conditions spécifiques et en dépendent. Il est donc important de se fixer les gammes de fréquences de sollicitations, de températures et de déformations à étudier. Un modèle générique semble inconcevable étant donnée la diversité des sollicitations (températures, fréquences) et des comportements. La variété des microstructures liée au processus d'assemblage et au type d'interconnexion affecte également la nature des modèles.

Le modèle proposé par Wei semble adapté aux alliages sans plomb car il est identifié pour l'alliage SAC396. La comparaison des simulations avec des mesures expérimentales en torsion pour un alliage de type SAC305 est prometteuse. Il est établi en cohérence avec les observations expérimentales (écrouissage, seuil de plasticité) obtenus par des essais de traction en fatigue oligocyclique sur des éprouvettes massives. Le modèle proposé possède néanmoins un nombre trop important de paramètres pour être utilisé par l'industrie électronique. Il sera difficile de l'adapter rapidement pour d'autres alliages. L'intérêt de ce type de modélisation est clairement mis en évidence par sa capacité à rendre compte du comportement viscoplastique cyclique des alliages en intégrant différentes variables internes.

## 5.4 Modèle de zone cohésive

Erinc [ERIN07] propose un modèle de zone cohésive pour la fatigue thermomécanique des joints brasés. Cette approche consiste à considérer que la raideur d'une interface évolue avec l'endommagement. La raideur effective de l'interface est exprimée en fonction de la variable dommage  $D$ . Cette raideur diminue quand l'endommagement augmente et atteint une valeur pour laquelle aucune contrainte n'est nécessaire à la séparation des deux interfaces. Le modèle est exprimé sous la forme :

$$T_n = k_n(1 - D_n)\Delta_n \text{ et } T_t = k_t(1 - D_t)\Delta_t \quad (38)$$

$$\dot{D}_{n,t} = c_{n,t} |\dot{\Delta}_{n,t}| \left( (1 - D_{n,t} + r_{n,t})_{n,t}^m \left\langle \frac{|T_{n,t}|}{1 - D_{n,t}} - \sigma_f \right\rangle \right) \quad (39)$$

$T_n$	Force normale (MPa)
$T_t$	Force tangentielle (MPa)
$k_n$	Raideur de l'interface dans la direction normale (MPa/mm)
$k_t$	Raideur de l'interface dans la direction tangentielle (MPa/mm)
$D_n$	Variable d'endommagement dans la direction normale
$D_t$	Variable d'endommagement dans la direction tangentielle
$\Delta_n$	Déplacement entre les deux interfaces dans la direction normale (mm)
$\Delta_t$	Déplacement entre les deux interfaces dans la direction tangentielle (mm)
$\sigma_f$	Limite en fatigue (MPa)
$c, r, m$	Constantes matériau

La Figure 38 illustre simplement la modélisation de l'interface par deux ressorts de raideurs différentes modélisant les raideurs en cisaillement et en traction de la zone cohésive.

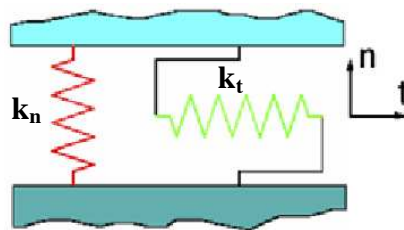
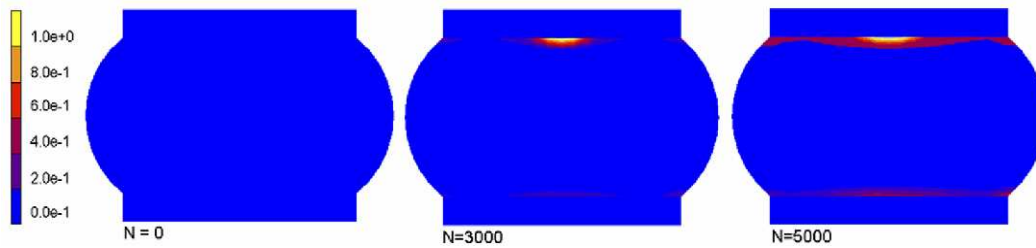


Figure 38 : Schématisation de la modélisation de l'interface par zone cohésive [ERIN07]

L'expression de l'évolution du dommage (cf. équation 37) est issue des travaux d'Abdul-Baqi [ABDU05]. Deux types d'essais sont réalisés sur éprouvette, en cisaillement ou en traction. Les résultats calculés sont fidèles aux données expérimentales. Erinc applique la méthode sur une bille de composant BGA modélisée par éléments finis, à l'interface entre les composés intermétalliques et la brasure (côté substrat du composant). La modélisation est assez précise, les composés intermétalliques sont représentés. Les propriétés mécaniques des composés intermétalliques ne sont pas précisées. Le modèle est bidimensionnel (contraintes ou déformations planes). Des éléments supplémentaires sont construits à l'interface, ils représentent la zone cohésive du modèle (100 nm d'épaisseur). Le dommage équivalent de la zone cohésive est ensuite calculé pour 5000 cycles de déformation (profil triangulaire d'amplitude de déformation de 2 % et de période de 60 s). Le dommage équivalent est calculé tel que :

$$D_{eff} = \left( D_t^2 + D_n^2 - D_t D_n \right)^{1/2} \quad (40)$$

La Figure 39 présente les résultats de la simulation sur une bille de composant. L'endommagement se concentre au centre de l'interface contrairement aux observations expérimentales qui mettent en évidence des zones de concentration de contraintes et d'amorce de fissure dans les coins des billes.



**Figure 39 : Evolution du dommage équivalent à l'interface entre les composés intermétalliques et la brasure dans la zone cohésive en cisaillement à trois stades (initial, 3000 cycles et 5000 cycles de déformation) [ERIN07]**

L'auteur préconise d'utiliser un modèle bidimensionnel en contraintes planes car les résultats en termes de durée de vie sont plus faibles comparés aux résultats du calcul en déformations planes. La méthode nécessite la connaissance des propriétés mécaniques des composés intermétalliques pour la modélisation de l'interface (zone cohésive). Le modèle reste peu coûteux en temps de calcul car bidimensionnel.

La méthode est pertinente car l'auteur identifie préalablement les paramètres du modèle (raideurs normale et tangentielle, limite de fatigue...) par des essais sur des éprouvettes représentatives de joints brasés (cuivre-brasure-cuivre) en traction et en cisaillement. Il applique ensuite le modèle à un cas réel, par simulation. Toutefois, les calculs du nombre de cycles à défaillance sur une bille de composant BGA ne sont pas comparés avec des données expérimentales.

## 6 Les modèles de fatigue en vibration

Très peu de modèles de fatigue en vibration sont proposés dans la littérature pour les joints brasés. La grande dispersion expérimentale observée ne permet pas d'établir des lois de fatigue. Les essais sur éprouvettes de test, permettant des mesures directes, sont difficiles à mettre en œuvre, car les sollicitations doivent être pilotables à des fréquences de 100 Hz à 1000 Hz. Seuls les modèles empiriques en loi puissance de type Basquin sont utilisés [ZHOU07] via des modélisations EF.

L'étude vibratoire des structures amène à la détermination des fréquences de résonance des cartes électroniques selon leur mode de fixation et des propriétés mécaniques du circuit imprimé. Ces fréquences induisent des amplifications importantes, ce qui induit des déplacements du circuit imprimé dus à la flexion de celui-ci engendrant des contraintes dans les joints brasés. La démarche habituelle consiste à déterminer la valeur de ces fréquences et à limiter la résonance en déplaçant les fréquences dans des gammes plus hautes ou plus basses [STEI86] par la conception des équipements (fixations des cartes, amortisseur...). Ainsi, les efforts sur les joints sont minimisés.

Le niveau de contraintes dans les joints brasés dépend de nombreux paramètres :

- le niveau de sollicitation (accélération, vitesse et déplacement du circuit imprimé aux fixations),
- la localisation du composant électronique sur la carte par rapport aux modes de déformation propres de la carte,
- le type de boîtier de composant électronique (raideur, dimensions, poids),
- le type d'interconnexion (forme, raideur et matériaux des broches)
- le matériau du circuit imprimé (viscoélasticité, raideur).

Ces paramètres induisent des répartitions de contraintes dans les joints assez différentes, et donc, des comportements variés. Dans le cas des applications où les structures sont très raides dues à de nombreuses fixations de la carte, les déplacements du circuit imprimé sont très faibles et les joints ne subissent que les efforts d'inertie. Dans le cas des structures souples (fixation des cartes sur les bords), les joints sont soumis simultanément à des efforts de traction et de cisaillement induits par la courbure du circuit imprimé.

### 6.1 Modèles de type Basquin/Coffin-Manson

Le modèle de Basquin/Coffin-Manson permet de lier le nombre de cycles à défaillance au niveau de contrainte subi par les joints brasés sous une sollicitation vibratoire donnée. Dans ce cas la contrainte mécanique est un indicateur d'endommagement plus pertinent étant données les faibles déformations des joints (valeur de l'ordre de 0,02 % estimé par calcul EF sur composant BGA assemblé sur une carte subissant un déplacement de 150  $\mu\text{m}$  à 120 Hz).



### 6.1.1 Paramètres identifiés par Zhou sur des cartes de test

Zhou utilise un modèle classique en loi puissance où la déformation est partitionnée en une déformation élastique (Basquin) et une déformation inélastique (Coffin-Manson) tel que :

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (41)$$

$\Delta \varepsilon$	Amplitude de déformation
$\sigma'_f$	Coefficient de durcissement en fatigue (MPa)
$\varepsilon'_f$	Coefficient de ductilité en fatigue
$b$	Exposant de durcissement en fatigue
$c$	Exposant de ductilité en fatigue
$E$	Module d'Young (MPa)
$N_f$	Nombre de cycle à rupture

Ce modèle est une combinaison du modèle de Coffin-Manson et de Basquin. Le premier terme permet de prendre en compte la partie élastique de la déformation (Basquin). Le second terme représente la loi de Coffin-Manson pour des déformations inélastiques. Le comportement des matériaux peut donc être considéré comme élasto-plastique.

Le modèle est identifié sur des assemblages réels (boîtier BGA, PQFP, résistance CMS et LCCC) assemblés sur une carte de test. Le comportement fréquentiel de la carte est préalablement déterminé par l'analyse modale. Une relation entre la déformation des joints et la déformation du circuit imprimé proche du composant est établie par calcul éléments finis en ne considérant que le premier mode propre (fréquence de résonance) de la carte. Le calcul est effectué en statique. Ainsi, pour déterminer l'historique de déformation ou la déformation crête des joints, la déformation du circuit imprimé est mesurée pendant les essais au moyen de jauges de déformation. Deux types d'essais sont réalisés :

- Des essais sous excitation harmonique à la première fréquence propre de la carte fixée (169 Hz).
- Des essais sous sollicitations aléatoires sur la bande de fréquences [10 ; 500 Hz] pour comparer rapidement la tenue en vibration des alliages Sn-37Pb et Sn-Ag-Cu.

Les constantes de l'équation (37), identifiées pour les alliages Sn-37Pb et SAC305 dans le cas des vibrations harmoniques (169 Hz) sont données dans le Tableau 13.

Alliage	$\sigma'_f/E$	$b$	$\varepsilon'_f$	$c$
Sn-37Pb	0,01	-0,13	0,43	-0,48
SAC305	0,0044	-0,11	0,64	-0,44

**Tableau 13 : Constantes identifiées par Zhou pour des composants BGA256 assemblés avec des alliages Sn-37Pb et SAC305 (cartes électroniques pincées en deux extrémités, 1<sup>er</sup> mode de vibration à 169 Hz, excitation harmonique sur les fixations de valeurs crêtes variant de 9 à 18 g)**

Les valeurs montrent que les tendances pour ces deux alliages sont très proches. Ces valeurs sont calculées via la relation liant la déformation des joints brasés avec la déformation du circuit imprimé à l'emplacement des jauges, et les résultats expérimentaux en termes de nombre de cycle à rupture des assemblages. Zhou calcule des valeurs de déformation crête-crête pour des déformations du circuit imprimé mesurées de l'ordre de 0,001 % à 0,01 % dans

le cas de la fatigue à grand nombre de cycle (vibration harmonique). Il en déduit les valeurs des constantes du modèle élastique ( $\sigma'_f$  et  $c$ ) ainsi que les valeurs des autres constantes ( $\varepsilon'_f$  et  $c$ ) en utilisant des résultats d'essais en fatigue thermomécanique [ZHAN04] mettant en jeu des déformations supérieures à 0,01 % crête-crête. La Figure 40 présente le dispositif de test.

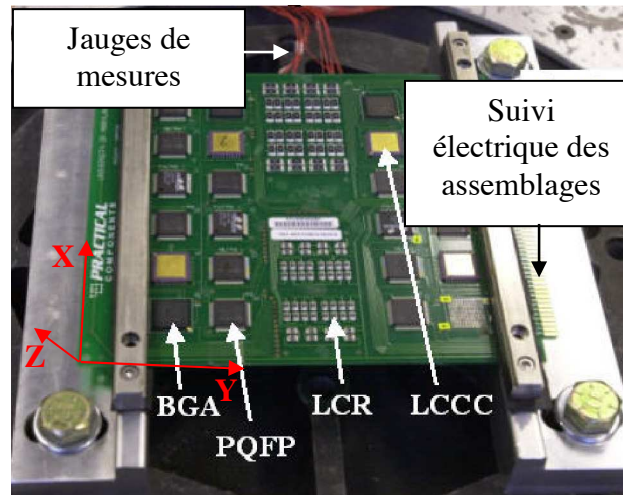


Figure 40 : Photo du dispositif de test utilisé par Zhou pour établir le modèle de fatigue (excitation selon l'axe verticale Z)

Dans le cas des sollicitations aléatoires, Zhou propose de calculer la distribution des cycles de contrainte dans les joints critiques via la distribution des déformations du circuit imprimé mesurée par un comptage rainflow. Il utilise ensuite la règle de Miner pour calculer la valeur du dommage correspondant à l'accumulation des cycles de contraintes pendant la durée des essais. Il en déduit ainsi les valeurs des pentes des courbes S-N pour les alliages Sn-37Pb et SAC305 uniquement pour la partie élastique du modèle (Basquin). Ces valeurs sont respectivement de -0,11 et -0,14 pour les alliages Sn-37Pb et SAC305. La même méthode est utilisée par Gu [GU07] dans le cas du calcul de temps de vie restante pour les assemblages électroniques.

Dans la modélisation utilisée, les effets d'inertie ne sont pas pris en compte, car la relation liant la déformation du circuit imprimé et la déformation du joint est calculée en statique. Les effets d'inertie ne sont pas prépondérants pour ce type de composant qui pèse de l'ordre de 500 mg. Quand les déformées modales sont complexes, il faut établir une relation pour chaque composant placé à une position spécifique sur la carte. Cette relation ne peut pas être établie par un calcul statique.

Les sollicitations sinusoïdales ont l'avantage de n'exciter qu'un seul mode. La contrainte dans les joints peut donc être considérée comme constante. Les résultats permettent d'établir directement des lois de fatigue. Le Tableau 14 donne les paramètres expérimentaux utilisés.

Type d'éprouvette	Boîtiers BGA, PQFP, LCCC		
Alliage de brasage	SAC305		
Type d'excitation	harmonique (169 Hz)	aléatoire	
Niveau d'excitation	9 - 10,5 - 12 G	7 et 14 Grms	sur [10 ; 500 Hz]
Type de mesure	Déformation du circuit imprimé (jauges) / suivi électrique sur composant		
Modèle EF	Elasto-plastique		
Critère de rupture	Résistance supérieure à 100 Ohms		

Tableau 14 : Paramètres expérimentaux utilisés [Zhou06]

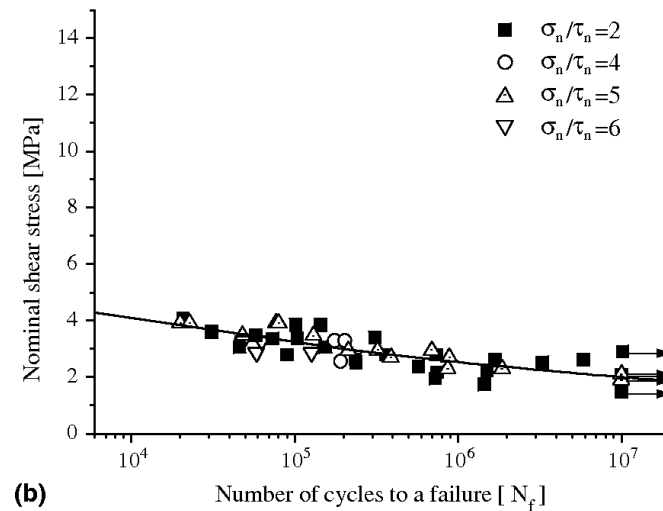
### 6.1.2 Paramètres identifiés par Kim pour une loi de Basquin

Un dispositif expérimental très original, permettant de solliciter les brasures d'un composant via les efforts d'inertie est utilisé par Kim [KIM06]. Le dispositif permet d'appliquer différents rapports de contraintes (traction/cisaillement) aux joints brasés d'un composant BGA. Les assemblages sont fixés sur une plaque d'aluminium qui est reliée à l'axe d'une machine de torsion conventionnelle. Ainsi, la rotation de la plaque d'aluminium permet d'appliquer des efforts d'inertie sur les joints brasés. Différentes masselottes sont utilisées pour faire varier le rapport traction/cisaillement dans les joints. L'effet d'inertie de la plaque est utilisé pour appliquer des sollicitations multiaxiales aux joints.

Une modélisation EF (modèle viscoplastique d'Anand) est construite pour calculer les contraintes dans les joints. Les déformations inélastiques semblent négligeables pour ce type de sollicitation [KIM06]. Les courbes de fatigue sont donc tracées en ne considérant que le comportement élastique. La Figure 41 correspond la une loi de fatigue du type :

$$\tau = C(N_f)^{1/n} \quad (42)$$

$\tau$	Contrainte tangentielle (MPa)
$C$	Constante du matériau (10,5 MPa)
$n$	Exposant matériau (MPa) (- 9,7)
$N_f$	Nombre de cycle à défaillance



**Figure 41 : Loi de fatigue et résultats déterminés à des fréquences de 15 et 25 Hz pour différents rapports de contrainte [KIM06] pour l'alliage Sn-1,0Ag-0,5Cu**

Les résultats montrent qu'une très faible différence de contrainte peut engendrer une différence du nombre de cycles à rupture non négligeable. Les résultats de Kim paraissent surprenants. La tenue en fatigue vibratoire des joints ne semble pas dépendre du rapport entre les contraintes normale et tangentielle. L'effet de la fréquence peut être négligé dans la gamme 10-25 Hz [KIM06]. Ces fréquences sont basses comparées aux spectres aéronautiques.

La méthode utilise la valeur de la contrainte de cisaillement ainsi que le rapport traction/cisaillement pour caractériser le niveau de sollicitation. L'utilisation de la contrainte de Von Mises ne semble pas adaptée ; les résultats sont plus dispersés. La pente de la loi de fatigue identifiée est faible, la tendance n'est pas nette. Les points expérimentaux se situent dans une faible gamme de contrainte (entre 2 et 4 MPa). Les résultats sont néanmoins exploitables dans cette gamme de contrainte.

Le calcul des contraintes par modélisation EF est linéaire pour le comportement global du composant. Le calcul non linéaire (modèle viscoplastique d'Anand) est uniquement réalisé pour la modélisation de la bille la plus critique. La déformation inélastique calculée est négligeable.

## 6.2 Synthèse sur les modèles de type Basquin/Coffin-Manson

La fiabilité des assemblages électroniques est couramment étudiée statistiquement par des distributions de Weibull. Les facteurs d'accélération sont ensuite calculés sans considérer de grandeurs mécaniques comme la contrainte. Les lois de fatigue standards (empiriques) semblent difficiles à établir pour les joints brasés sous sollicitations vibratoires sans mesures expérimentales des déformations. Seule la modélisation par éléments finis et le calcul des contraintes permet d'identifier les constantes d'une loi de Basquin. Les divers résultats de la littérature sont très dispersés. Aucun dispositif expérimental permettant de solliciter des éprouvettes simple de brasures en vibration et de mesurer les déformations n'est présenté.

Les comportements considérés dans le cas des vibrations sont nombreux. Certains auteurs considèrent que le comportement des joints est purement élastique [KIM06]. D'autres auteurs montrent que le comportement des brasures [BASA98] sous sollicitations vibratoires dépend des gammes de fréquences et de l'amplitude des sollicitations. Des lois élasto-plastiques ou viscoplastiques sont également considérées [QI08] [CHEN08]. Dans le cas des calculs fréquentiels ou sous chargements aléatoires, les simulations ne tiennent compte que du comportement élastique linéaire des brasures.

Le comportement des joints dépend principalement des conditions aux limites de la carte et de la nature des sollicitations. Les procédures expérimentales affectent donc fortement la pertinence des modèles proposés, car chaque carte de test possède ses fréquences de résonance associées à des modes de déformation spécifiques. Néanmoins, les modèles de type Basquin permettent de comparer qualitativement différents alliages et technologies d'interconnexion. Pour utiliser les lois identifiées pour la prédiction de durée de vie, il faut appliquer expérimentalement des amplitudes de vibration très proches de la réalité et utiliser des montages de test strictement identiques (conditions aux limites aux fixations). Il est toutefois possible de se baser sur la déformation du circuit imprimé aux alentours des composants pour proposer des lois de fatigue en vibration [ZHOU06]. Ainsi, des simulations par éléments finis permettent d'évaluer le niveau de déformation dans des conditions réelles (profils de mission) et donc de valider la conception des systèmes (fixations des cartes, épaisseurs du circuit imprimé, raidisseurs). Dans le cas des chargements aléatoires, les valeurs statistiques de déformation sont considérées, associées à une distribution spécifique (Gauss, Rayleigh...).

Le modèle de type Basquin semble être le seul moyen de généraliser le comportement des joints en fatigue à grand nombre de cycles. La valeur des constantes identifiées dans le cas de joints brasés et sans mesure directe de déformation dépend principalement :

- de la géométrie et des caractéristiques de la carte de test (position des composants, matériaux de circuit imprimé...),
- des conditions aux limites en fixation (fréquences dominantes),
- des lois de comportement utilisées dans les modélisations EF,
- du type de sollicitations utilisées (harmonique, aléatoire).

Ce type de modèle possède les mêmes inconvénients que les modèles en loi de puissance présentés dans le cas de la fatigue thermomécanique. Ils nécessitent l'hypothèse de cumul linéaire du dommage telle que la règle de Palmgren-Miner, pour permettre l'évaluation de la durée de vie des joints sous différents niveaux de sollicitation successifs et notamment sous vibration aléatoire à large bande.

### **6.2.1 Modélisation par endommagement continu proposée par Basaran**

Aucun modèle de dommage continu pertinent n'est proposé dans la littérature dans le cas des vibrations. Seul Basaran [BASA98] propose un modèle de ce type pour l'alliage Sn-40Pb sans explicitement comparer les résultats avec les données expérimentales.

Le modèle proposé partitionne la déformation en une partie due à la dilatation, une partie élastique et une partie viscoplastique tel que :

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^{\theta} + d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^{vp} \quad (43)$$

$d\varepsilon$  est l'incrément de déformation dans le cas de l'hypothèse des petites déformations. L'évolution de la vitesse de déformation viscoplastique est régi par une loi en sinus hyperbolique avec une énergie d'activation en température tel que :

$$\dot{\varepsilon}^{vp}_{ij} = A(\sinh B\bar{\sigma})^n (d)^m \exp(-Q/R_g T) \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (44)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_{2D}} \quad (45)$$

Les différents paramètres sont explicités dans le Tableau 15. L'écrouissage n'est pas modélisé. La taille de grain est prise en compte, mais il est souvent difficile d'estimer une taille de grain moyenne pour un type d'assemblage. La notion de taille de grain dans les brasures ou dans un multiphasé n'a rien d'évident. Certains joints ne présentent qu'une seule orientation cristallographique dans un plan de coupe.

A	Constante matériau (s <sup>-1</sup> )
B	Constante matériau
$\bar{\sigma}$	Contrainte équivalente (MPa)
$\sigma_{ij}$	Tenseur des contraintes
$J_{2D}$	Second invariant du tenseur déviateur des contraintes
n	Constante matériau
m	Constante matériau
d	Taille de grain ( $\mu\text{m}$ )
Q	Energie d'activation du fluage (J.mol <sup>-1</sup> )
R	Constante des gaz parfaits (J.mol <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )
T	Température (K)
F	Fonction de charge

**Tableau 15 : Paramètres de l'équation régissant l'évolution de la vitesse de déformation viscoplastique [BASA98]**

Basaran propose certaines valeurs de ces paramètres pour l'alliage Sn-40Pb. Il réalise ensuite une étude paramétrique pour un composant de type LCCC. Il calcule la réponse du comportement contrainte/déformation en cisaillement des joints brasés sous une excitation harmonique à la base pour des fréquences de 10 Hz, 1000 Hz et 10000 Hz. La Figure 42 présente les résultats pour une valeur crête maximale de l'accélération de 150 g. Pour cette étude, les efforts d'inertie ne sont pas pris en compte.

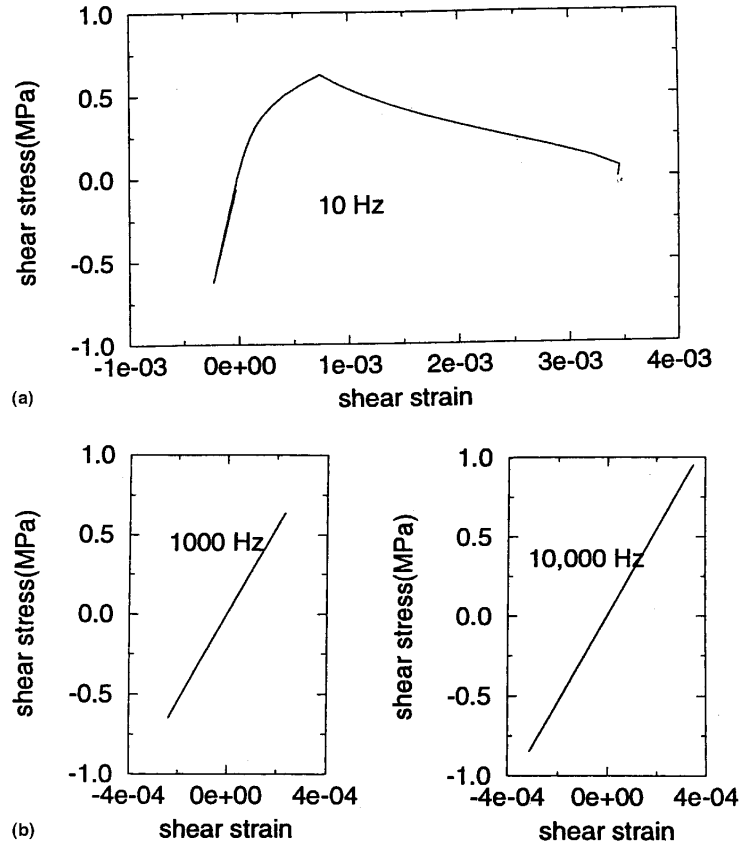


Figure 42 : Simulation de la loi de comportement du modèle élasto-visco-plastique (brasure Sn-40Pb) de Basaran [BAS98] pour une excitation harmonique d'amplitude d'accélération 150 g à la base un assemblage de type LCCC pour trois gammes fréquences.

Les résultats montrent que le comportement du modèle est majoritairement élastique entre 1000 Hz et 10000 Hz. Le comportement du modèle est inélastique à une fréquence de 10 Hz, Basaran le confirme pour des fréquences de 10 Hz et 750 Hz. Il est donc nécessaire de bien identifier les fréquences dominantes des cartes pour proposer des hypothèses de comportement. Le comportement est souvent considéré comme purement élastique pour une plus grande facilité de calcul (travail en domaine fréquentiel).

Le dommage est intégré au modèle tel que :

$$D = 1 - \left( - \frac{\Delta e - \Delta \phi}{N_0 k \theta / \bar{m}_s} \right) \quad (46)$$

$$\Delta e - \Delta \Phi = \frac{1}{\rho} \left( \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon} \sigma_{ij} d^p \varepsilon_{ij} \right) - \int_{t_0}^t \frac{1}{\rho} \bar{q} \cdot \bar{\nabla} dt + \int_{t_0}^t \dot{\gamma} dt \quad (47)$$

$e$  est l'énergie interne,  $\Phi$  l'énergie libre de Helmholtz,  $N_0$  le nombre d'Avogadro,  $K$  la constante de Boltzmann,  $\bar{m}_s$  la masse spécifique,  $\rho$  la masse volumique,  $\sigma_{ij}$  le tenseur des contraintes de la partie intacte,  $d^p \varepsilon_{ij}$  le tenseur des incréments de déformation inélastique,  $\bar{q}$  le vecteur de flux de chaleur et  $\dot{\gamma}$  la production de chaleur par unité de masse. L'endommagement est donc fonction de l'énergie de déformation inélastique du matériau. Ce modèle utilise un nombre trop élevé de constantes. Celles-ci sont difficilement identifiables par des essais simples et réalisables pour des brasures. La loi de comportement simulée est

néanmoins intéressante pour évaluer le type de comportement des joints en fonction du type d'assemblage et du niveau de sollicitation (amplitude d'accélération et fréquences) en vibration.

## 7 Sollicitations combinées et successives

Le comportement des brasures sous sollicitations combinées ou successives n'est pas bien connu ni maîtrisé, car peu étudié expérimentalement. Apparemment, aucune publication ne présente la mesure de l'évolution contrainte/déformation de joints brasés sous ce type de sollicitations. La combinaison des sollicitations est difficile à mettre en œuvre. La durée de vie des cartes électroniques est uniquement évaluée par des essais de vieillissement accéléré [JGPP06] [QI06] [ECK09].

### 7.1 Observations expérimentales

Des résultats expérimentaux montrent que la durée de vie sous sollicitations combinées est fortement réduite comparée à la durée de vie obtenue par un essai de cyclage thermique ou par un essai de fatigue en vibration [DUFF04] [QI06]. La raideur du circuit imprimé est directement impactée par une élévation de température. La baisse de rigidité diminue les valeurs des fréquences propres. Les sollicitations dynamiques induisent donc de plus grandes déformations du circuit imprimé et des joints brasés [QI06]. De plus le comportement fortement viscoplastique des alliages de brasage activé en température affecte largement l'endommagement combiné des joints brasés. L'endommagement des joints sous sollicitations vibratoires est donc favorisé par la température. Les résultats présentés dans le Tableau 16 sont obtenus par Qi [QI06]. Le nombre de cycles pour 50 % de défaillances (issues des distributions de Weibull) est considéré comme durée de vie médiane.

Type d'essai	Caractéristiques	Durée de vie moyenne (15 composants)
Cycles thermiques	-50/+150°C (rampe de 24 min -8°C/min, palier de 15 min)	2467 heures
Vibration	0,1 G <sup>2</sup> /Hz sur 100-1000 Hz à température ambiante	2922 heures
Combiné	Mêmes caractéristiques combinés	192 heures

Tableau 16 : Résultats expérimentaux obtenus par Qi [QI06]

Ces résultats mettent clairement en évidence l'impact de la combinaison des deux types de sollicitations. En considérant que le dommage se cumule linéairement et en utilisant la règle de Palmgren-Miner [LEMA96], la valeur du dommage est calculée pour 400 heures de test combiné tel que :

$$D_c = D_v + D_{th} \quad (48)$$

$$D_c = \frac{t_{vibration}(test)}{t_{fvibration}} + \frac{t_{thermique}(test)}{t_{fthermique}} \quad (49)$$



$D_c$  est le dommage combiné, somme des dommages sous sollicitations purement vibratoires ( $D_v$ ) et purement thermomécanique ( $D_{th}$ ). Le dommage calculé pour 200 heures de test peut donc être estimé en utilisant l'équation (47) avec  $t_{vibration}(test) = t_{thermique}(test) = 200$  h,  $t_{fvibration} = 2467$  h temps à défaillance sous vibration et  $t_{fthermique} = 2922$  h temps à défaillance sous cycles thermiques. Les temps à défaillances sous chaque type de sollicitations sont établis indépendamment par des essais distincts. La valeur du dommage combiné  $D_c$  calculée est d'environ 0,15. Une valeur de  $D$  égale à 1 correspond à la défaillance. Après 200 heures, la valeur du dommage devrait être supérieure ou proche de 1 étant donné que le temps à défaillance sous sollicitations combinées est de 192 heures. La règle n'est donc pas conservative. Le cumul linéaire de l'endommagement ne semble pas adapté au cumul des dommages des joints brasés à la vue des résultats de Qi.

Zhao [ZHAO00] compare la tenue en fatigue thermomécanique pure et la fatigue sous sollicitations combinées de composants BGA. Il mesure par la méthode d'interférométrie de moiré la déformation des joints sur une coupe de composant BGA assemblé. Sous sollicitations combinées, même si la plus grande part de la déformation est due aux sollicitations thermomécaniques, les vibrations modifient fortement le comportement inélastique des brasures. Il observe qu'à 100 °C, le comportement des joints sous vibrations sinusoïdales est majoritairement inélastique. Il observe également qu'au-delà de 1000 Hz, à 100°C, les vibrations n'affectent presque pas le comportement inélastique des brasures.

Les vibrations contribuent à l'évolution de la microstructure par des déformations très rapides qui favorisent les phénomènes de diffusion de lacunes et de glissement aux joints de grains [ZHAO00]. Ces effets participent à l'accélération de l'endommagement de fatigue-fluage due aux cycles thermiques.

L'endommagement sous sollicitations combinées ne semble pas être la conséquence de deux types d'endommagement distincts mais d'un endommagement résultant des interactions entre vibrations et cycles thermiques.

## **7.2 Modélisation de l'endommagement cumulé**

Très peu de modélisations de la fatigue sont proposées pour la fatigue sous sollicitations combinées des assemblages électroniques. Les deux principales méthodes sont :

- des lois empiriques de type Basquin/Coffin-Manson et l'utilisation de la règle de cumul linéaire de Palmgren-Miner [QI06],
- des modèles d'endommagement continu [BASA02].

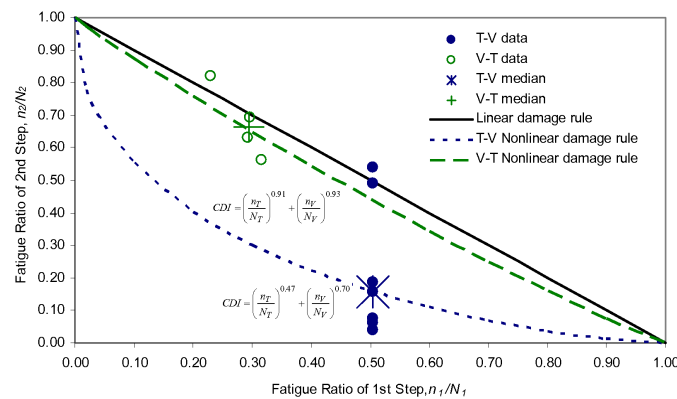
### **7.2.1 Utilisation de lois empiriques**

Dans le cas des chargements combinés ou successifs, des lois empiriques de type Basquin pour la vibration et Coffin-Manson pour la fatigue thermomécanique sont établies indépendamment. Des essais de vieillissement accélérés distincts sont donc réalisés. Les résultats permettent d'identifier indépendamment les paramètres des lois de fatigue. Ensuite la règle de cumul linéaire présentée précédemment permet d'évaluer la durée de vie des assemblages.

Perkins [PERK08] propose dans le cas de chargements successifs de rendre non linéaire l'évolution du dommage. Il propose d'ajouter des exposants (constantes matériaux liées à la succession des chargements) aux durées de vie partielles dans l'expression du dommage sous la forme :

$$D = \left( \frac{t_{thermique}(test)}{t_{fthermique}} \right)^{m_{thermique}} + \left( \frac{t_{vibration}(test)}{t_{fvibration}} \right)^{m_{vibration}} \quad (50)$$

Les paramètres sont les mêmes que dans l'exemple présenté dans le paragraphe précédent dans le cas des résultats de Qi [QI06]. Ici, deux exposants  $m_{thermique}$  et  $m_{vibration}$  sont ajoutés. La valeur de ces paramètres varie en fonction de l'ordre du chargement, vibration puis cycles thermique ou cycles thermique puis vibration. Perkins identifie la valeur de ces exposants dans le cas de la succession de sollicitations harmoniques et de cycles thermiques. Il utilise des cartes de test sur lesquelles sont assemblés des composants de type CCGA. Les résultats sont présentés sur la Figure 43. Les points expérimentaux sont tracés sur un diagramme  $n_2/N_2$  en fonction  $n_1/N_1$ .



**Figure 43 : Résultats expérimentaux obtenus par Perkins [PERK08] et modélisation du cumul successif des dommages – comparaison avec la règle de Palmgren-Miner – T pour cycle thermique et V pour vibration**

Une étude [ECK09] présente des résultats en vibration à différentes températures. Les résultats montrent que la fréquence de résonance du circuit imprimé est affectée par la température. Une carte de 170 mm par 100 mm avec une épaisseur de 1,56 mm est testée, pincée en deux extrémités. La première fréquence de résonance est de 415 Hz à 27°C et de 330 Hz à 100 °C. Le déplacement maximal est donc respectivement de 200  $\mu\text{m}$  et 180  $\mu\text{m}$ . Les amplitudes des réponses ne paraissent pas assez différentes pour réellement impacter les contraintes subies par les joints. Or, les résultats en termes de temps à défaillance des composants testés mettent clairement en évidence l'impact de la température. Les brasures résistent bien moins aux vibrations à plus haute température à cause de l'endommagement viscoplastique. Par exemple, à 27 °C, pour un déplacement du circuit imprimé de 258  $\mu\text{m}$ , la durée de vie des assemblages, pour 50 % de composants défaillants, est d'environ 20 heures à une fréquence de 419 Hz. A 100 °C, pour un déplacement de 193  $\mu\text{m}$ , la durée de vie enregistrée pour 50 % de composants défaillants est de 35 minutes. L'influence de la température affecte beaucoup plus la tenue des assemblages en vibration que l'amplitude de déplacement du circuit imprimé. Concernant les modes de rupture, aucune différence notable n'est observée pour les différentes températures.

## 7.2.2 Utilisation de la modélisation continue de l'endommagement

Basaran [BASA02] propose un modèle pour les chargements combinés. Il utilise le modèle déjà établi en vibration, présenté au paragraphe 6.2.1. Il simule un chargement combiné. Les profils de sollicitations sont présentés sur la Figure 44.

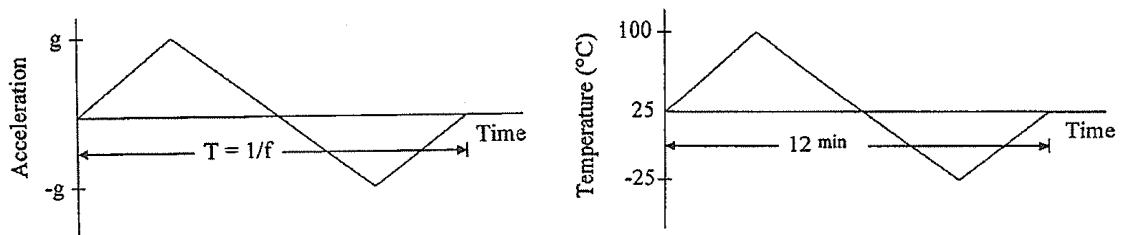


Figure 44 : Profils de température et de sollicitations mécaniques (vibration) simulés par Basaran [BASA02]

Différentes combinaisons sont simulées. La sollicitation mécanique est simulée selon deux axes perpendiculaires. La Figure 45 présente un schéma de la géométrie du composant simulé avec les dimensions caractéristiques de l'assemblage.

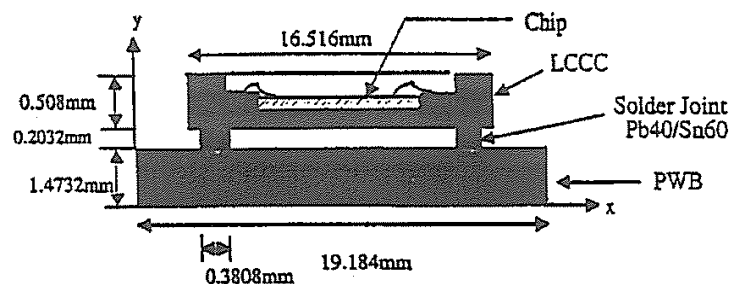
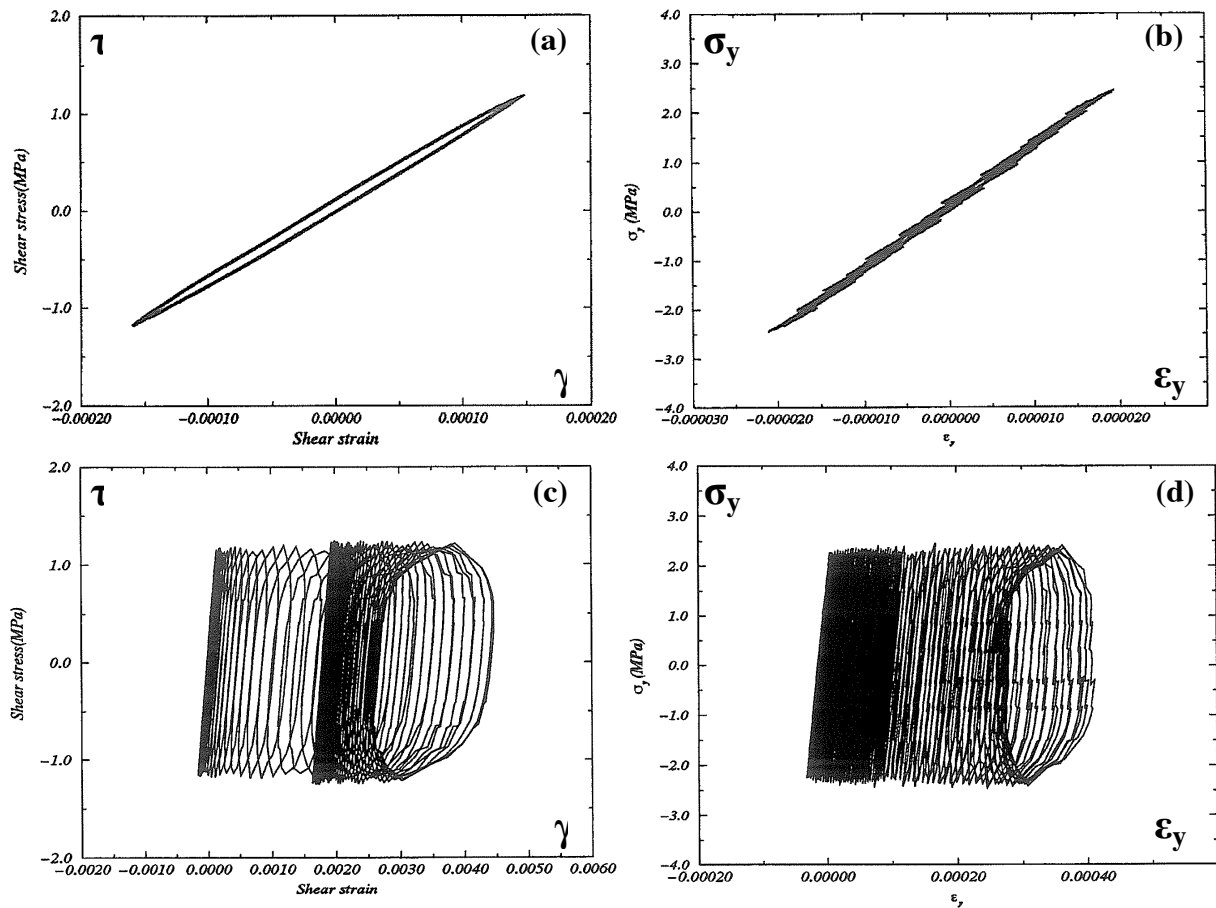


Figure 45 : Schéma de la géométrie d'un composant de type LCCC simulé par Basaran [BASA02]

La Figure 46 présente plusieurs résultats, une simulation purement mécanique sans chargement thermique tracée en cisaillement ( $\tau$ ,  $\gamma$ ) et en traction/compression ( $\sigma_y$ ,  $\epsilon_y$ ) et une simulation où les chargements sont combinés, tracée de la même manière. Le chargement dynamique appliqué est une accélération à la base de 5 G à 10 Hz.



**Figure 46 : Résultats de simulations par Basaran [BASA02] – (a) réponse en cisaillement pour chargement purement mécanique (5 G à 10 Hz) – (b) réponse en traction pour chargement purement mécanique (5 G à 10 Hz) –(c) réponse en cisaillement pour un chargement combiné (5 g à 10 Hz et -25C/+100 °C) – (d) réponse en traction pour un chargement combiné (5 g à 10 Hz et -25C/+100 °C)**

Cette modélisation semble réagir à la combinaison des chargements. L'évolution de l'endommagement est la même que celle présentée au paragraphe 6.2.1. L'évolution du dommage en fonction du nombre de cycles dynamiques est présentée en Figure 47 pour une fréquence de 10 Hz, une amplitude dynamique de 5 G et un cycle thermique comme présenté en Figure 44. Le chargement simulé est à basse fréquence (10 Hz) comparé avec les gammes de fréquences utilisées pour les essais de qualification des assemblages (10 à 2000 Hz). Les simulations du comportement sous chargement vibratoire montrent qu'à 1000 Hz, le comportement est purement élastique (cf. paragraphe 6.2.1). A 10 Hz, le comportement est inélastique. L'impact d'une sollicitation de vibration sur le comportement inélastique des brasures sous cycles thermiques n'est pas mis en évidence. Toutefois, la modélisation proposée permet de présenter des résultats sous chargements combinés.

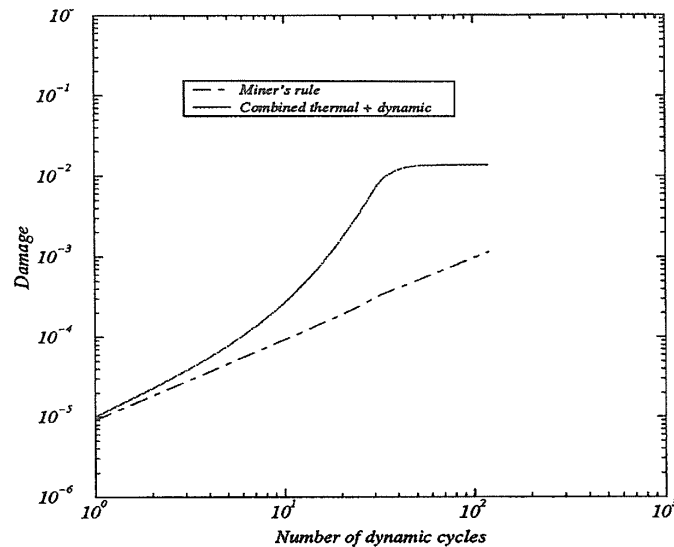


Figure 47 : Résultats d'une simulation de Basaran pour un chargement combiné (5 G à 10 Hz avec un cycle -25/+10 °C) – évolution de l'endommagement – comparaison avec un cumul linéaire de Miner

### 7.2.3 Cumul de l'endommagement

L'hypothèse de cumul linéaire du dommage est utilisée pour de nombreuses applications, car elle simplifie le calcul de durée de vie des composants sous sollicitations multiples. En général, le cumul n'est pas linéaire et les interactions entre sollicitations ne sont pas négligeables. Celles-ci sont néanmoins difficilement identifiables. Le cumul de l'endommagement est un aspect important de la fatigue des joints brasés pour deux raisons :

- La fatigue thermomécanique est un couplage entre endommagement de fluage et endommagement de fatigue.
- Les sollicitations combinées induisent des durées de vie beaucoup plus faibles compte tenu des interactions entre fatigue à grand nombre de cycles (vibration) et fatigue à faible nombre de cycles (cycles thermiques) [QI06].

La règle de cumul linéaire est une propriété de toute équation différentielle du dommage à variables séparables. Dans le cas des essais périodiques, le dommage est représenté sur la Figure 48 en fonction du nombre de cycles effectués sur le nombre de cycles à défaillance sous ce chargement (fraction de vie restante). Dans le cas d'un chargement à deux niveaux, le cumul linéaire du dommage peut être illustré par la Figure 48-a.

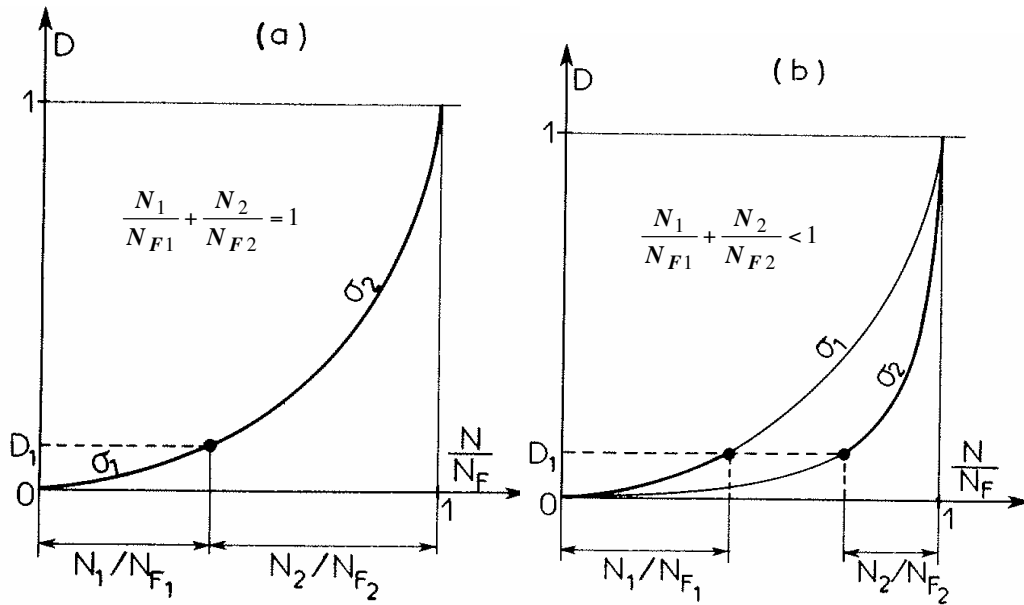


Figure 48 : Illustration d'un cumul linéaire et non linéaire de l'endommagement [LEMA96]

Dans le cas d'un chargement successif, l'endommagement est le même quel que soit l'ordre des sollicitations. Dans le cas du cumul non linéaire du dommage, l'évolution de l'endommagement sous un chargement  $\sigma_1$  n'est pas le même que sous un chargement  $\sigma_2$ . La Figure 48-b schématise un cumul non linéaire.

## 8 Conclusion sur l'étude bibliographique

Les influences des sollicitations thermomécaniques et vibratoires sont couramment étudiées indépendamment, par des essais spécifiques en cyclage thermiques et vibration aléatoire à large bande. Des essais de fatigue sur éprouvettes et des essais de vieillissement accéléré sur cartes de test permettent d'établir des modèles de fatigue empiriques et d'obtenir des facteurs d'accélération (températures, niveaux de chargement...).

Les modèles empiriques en loi puissance sont largement utilisés en thermomécanique car simples d'identification et d'application. Toutefois, la pertinence des paramètres identifiés dépend de nombreux éléments liés aux procédures expérimentales et aux hypothèses mécaniques. De plus, ce type d'approche ne permet pas de prédire correctement la durée de vie des assemblages sous sollicitations variables. Des modèles de dommage continu sont donc également élaborés [WEI01]. Ces modèles issus de la thermodynamique des milieux continus utilisent des variables internes qui décrivent l'état du matériau et permettent de rendre compte du comportement complexe des alliages et de l'endommagement des joints en fatigue thermomécanique (fatigue-fluage).

En vibration, peu de modèles sont proposés. La plupart des études réalisées sont expérimentales [LIU05]. Les modèles de fatigue à grand nombre de cycles ont toujours été difficilement identifiables car la dispersion des résultats est très élevée. Des modèles empiriques sont néanmoins proposés pour comparer la tenue en fatigue de différents alliages [ZHOU06].

Dans le but de mieux évaluer la durée de vie des composants en environnement réel, des essais sous sollicitations combinées sont également effectués pour la qualification et l'évaluation de la tenue en fatigue des assemblages. Quelques études [QI06] montrent que la combinaison des sollicitations réduit considérablement la durée de vie des composants. L'interaction entre fatigue thermomécanique (fatigue-fluage) et fatigue vibratoire semble être non négligeable dans l'élaboration des modèles d'endommagement. Les méthodes actuelles de calcul de durée de vie sous ce type de sollicitation utilisent la règle de cumul linéaire du dommage, elles ne tiennent pas compte des effets réciproques. Par conséquent, les calculs prédictifs surestiment la durée de vie des assemblages.

L'étude du comportement des brasures sous ce type de chargement doit permettre de mettre en évidence ces interactions et d'élaborer des modèles adaptés. Le travail de thèse se focalise sur des modèles d'endommagements continus en fatigue oligocyclique et sur la modélisation des contraintes vibratoires subies par les brasures. La modélisation par l'endommagement continu de fatigue des joints brasés sous sollicitations combinées est une perspective du travail de thèse.

---

**III Chapitre 2 : Fatigue oligocyclique de l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu et modélisation du comportement et de l'endommagement des joints brasés par un modèle viscoplastique à écrouissage cinématique non linéaire**

---



## 9 Introduction

Ce chapitre présente les résultats d'essais de fatigue oligocyclique réalisés sur des éprouvettes représentatives de joints brasés. Le principe consiste à réaliser de la torsion cyclique sur des tubes minces en cuivre brasés entre eux par un joint d'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu (SAC305). L'objectif est de mettre en évidence l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement de l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu et de proposer une loi de comportement et un modèle d'endommagement pour la fatigue thermomécanique des brasures.

Les assemblages électroniques sont soumis à des cycles thermiques induisant des déformations cycliques dans les brasures appelées très couramment déformations thermomécaniques. L'approche employée consiste à étudier le comportement de l'alliage en fatigue purement mécanique pour différentes températures. L'identification d'une loi de comportement sous chargements thermique et mécanique combinés est difficile de mise en œuvre avec des éprouvettes représentatives de joints brasés. La loi de comportement est sera donc établie par des essais à températures constantes mais pourra s'adapter au comportement complexe de l'alliage sous cycles thermiques en identifiant une énergie d'activation adéquate.

Un dispositif conçu pour cette étude permet de mettre en œuvre des essais de fatigue sur des éprouvettes tubulaires préalablement brasées entre elles par un alliage utilisé dans l'industrie pour l'assemblage des composants électroniques. Le type d'éprouvette a été choisi pour permettre un assemblage par refusion aisé et des mesures directes de déformation. Un dispositif permet de les braser avec un profil de température souhaité, identique aux profils utilisés dans l'industrie.

La procédure expérimentale de torsion cyclique est présentée. La microstructure des éprouvettes est ensuite comparée aux microstructures rencontrées dans les joints de composants électroniques. Les mesures expérimentales sont ensuite étudiées et l'influence de la vitesse de déformation et de la température est identifiée. Les mesures permettent également de cibler le type de loi de comportement adaptée à l'alliage.

L'étude concernant la modélisation propose d'établir dans un premier temps une loi de comportement cyclique pour l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu soumis à un chargement de fatigue mécanique à température constante. La loi est proposée en cisaillement pur. Le modèle choisi est une loi de comportement viscoplastique à écrouissage cinématique non linéaire. Les paramètres sont identifiés sur les essais à température ambiante pour différentes gammes de déformation et vitesses de déformation.

Dans un second temps, un modèle d'endommagement continu est proposé et confronté aux résultats expérimentaux en fatigue à température ambiante. L'approche continue de l'endommagement permet d'établir un modèle qui rend compte de l'écrasement des cycles d'hystérésis. Le modèle pourra s'adapter à des historiques de chargements thermiques variés. Les mesures effectuées lors des essais sont donc présentées. Un jeu de paramètre pour l'évolution de la vitesse d'endommagement est identifié. Les mécanismes de défaillance mis en jeu sont également étudiés. La modélisation continue est finalement évaluée dans le cas des alliages de brasure par confrontation des résultats simulés et mesurés.

## 10 Présentation des essais de cisaillement en torsion sur éprouvettes

L'objectif des essais est l'identification d'un modèle de comportement et d'endommagement pour les brasures sans plomb Sn-3,0Ag-0,5Cu. Le banc de test utilisé est disponible au Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris. Ce dispositif permet de réaliser des essais de torsion cyclique en fatigue sur des éprouvettes spécifiques.

### 10.1 Présentation des éprouvettes de torsion

Les éprouvettes sont conçues pour être sollicitées en torsion. Elles sont formées de deux tubes minces en cuivre assemblés par un joint brasé d'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu. Le joint est un anneau fin de hauteur variée à volonté entre 250 et 450  $\mu\text{m}$ . Le diamètre extérieur du tube est de l'ordre de 19 mm, son épaisseur varie entre 1,2 et 1,5 mm. La section du joint est d'environ 82 mm<sup>2</sup>. Les dimensions des éprouvettes testées sont données en Annexe 1.

#### 10.1.1 Principe de brasage

Le dispositif de brasage conçu et réalisé au centre des Matériaux par J.D. Bartout, ainsi qu'une éprouvette après brasage sont présentés sur la Figure 49.

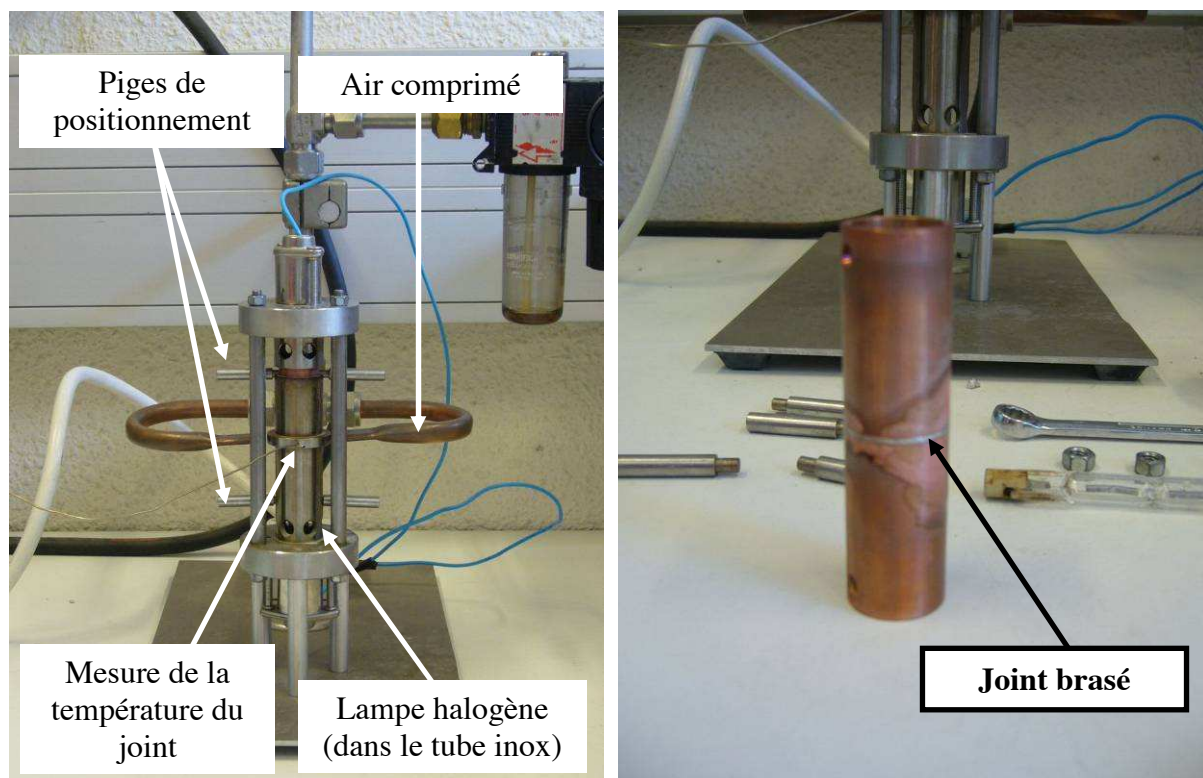


Figure 49 : Photos du dispositif de brasage – (a) Dispositif de brasage (b) et éprouvette après brasage

Les deux demi éprouvettes sont placées dans un tube en inox pour assurer un centrage entre elles. Quatre pîges permettent de positionner les demi éprouvettes à une distance d'environ  $300 \mu\text{m}$ . La pâte à brasier contenant également les flux de brasage est appliquée manuellement sur une des demi éprouvettes. Les surfaces à brasier sont simplement polies avant l'assemblage. Du nitrure de bore est déposé par spray au préalable pour limiter le mouillage de l'alliage à l'intérieur et à l'extérieur du tube. Le brasage consiste ensuite en une montée et une descente contrôlées de la température. Le dispositif permet d'appliquer un profil de température souhaité. La température est asservie au niveau du joint brasé avec un thermocouple. Une lampe halogène chauffe l'éprouvette avec un temps de réponse très rapide. Le centrage de la lampe dans l'éprouvette est essentiel. Pour le refroidissement, de l'air comprimé est soufflé sur deux cotés du joint brasé. Lors de cette phase, la lampe permet d'asservir la vitesse de refroidissement souhaitée en chauffant le joint si le refroidissement est trop rapide. La Figure 50 présente le profil de température de brasage appliqué pour l'assemblage des éprouvettes.

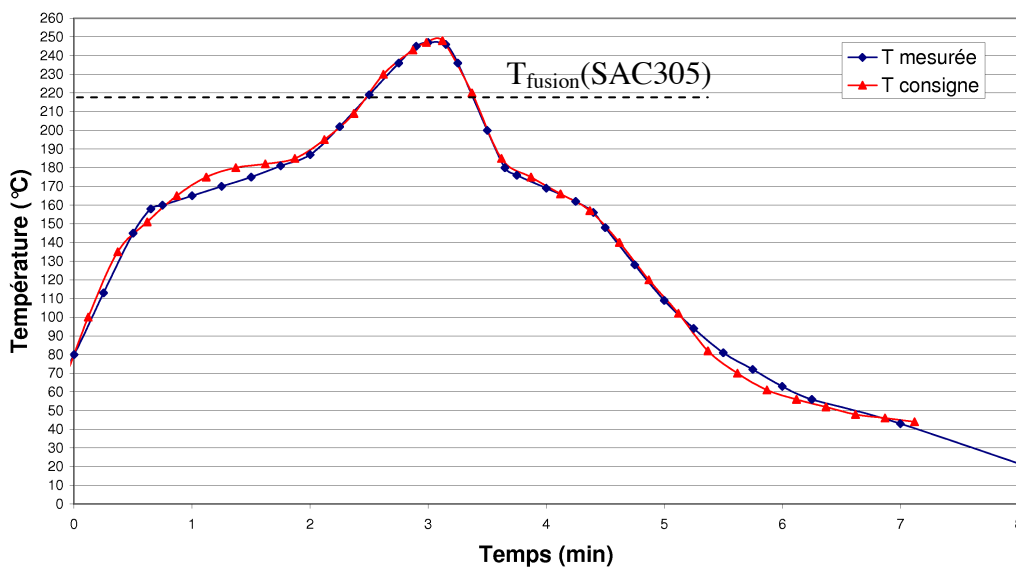


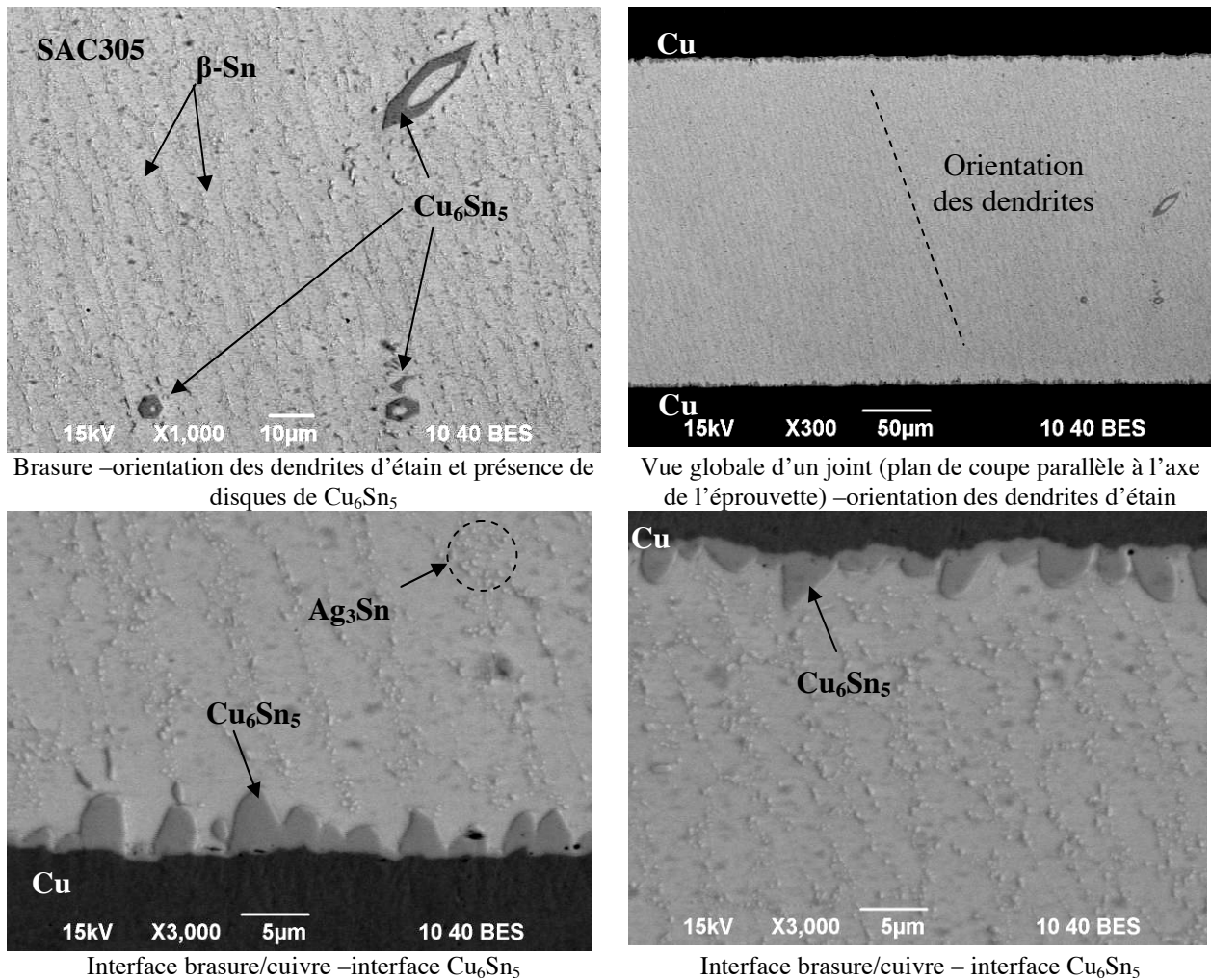
Figure 50 : Profil de température (refusion) utilisé pour le brasage des éprouvettes

Après l'assemblage, une phase d'usinage est réalisée pour enlever les bavures et les chanfreins initiaux des tubes en cuivre. Ainsi, il est possible d'obtenir un joint de hauteur constante sur l'épaisseur de l'anneau de brasure. La mesure de la hauteur est effectuée après la phase d'usinage avec une binoculaire munie d'une vis micrométrique. Des photos d'une éprouvette après usinage sont présentées en Annexe 2.

### 10.1.2 Microstructure des joints brasés

Les éprouvettes ainsi constituées de deux tubes en cuivre permettent d'obtenir après brasage, la microstructure et les interfaces métalliques des joints brasés de composants électroniques. Les joints de composants présentent divers composés intermétalliques dans la brasure et aux interfaces. La formation de ces composés interfaciaux lors de la phase d'assemblage des cartes électroniques est liée à l'inter-diffusion du cuivre des plages d'accueil et de l'étain de la brasure. Dans le cas de l'alliage SAC305, des composés du type  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ . Au sein de la

brasure, des composés  $Ag_3Sn$  sont également présents. La Figure 51 présente différents clichés MEB de la brasure d'une éprouvette.



**Figure 51 : Cliché MEB de la brasure d'une éprouvette - microstructures et interfaces**

Le Figure 52 présente des clichés MEB d'une coupe micrographique de composant électronique. Les dendrites d'étain sont plus larges que celles observées sur les coupes des éprouvettes. Ces clichés mettent en évidence des composés intermétalliques dans la brasure et aux interfaces de même nature que ceux identifiés dans les joints d'éprouvette.

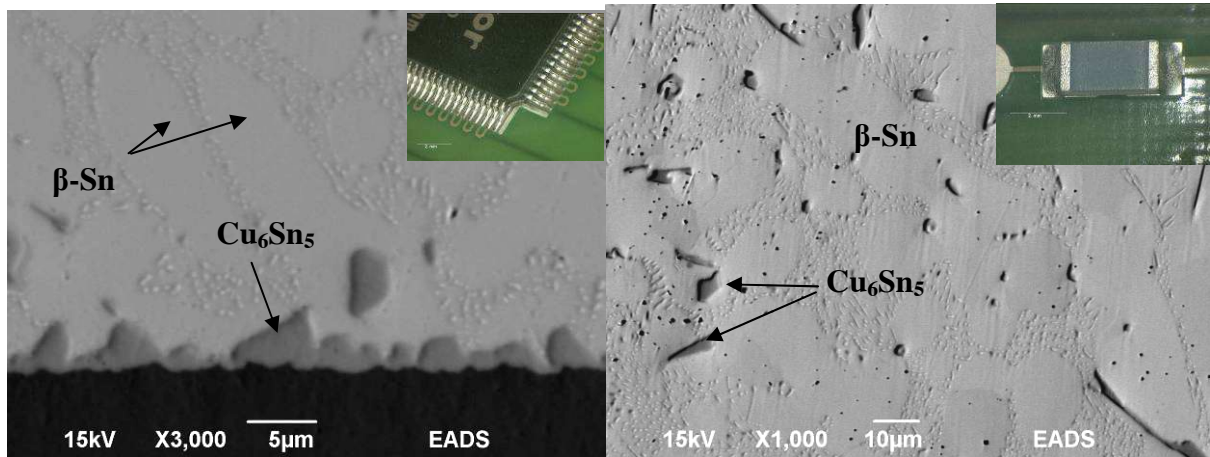


Figure 52 : Clichés MEB de la brasure et des interfaces de différents assemblages de composants électroniques (TQFP et résistance sans broche type « chip »)

Les joints présentent également des cavités formées lors du procédé d'assemblage des demi éprouvettes. Le même problème est identifié pour les joints de composants électroniques. Ces cavités se forment lors de l'évaporation des flux de brasage qui permettent le nettoyage des plages d'accueil pour un bon mouillage de la brasure (limitation de l'oxydation et l'amélioration du transfert thermique). La Figure 53 montre deux joints issus de deux éprouvettes distinctes présentant des cavités.

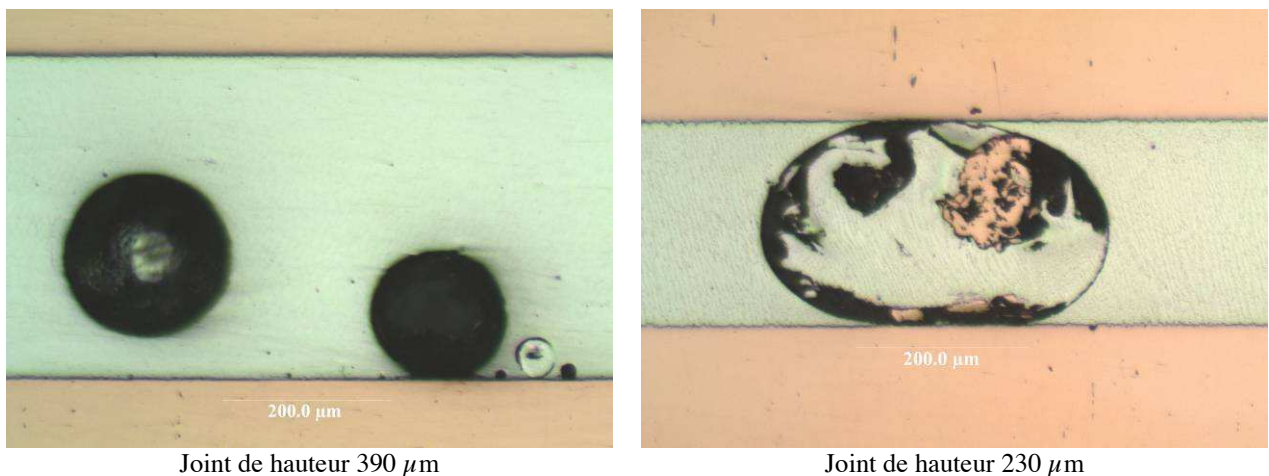
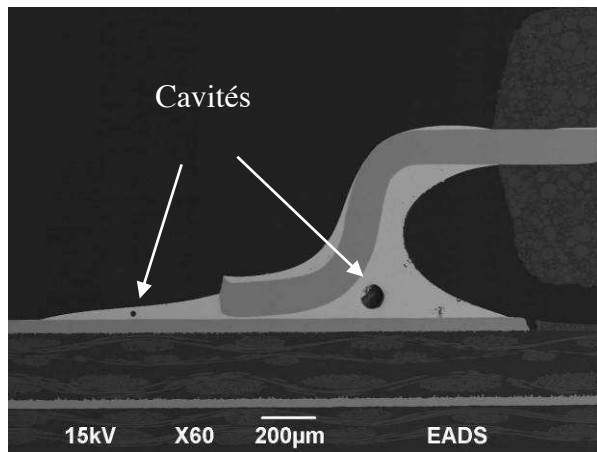
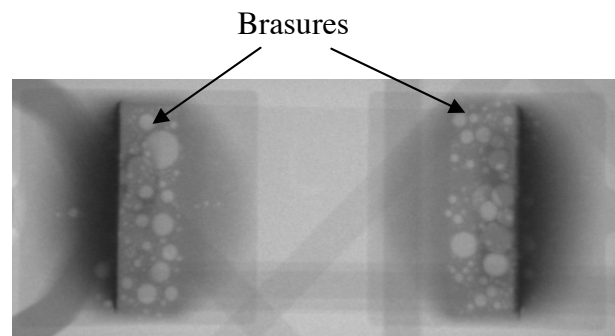


Figure 53 : Photos de deux joints brasés issus de deux éprouvettes présentant des cavités internes

Des contrôles aux rayons X ont été effectués pour visualiser les cavités présentes dans un joint complet. Une radiographie X d'un joint brasé après assemblage est présentée en Annexe 3. La Figure 54 présente des joints brasés de composants électroniques avec des cavités.



Vue d'ensemble de la brasure d'un composant de type TQFP44 après assemblage – présence de cavités



Radiographie X d'un composant de type R2512 après assemblage (vue de dessus) – présence de cavités

**Figure 54 : Exemple de joints brasés de composants électroniques présentant des cavités**

Globalement, la microstructure des joints brasés des éprouvettes est représentative des microstructures identifiées pour des composants électroniques (cf. Figure 52 et Figure 54). La représentativité de la microstructure est un paramètre très influent sur les résultats expérimentaux. Des exemples présentés dans le 1<sup>er</sup> chapitre montrent les différences de loi de fatigue obtenues sur des éprouvettes massives et sur des joints. Dans le cas des joints de composants, les fissures de fatigue apparaissent très souvent à l'interface entre la brasure et le composé intermétallique majoritaire :  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  dans le cas des éprouvettes. Il est donc nécessaire de reproduire ce mécanisme lors des essais sur éprouvettes pour que les résultats expérimentaux soient pertinents. Le modèle identifié sera ainsi adapté aux brasures de composants électroniques.

## 10.2 Présentation du dispositif de test en torsion

Le dispositif de test permet de solliciter en torsion les éprouvettes et d'asservir les efforts sur la déformation de cisaillement totale du joint brasé.

### 10.2.1 Principe du banc de mesure

Le banc de test utilisé réalise la torsion cyclique des éprouvettes tubulaires. Il se compose de plusieurs éléments :

- 1 un moteur à courant continu,
- 2 un capteur de couple,
- 3 une chaîne de mesure de déformation (jauges de cisaillement),
- 4 une chaîne de mesure d'asservissement en déformation,
- 5 un ordinateur avec conversion analogique /numérique pour l'acquisition des signaux.

La Figure 55 présente l'architecture du banc de test.



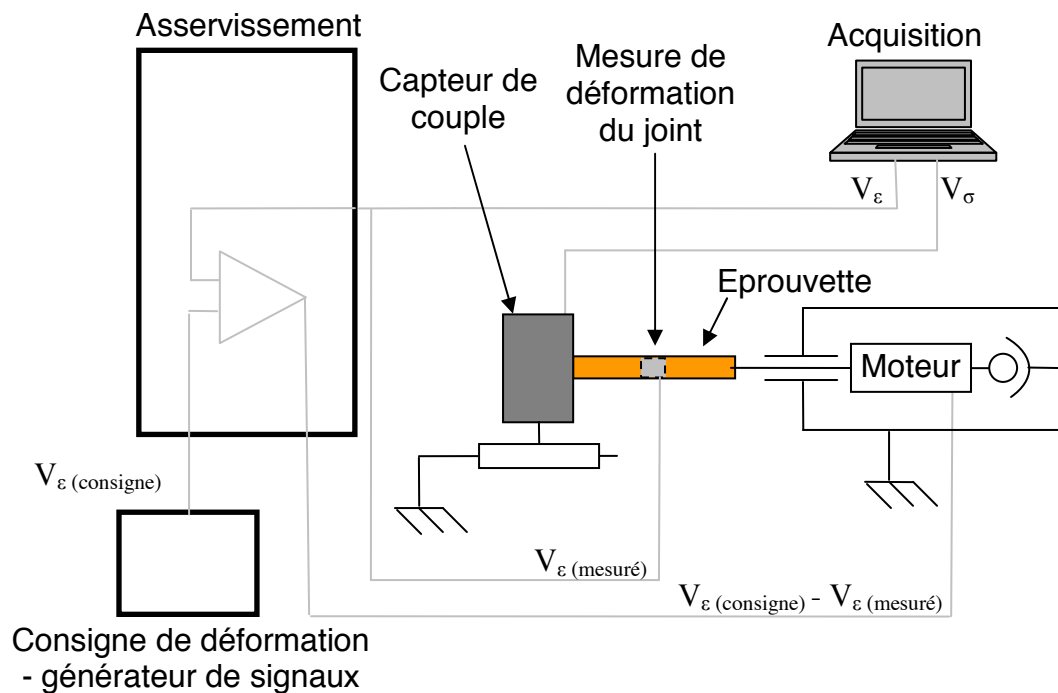


Figure 55 : Architecture du banc de test de torsion cyclique

Le signal de déformation issu des jauges de cisaillement est utilisé pour l'asservissement. Le dispositif pilote donc le couple moteur pour un signal de déformation imposé par l'alimentation consigne : amplitude et fréquence de sollicitation. La contrainte appliquée et la déformation sont enregistrées avec des périodes de 0,1 ou 10 secondes en fonction de l'essai (valeur de la vitesse de déformation imposée). Les essais sont menés jusqu'à rupture totale de l'éprouvette. Le dispositif est laissé libre axialement à une extrémité (coté capteur de couple) de l'éprouvette pour limiter voir annuler l'effort axial et solliciter le joint en cisaillement pur. Des photos du banc sont présentées en Annexe 4.

### 10.2.2 Principe de mesure des déformations

La mesure de la déformation du joint est réalisée par des jauges de cisaillement à 45°. La Figure 56 présente la position des jauges.

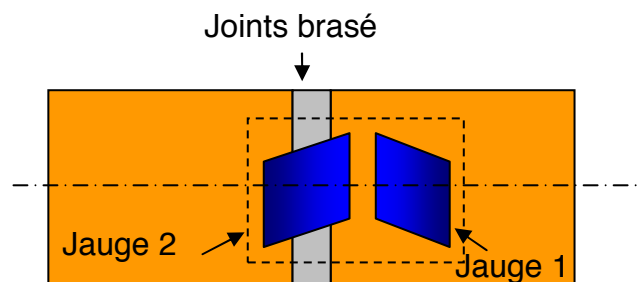


Figure 56 : Position des jauges sur les éprouvettes

Deux jauges constituent la jauge globale. Pour la mesure de la déformation du joint, il n'est pas possible de coller une jauge aussi petite que les joints (250 à 450  $\mu\text{m}$ ). Une des jauges est donc collée en porte-à-faux sur le cuivre et le joint brasé. L'autre jauge est nécessairement collée sur le cuivre à proximité du joint. La déformation de la jauge 1 est soustraite à la déformation de la jauge 2 pour mesurer la déformation du joint. L'hypothèse consiste à considérer la déformation constante dans la hauteur du joint. La déformation est également considérée homogène dans la zone de collage de la jauge. A chaque éprouvette correspond un réglage de la consigne en fonction de la hauteur du joint brasé. Le principe de mesure de la déformation du joint seul à partir des mesures des jauges ainsi que les références des jauges sont données en Annexe 5.

### 10.2.3 Plan de test

Le plan de test regroupe l'ensemble des essais de fatigue oligocyclique qui ont été effectués. Le comportement en fatigue des joints dépend de trois principaux paramètres :

- 1 La température
- 2 La déformation totale imposée
- 3 La vitesse de déformation qui dépend la fréquence de sollicitation

Ces trois paramètres sont imposés. Le profil de chargement en déformation imposée est triangulaire centré (déformation moyenne nulle). L'objectif des essais étant de proposer un modèle de comportement et d'endommagement dans un domaine de validité le plus large possible, il est nécessaire de faire varier au moins une fois chaque paramètre pour identifier un modèle sur une gamme de température, déformation et vitesse de déformation. La Figure 57 présente les valeurs de chaque paramètre explorées.

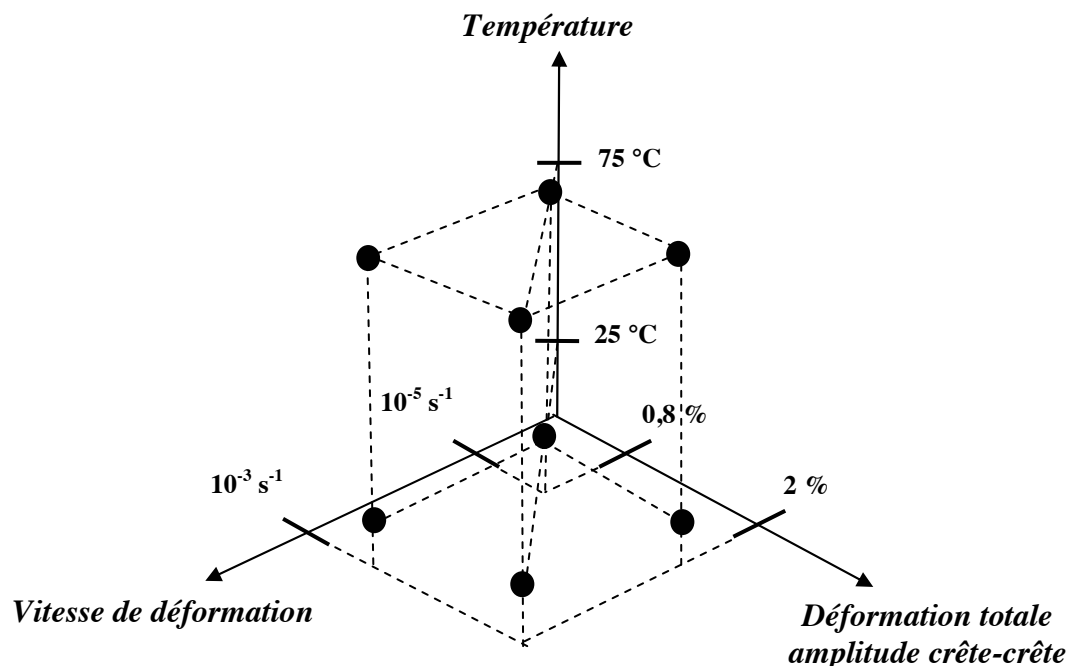


Figure 57 : Plan expérimental représenté schématiquement - variations des paramètres principaux

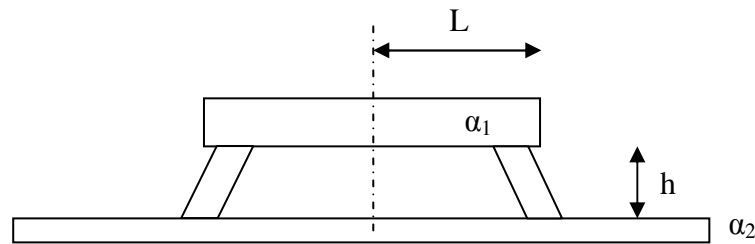


Les essais à différentes températures permettent d'identifier une énergie d'activation modélisant le comportement fortement viscoplastique à différentes températures. Les essais à différentes vitesses de déformation permettent de mettre en évidence le caractère viscoplastique de l'alliage et l'évolution du comportement de fluage. Les valeurs de déformation imposée étendent la validité du modèle.

Dans le cas des assemblages électroniques, la dilatation des matériaux impose des déformations maximales de cisaillement de l'ordre de 0,02 sur les joints dans les cas extrêmes de variation de température et de configuration de boîtier. En très grande approximation, la déformation d'un joint de brasure d'un assemblage sans broche peut être évaluée telle que :

$$\gamma = \frac{L\Delta\alpha\Delta T}{h} \quad (51)$$

$\gamma$  est la déformation de cisaillement évaluée dans cette approximation,  $L$  la distance entre l'axe de symétrie de l'assemblage et les joints brasés situés aux extrémités du boîtier,  $\Delta\alpha$  la différence de coefficient de dilatation entre le boîtier et le circuit imprimé,  $h$  la hauteur du joint et  $\Delta T$  la différence de température appliquée à l'assemblage. La Figure 58 présente un schéma de principe d'un assemblage sollicité thermiquement dans cette approximation. Le gauchissement de l'assemblage est négligé. Cette approximation est très souvent utilisée dans les modèles de fatigue proposés par Engelmaier [ENG00].



**Figure 58 : Schéma de l'approximation grossière d'un assemblage soumis à une sollicitation thermique**

Par exemple, considérons un cycle thermique variant entre  $-55\text{ °C}$  et  $125\text{ °C}$ , profil typique utilisé pour les essais de vieillissement accéléré, et un assemblage dont le boîtier d'une dimensions de 10 mm de coté possède des joints d'une hauteur de  $300\text{ }\mu\text{m}$ . Le boîtier en céramique à un coefficient de dilatation de l'ordre de 5 ppm/K et le circuit imprimé à base de résine époxyde un coefficient de dilatation de l'ordre de 13 ppm/K. la déformation de cisaillement évaluée dans l'approximation de la Figure 58 est de 0,02.

Huit types d'essai sont donc réalisés. Les différentes combinaisons explorées sont présentées en Annexe 6. Chaque essai est effectué sur deux ou trois éprouvettes différentes dans la mesure du possible, pour quantifier la dispersion expérimentale qui peut être attribuée aux variations de microstructure, de hauteur de joint et de taux de cavités. Les essais ont permis de proposer un jeu de paramètres pour la loi de comportement viscoplastique à écrouissage à température ambiante.

## 11 Résultats des essais de torsion

Les résultats obtenus sont présentés en deux parties ; le comportement non endommagé et le comportement en fatigue. Ce découpage est lié à la démarche de modélisation qui établit dans un premier temps une loi de comportement (matériau non endommagé) et dans un deuxième temps, tente de proposer un modèle d'endommagement.

### 11.1 Comportement non endommagé

Pour étudier le comportement non endommagé de l'alliage, les premiers cycles sont exploités. Les essais montrent que l'endommagement est négligeable pour les 10 premiers cycles.

#### 11.1.1 Essais préliminaires

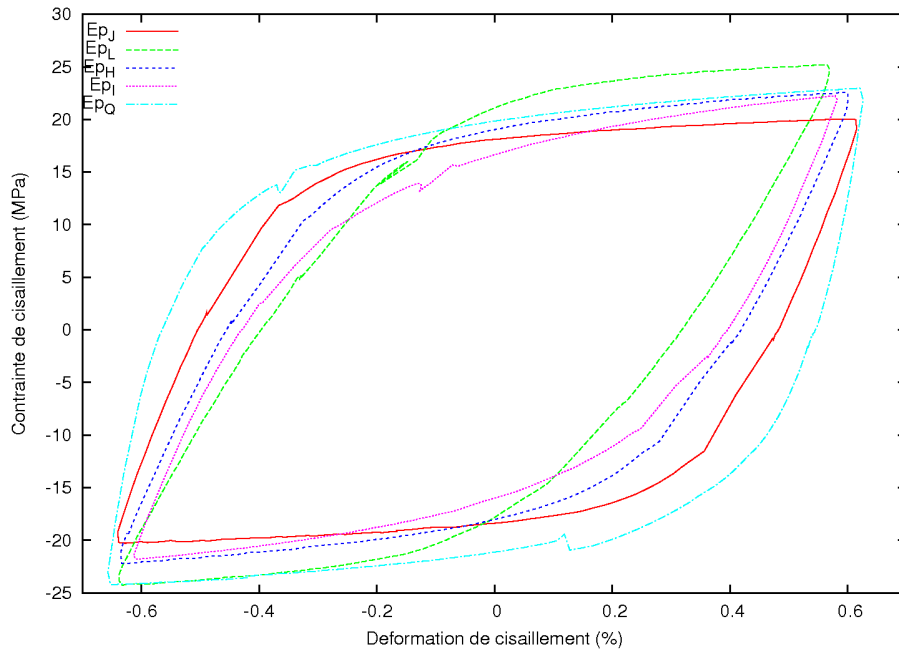
Cinq essais ont été réalisés dans les mêmes conditions pour évaluer la reproductibilité de la procédure expérimentale. Les paramètres géométriques des éprouvettes testées sont donnés dans le Tableau 17.

Ep.	Section apparente (mm <sup>2</sup> )	Hauteur du joint ( $\mu\text{m}$ ) $\pm 10 \mu\text{m}$
J	89,4	420
L	86,4	270
H	89,1	370
I	88,8	350
Q	86	430

Tableau 17 : Paramètres géométriques des joints testés dans le cas des essais préliminaires

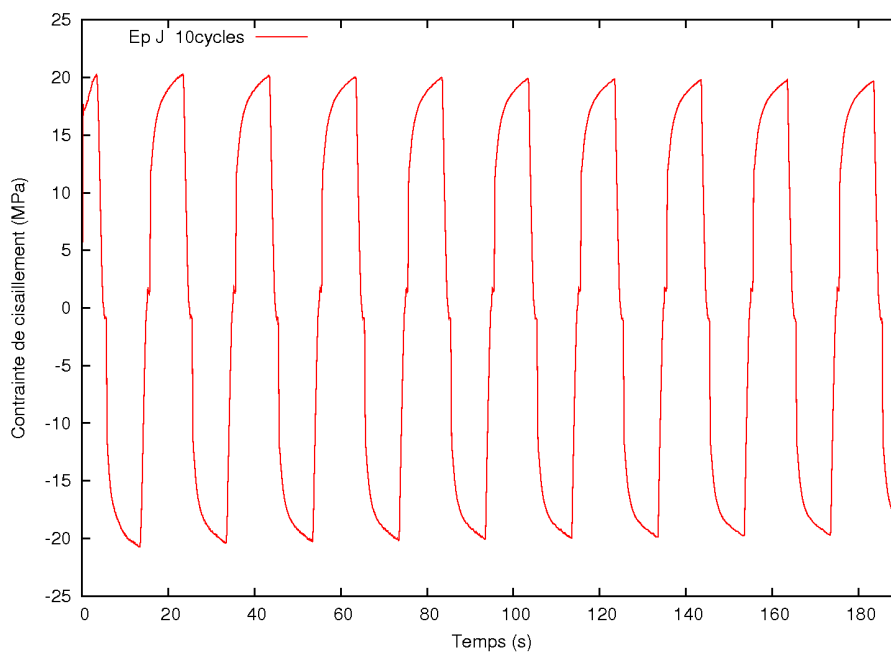
Chaque éprouvette est testée pour 1,3 % de déformation totale de cisaillement à une fréquence de 0,05 Hz (soit une vitesse de déformation de  $0,0013 \text{ s}^{-1}$ ) à température ambiante (de 22 à 25°C). Dans cette partie, l'étude se focalise sur les premiers cycles d'hystérésis mesurés. Ces mesures mettent clairement en évidence le caractère viscoplastique de l'alliage avant le début d'endommagement. La Figure 59 présente les premiers cycles d'hystérésis mesurés pour les cinq éprouvettes testées.

Les mesures mettent en évidence un certain manque de reproductibilité. La contrainte maximale mesurée varie de 20 MPa à 25 MPa. L'évolution de la déformation est également dispersée lors de l'écroutissage du matériau. Des artefacts de pilotage sont aussi mis en évidence. Ces différences peuvent être dues à des hauteurs de joints et des taux de cavités différents selon les éprouvettes. Une quarantaine d'éprouvettes ont été testées pour les différentes configurations de test. Les trois quarts donnent des résultats exploitables. La valeur de la contrainte maximale peut varier de 5 à 10 MPa selon les essais.



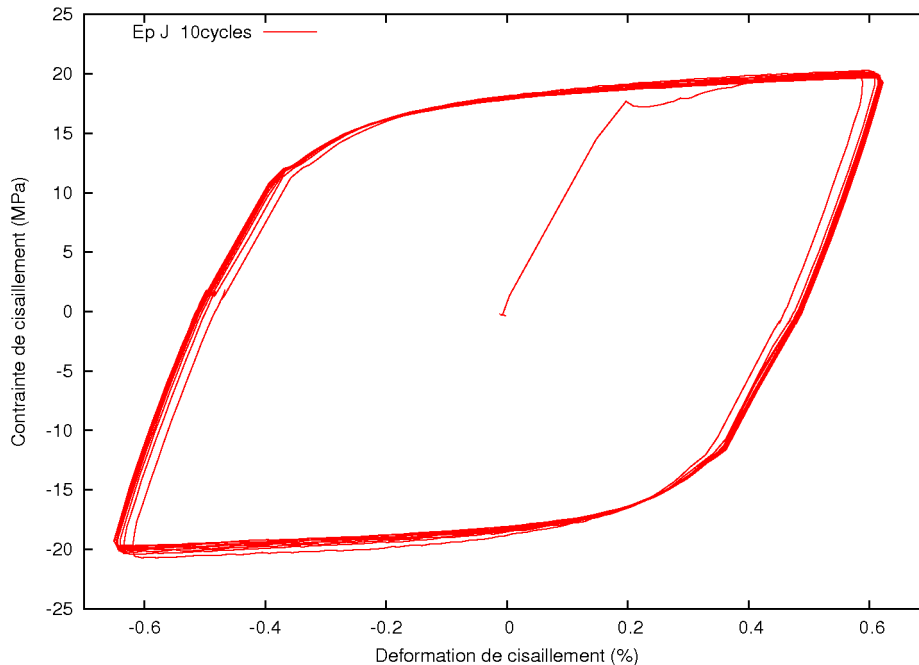
**Figure 59 : Premiers cycles complets (sans la montée en charge) contrainte déformation en cisaillement mesurés expérimentalement pour 5 éprouvettes différentes testées à 25°C pour 1,3 % de déformation totale à une vitesse de déformation de 0,0013 s<sup>-1</sup>**

L'alliage étant très ductile, il semble difficile d'identifier une limite d'élasticité sur ces courbes. Le matériau s'écroute et flue très rapidement. La coaxialité des deux mors n'est pas parfaite. Il est donc possible que des faibles efforts de flexion soient appliqués simultanément lors des essais. La Figure 60 présente l'évolution de la contrainte lors des 10 premiers cycles pour l'éprouvette J.



**Figure 60 : Evolution de la contrainte appliquée lors des 10 premiers cycles (1,3 %, 0,0013 s<sup>-1</sup>, 25 °C) pour l'éprouvette J.**

Le matériau accomode très peu comme le montre la Figure 61. Le phénomène est donc négligé dans ce cas. Il n'y a pas d'adoucissement ni de durcissement cyclique observé sur les 10 premiers cycles.

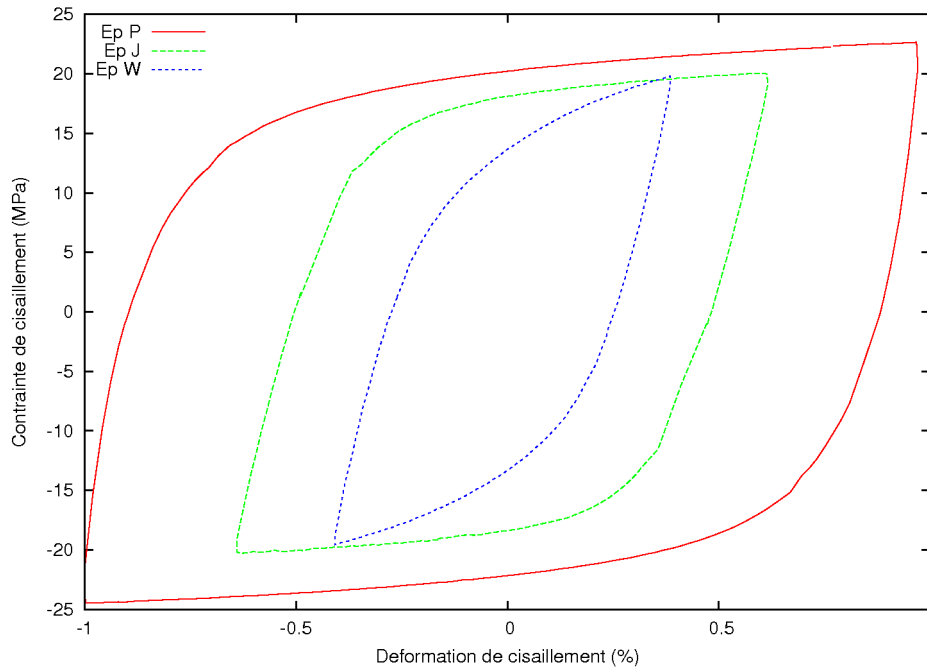


**Figure 61 : Evolution des cycles contrainte déformation lors des 10 premiers cycles (1,3 %, 0,0013 s<sup>-1</sup>, 25 °C) pour l'éprouvette J**

La montée en charge est mal maîtrisée par le pilotage à une vitesse de déformation rapide de 0,0013 s<sup>-1</sup>. L'étude se focalise sur le comportement cyclique et ne tient pas compte du premier quart de cycle contenant la montée en charge. Les mesures effectuées pour des vitesses de déformation beaucoup plus faible de l'ordre de 10<sup>-5</sup> s<sup>-1</sup> permettent d'observer des montées en charge qui sont assurées parfaite.

### 11.1.2 Influence de la gamme de déformation

Des essais sont réalisés pour 0,8 %, 1,3 % et 2 % de déformation totale imposée à température ambiante. Les résultats permettent de mettre en évidence l'influence de la déformation sur le comportement non endommagé. La Figure 62 présente les résultats de trois essais distincts. Le Tableau 18 donne les caractéristiques de chaque essai. Dans le cas des essais à température ambiante, la même valeur de fréquence de sollicitation a été utilisée, les vitesses de déformation ne sont pas rigoureusement de la même valeur, mais les ordres de grandeurs sont similaires.



**Figure 62 : Cycles contrainte-déformation mesurés pour trois valeurs de déformation totale imposée (0,05 Hz à 25 °C)**

Ep.	Section apparente (mm <sup>2</sup> ) ±0,1 mm <sup>2</sup>	Hauteur joint (μm) ±10 μm	Déformation crête crête imposée (%)	Vitesse de déformation (s <sup>-1</sup> )
P	85,4	370	2	2.10 <sup>-3</sup>
J	89,4	420	1,3	1,3.10 <sup>-3</sup>
W	69,1	340	0,8	0,8.10 <sup>-3</sup>

**Tableau 18 : Caractéristiques des essais à différentes gammes de déformations**

Les résultats montrent que la contrainte apparente maximale tend à saturer à une valeur proche de 20 MPa, valeur dépendant presque uniquement de la vitesse de déformation imposée, typique de la loi d'écrouissage dans le modèle de Lemaitre et Chaboche.. Dans le cas des composants électroniques, la valeur maximale de déformation subie par les joints dépend de la différence de coefficient de dilatation thermique des matériaux de l'assemblage et des gammes de température atteintes.

### 11.1.3 Influence de la vitesse de déformation

L'influence de la vitesse de déformation pour ce type d'alliage est notable. L'alliage met en évidence un comportement fortement visqueux. La Figure 63 présente les résultats de quatre essais. Deux vitesses de déformations :  $8.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et  $1.10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , sont appliquées pour des éprouvettes distinctes, pour des gammes de déformations imposées de 0,8 % et 2 %. Les caractéristiques des essais sont données dans le Tableau 19.

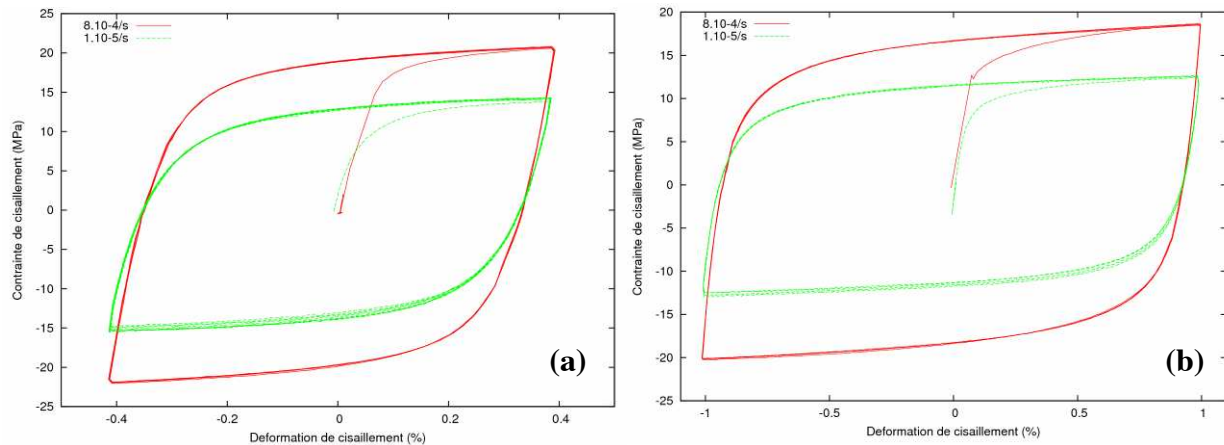


Figure 63: Cycles contrainte déformation des essais réalisés pour 0,8 % (a) et 2 % (b) de déformation de cisaillement crête-crête à des valeurs de vitesses de déformation différentes ( $8.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et  $1.10^{-5} \text{ s}^{-1}$ )

Ep.	Section (mm <sup>2</sup> ) ± 0,1 mm <sup>2</sup>	Hauteur joint (μm) ±10 μm	Déformation crête crête imposée (%)	Vitesse de déformation (s <sup>-1</sup> )
41	81,8	290	0,8	$8.10^{-4}$
42	81,8	300		
W	69,1	340		
44	81,8	320		
13	81,1	250	2	$1.10^{-5}$
38	81,5	350		
45	81,8	270		
31	81,8	300		
18	81,5	340		

Tableau 19 : Caractéristiques des éprouvettes et essais menés pour la mise en évidence de l'influence de la vitesse de déformation à 25°C

Les faibles vitesses de déformation réduisent considérablement le niveau de contrainte à appliquer pour une déformation imposée. Dans le cas des mesures présentées en Figure 63, la contrainte maximale crête appliquée est réduite d'environ 50 %. Les essais à 75 °C montrent la même tendance. La prise en compte de la fréquence de sollicitation dans les modèles empiriques est donc nécessaire. Le travail plastique dissipé lors d'un cycle à des valeurs bien différentes selon la gamme de vitesse de déformation. La vitesse de déformation des brasures de composants, lors d'un essai de vieillissement accéléré : cycle thermique -55 °C/+125 °C, 10 °/min et 20 min de palier, a été évaluée, par calculs élément finis, de l'ordre de  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$ . Cet

ordre de grandeur a été calculé pour une bille de brasure critique en alliage SAC305, au coin d'un boîtier BGA plastique, assemblé sur un circuit imprimé. Une loi de fluage secondaire a été utilisée [PANG05].

### 11.1.4 Influence de la température

Des essais ont été effectués à 25°C et à 75°C. Le Tableau 20 donne les caractéristiques des essais menés pour mettre en évidence l'influence de la température. Une photo du dispositif de test muni d'un four est présentée en Annexe 7. La température est asservie au moyen d'un thermocouple collé sur le joint, proche de la jauge de mesure.

Ep.	Section apparente (mm <sup>2</sup> ) ± 0,1 mm <sup>2</sup>	Hauteur joint (μm) ±10 μm	Déformation crête crête imposée (%)	Vitesse de déformation (s <sup>-1</sup> )
8	81,8	220	0,8	8.10 <sup>-4</sup>
6	81,8	360		
36	81,1	330		
10	81,8	280		
19	81,8	270		
1	81,5	330	2	8.10 <sup>-4</sup>
28	81,8	320		
24	81,8	290		
33	81,5	360		
40	81,1	320		
21	81,8	280		1.10 <sup>-5</sup>

Tableau 20 Caractéristiques des essais menés à 75 °C

La Figure 64 présente les premiers cycles d'hystérésis d'éprouvettes testées pour 0,8 % de déformation à 25 °C et 75 °C, pour des vitesses de déformation différentes.

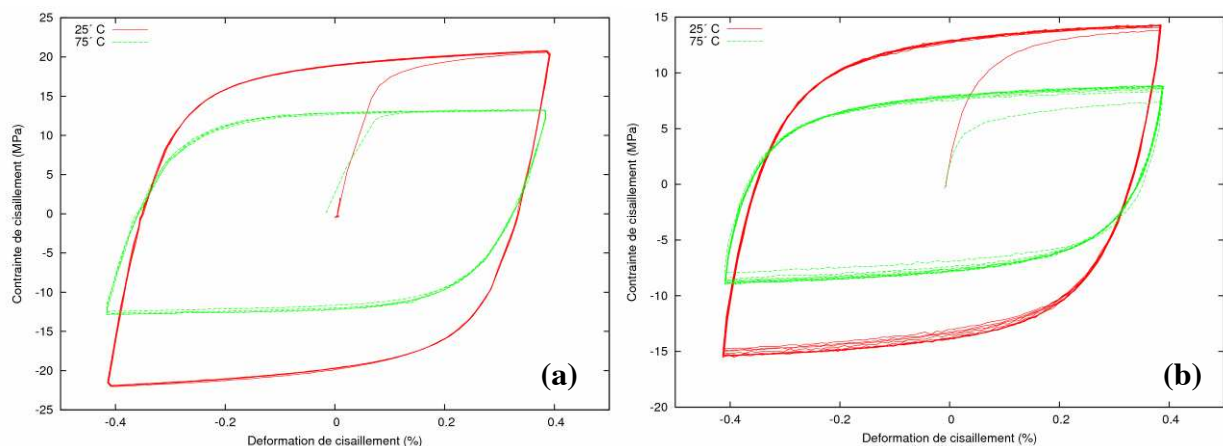


Figure 64 : Premiers cycles d'hystérésis d'éprouvettes testées pour 0,8 % de déformation totale à respectivement 75 °C et 25 °C – (a) 8.10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup> – (b) 1.10<sup>-5</sup> s<sup>-1</sup>

La température réduit la contrainte nécessaire pour atteindre la déformation souhaitée. Pour un écart de 50°C, la contrainte à appliquer a chuté de la moitié de sa valeur. A différentes valeurs de vitesse de déformation, la chute de contrainte est également observée. Là aussi, le travail plastique dissipé n'est pas le même. Les modèles empiriques basés sur la valeur du travail plastique dissipé comme critère de fatigue ne sont pas réellement pertinents. La Figure 64 montre clairement que le travail dissipé à 75 °C est plus faible qu'à 25 °C. Or, un modèle de type Morrow qui serait identifié, non pas sur des résultats en cycle thermique, mais sur des résultats de fatigue mécanique à température constante, ne serait pas adapté pour évaluer la durée de vie des brasures sous cycles thermiques ou même sous cycles mécanique à une température plus élevée. Ce type de modèle est performant si les constantes qui sont identifiées par des essais sous chargements spécifiques sont réutilisées pour la prédiction de durée de vie sous ce même type de chargement. L'effet de la température sur le comportement contrainte déformation est similaire à celui de la vitesse de déformation (cf. Figure 63-(a) et Figure 64-(a))

### 11.1.5 Synthèse sur le comportement non endommagé

Les différents essais ont mise en évidence l'influence de l'amplitude de la déformation, de la température et de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique cyclique des joints en torsion. Il apparaît clairement que l'amplitude de déformation influence peu le niveau de contrainte maximal lors des premiers cycles. Les essais ont montrés que la contrainte maximale tend à se saturer autour de 20 MPa. Les mêmes ordres de grandeurs se retrouvent dans les essais de Pang [PANG04], Wei [WEI06] et Dusék [DUSE06]. La valeur de la contrainte maximale mesurée dans la littérature est toujours plus élevée quand les essais sont réalisés sur des éprouvettes massives qui ne présentent pas de cavités ni d'interfaces métallurgiques. La vitesse de déformation et la température ont quant à elles des effets notables observés en torsion. La valeur de la contrainte maximale est réduite de 50 % pour une variation de température de 50°C. Pour une vitesse de déformation 80 fois plus élevée, la valeur de la contrainte maximale est doublée.

Le module tangent a été évalué à 25 °C et à 75 °C. L'identification des valeurs n'est pas effectuée sur la première montée en charge mais sur les montée et descente en charge lors des cycles sur deux ou trois mesures. Le Tableau 21 donne les valeurs identifiées dans les différents cas de test. La vitesse de déformation n'influence pas notablement la valeur du module tangent comme le montre la Figure 63.

Température (°C)	Module de cisaillement tangent (GPa)
22 - 25	15 - 22
75	2 - 5

**Tableau 21: Valeurs du module de cisaillement tangent identifiées sur les différents cas de test en torsion**

Les valeurs identifiées sont très variables, Les données de la littérature le sont aussi. Le module d'élasticité linéaire est identifié, dans la littérature entre 40 GPa et 65 GPa selon les auteurs. Dans le cas des essais de torsion et en prenant le coefficient de poisson issu de la littérature égale à 0,4, le module tangent varie entre 42 GPa et 62 GPa à 25 °C. A 75 °C il varie entre 5 GPa et 14 GPa. Il apparaît difficile d'identifier clairement une valeur du module



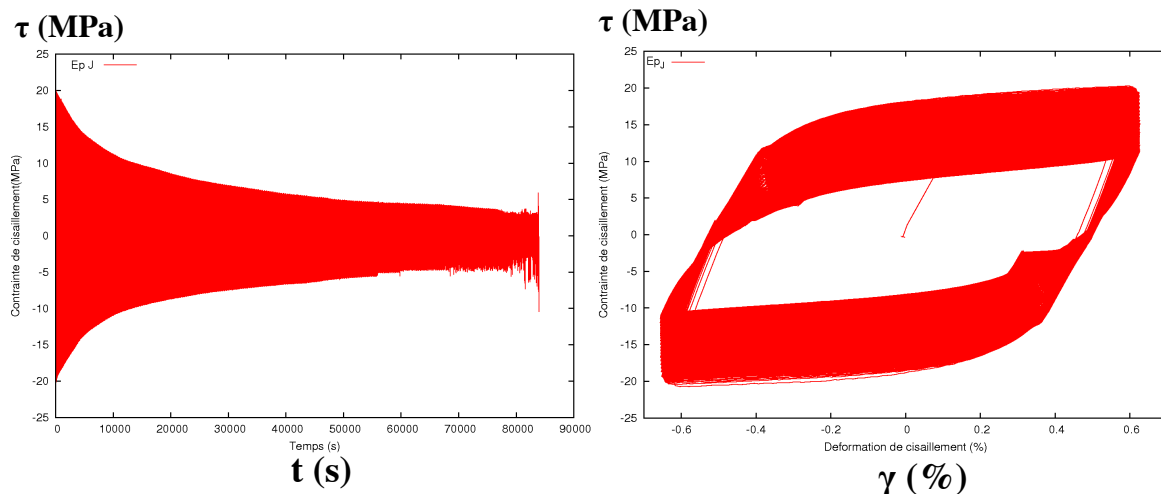
tangent dans les différents cas de test pour l'alliage SAC305 mais une gamme de valeurs identifiée sur deux ou trois mesures.

## 11.2 Comportement en fatigue

Les essais de fatigue sont menés jusqu'à rupture de l'éprouvette dans la plupart des cas. L'évolution de la contrainte appliquée ainsi que les cycles d'hystérésis permettent de mettre en évidence l'évolution de l'endommagement.

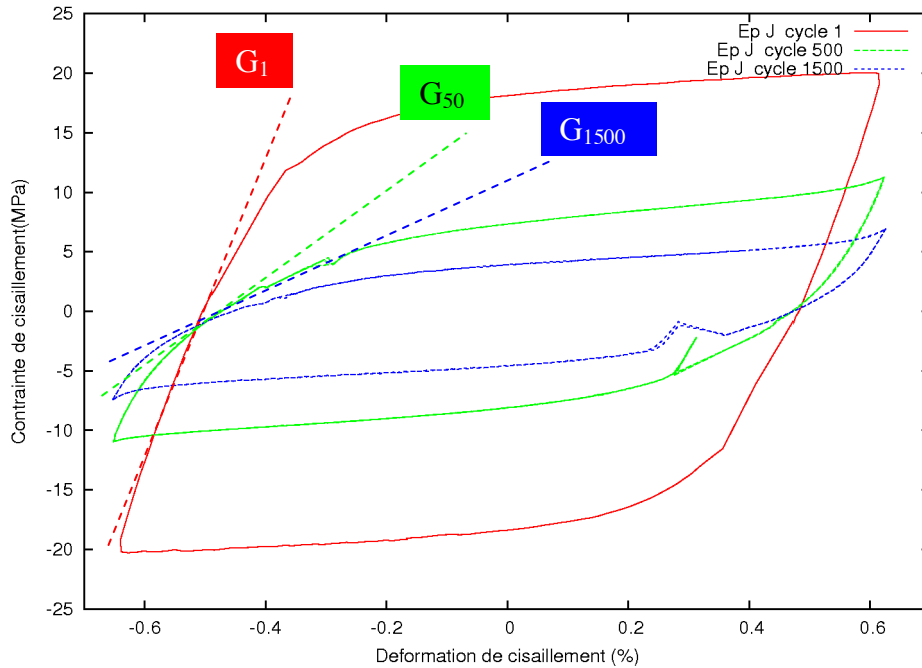
### 11.2.1 Mise en évidence de l'endommagement

Les essais préliminaires pour 1,3 % de déformation totale sont comparés en terme de nombre de cycles avant rupture de l'éprouvette ou jusqu'à une certaine valeur de chute de charge appliquée. La Figure 65 présente l'évolution de la contrainte appliquée jusqu'à rupture et l'évolution des 500 premiers cycles d'hystérésis lors d'un essai.



**Figure 65 : Evolution de la contrainte appliquée jusqu'à rupture et des 500 premiers cycles d'hystérésis de l'éprouvette J (1,3 %, 0,05 Hz, 25 °C)**

La contrainte appliquée décroît rapidement après le début de l'essai. Sa valeur chute de 25 % après environ 200 cycles. L'évolution de l'endommagement, adoucissement observé, est clairement mise en évidence. Les cycles ne semblent pas se stabiliser. La décroissance de la charge appliquée a une évolution continue non linéaire. L'évolution des cycles d'hystérésis est marquée par la chute du module de cisaillement. Le travail plastique dissipé diminue à chaque cycle. La Figure 66 présente les cycles d'hystérésis à différents stades de l'essai (1<sup>er</sup>, 500<sup>ème</sup> et 1500<sup>ème</sup> cycles). Les effets de la température et de la vitesse de déformation tendent à faire chuter la charge nécessaire à la déformation, l'endommagement aussi.



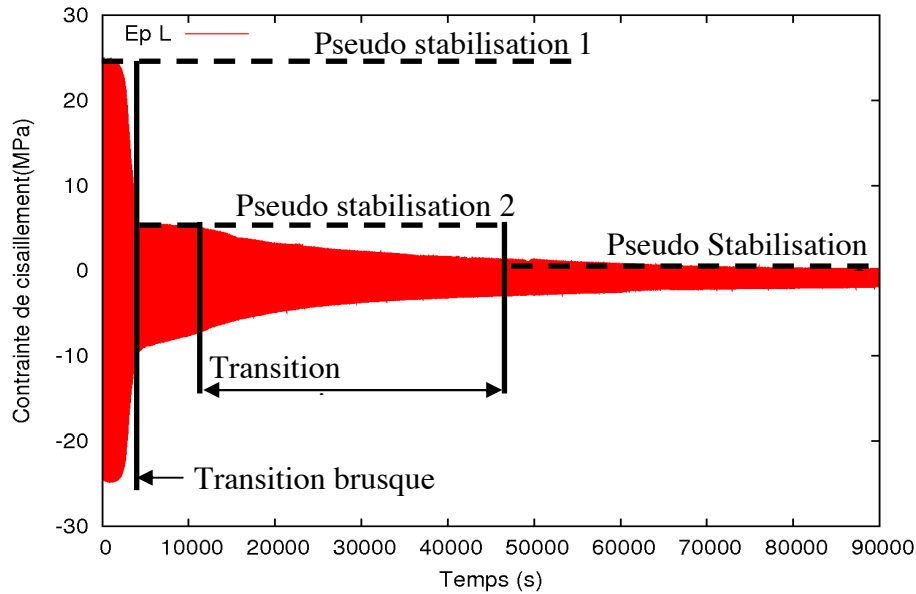
**Figure 66 : Cycles d'hystérésis à différents stades de l'essai (éprouvette J) et module de cisaillement tangent**

Le module de cisaillement effectif diminue avec l'endommagement. Les propriétés du matériau sont donc dégradées. Le Tableau 22 présente les résultats pour les cinq éprouvettes testées dans les mêmes conditions (1,3 %, 0,0013 s<sup>-1</sup>, 25 °C).

Ep.	Hauteur joint (μm)	$\Delta\sigma_{\max}$ 1 <sup>er</sup> cycle (MPa)	Nombre de cycles à 50% de chute de charge	% de chute de charge à rupture	Nombre de cycles à rupture
J	420	20	690	87,5	4200
L	270	25	170	92	5000
H	370	23	240	79	6500
I	350	23	1900	70	16750
Q	430	23	290	77	2750

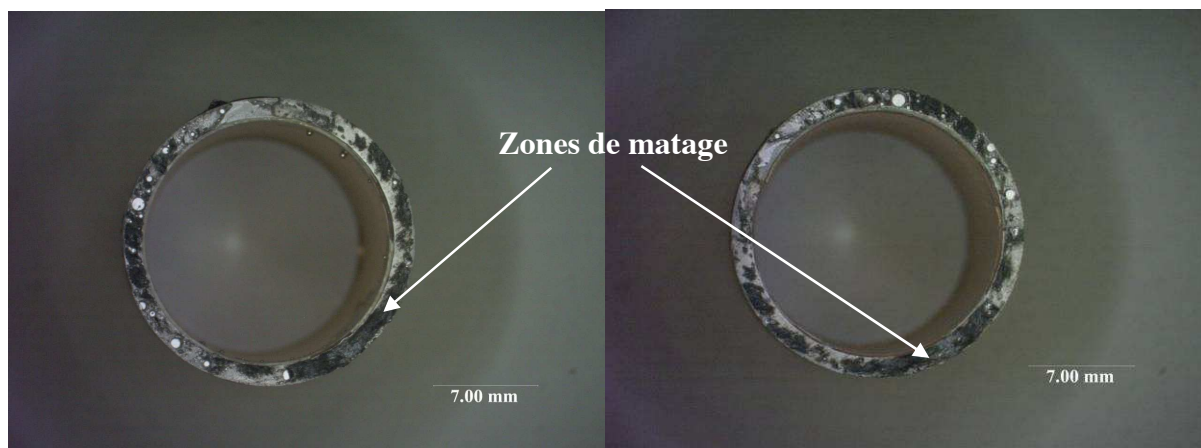
**Tableau 22 : Synthèse des résultats de fatigue des essais préliminaires (1,3 %, 0,05 Hz, 25°C)**

Les résultats montrent que la dispersion en fatigue est élevée. Le nombre de cycles à 50 % de chute de charge varie entre 170 et 1900. Cette dispersion s'explique par des évolutions de l'endommagement différentes en fonction des éprouvettes. La Figure 67 présente un profil d'évolution de la contrainte appliquée très différent de la Figure 66.



**Figure 67 : Evolution de la contrainte appliquée jusqu'à 92 % de chute de charge pour l'éprouvette L (1,3 %, 0,0013 s<sup>-1</sup>, 25°C)**

La Figure 67 met en évidence une chute de charge brusque après 200 cycles soit une diminution de 77 % de la valeur du couple appliqué initialement. Le nombre de cycles à 50 % de chute de charge est donc beaucoup plus faible que pour l'éprouvette J. Ce phénomène est observé pour deux éprouvettes (L et H). De plus, il apparaît une pseudo stabilisation des cycles d'hystérésis après la chute de charge brusque. Dans ce cas, la contrainte maximale mesurée sur les 100 premiers cycles semble également stabilisée jusqu'à la chute de charge et au-delà, par palier. Des analyses de faciès de rupture ont été menées pour tenter d'expliquer ces résultats. Pour les éprouvettes présentant une chute de charge brusque, des zones de matage sont observées. Ces zones correspondent à des fissures qui apparaissent très rapidement (après 200 cycles) sans se propager sur toute la section utile de l'éprouvette. La section utile et la contrainte appliquée sont donc fortement diminuées. Les fissures peuvent se propager brusquement ou progressivement comme le montre les transitions entre paliers de stabilisation de la Figure 67. La Figure 68 présente une photographie des faciès de rupture de l'éprouvette L. Des zones plus sombres sont présentes sur presque 50 % de la section utile.



**Figure 68 : Photographies du faciès de rupture de l'éprouvette L (localisation des zones de matage – zones noires)**

Ces zones ont été analysées au MEB. La Figure 69 présente un cliché d'une zone de matage (zones sombres sur la Figure 68).

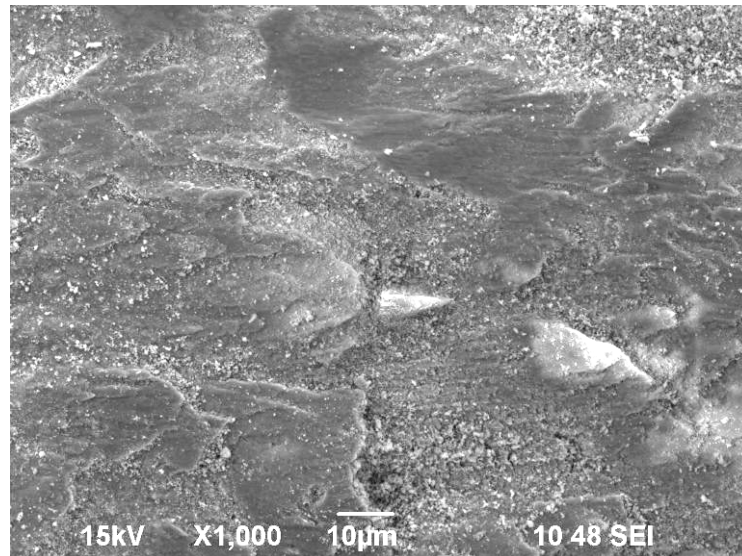


Figure 69 : Cliché MEB d'une zone de matage du faciès de rupture (éprouvette L)

L'endommagement de volume et la macro fissuration partielle sont deux mécanismes qui coexistent lors des essais de fatigue. L'évolution de l'endommagement est donc parfois plus rapide pour certaines éprouvettes selon la propagation des macro fissures partielles. La Figure 70 présente les évolutions de la contrainte appliquée relatives aux éprouvettes J et Q.

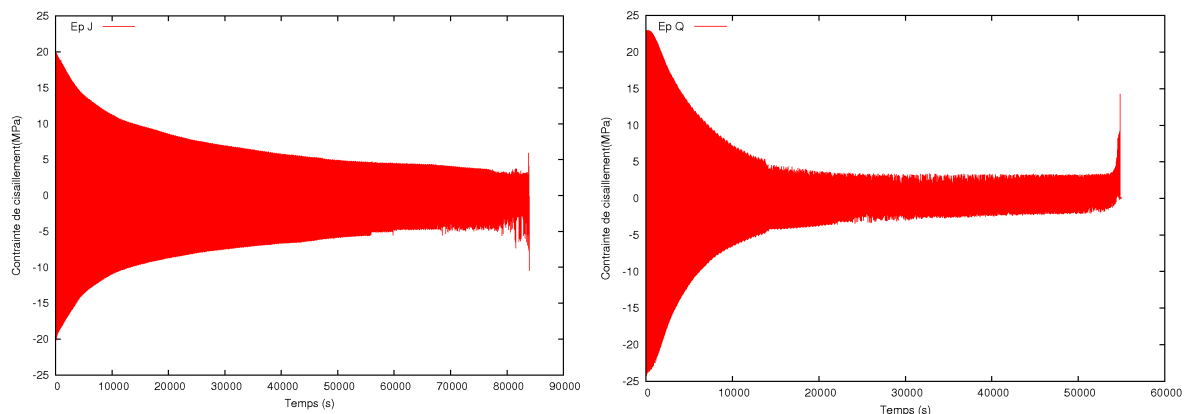


Figure 70 : Evolutions de la contrainte appliquée pour deux essais distincts (1,3 %, 0,05 Hz, 25°C)

L'ensemble des essais met en évidence l'endommagement de l'alliage en fatigue avec des dégradations plus ou moins rapides. Dans certains cas une stabilisation de l'amplitude de la contrainte apparaît après une chute élevée. Les différences observées sont dues aux divers mécanismes de défaillance mis en jeu (endommagement ductile de la brasure, propagation des fissures aux interfaces, rupture fragile au niveau des composés intermétalliques). Il sera sans doute difficile de tenir compte de ces différents mécanismes dans la modélisation de la fatigue au moyen d'un unique modèle d'endommagement continu. L'étude se focalise sur l'amorçage

des fissures macroscopiques du à l'endommagement de volume et non à la propagation de celles-ci, qui relève de la mécanique de la rupture.

### 11.2.2 Influence de la déformation imposée en fatigue

Des essais ont été menés jusqu'à rupture pour des déformations imposées de 0,8 % et 2 %. Les résultats sont comparés avec les essais préliminaires dans le Tableau 23. Le nombre de cycles à 50 % de chute de charge ne paraît pas être un critère de rupture adéquat, car les essais à 2 % de déformation montrent que la rupture totale de l'éprouvette se produit pour 50 % de chute de charge. Un critère possible pourrait être un pourcentage de chute de charge qui dépend de la vitesse de déformation.

Ep.	$\Delta\gamma$ (%)	$d\gamma/dt$ ( $s^{-1}$ )	$\Delta\sigma_{\max}$ 1 <sup>er</sup> cycle (MPa)	Nombre de cycles à 50 % de chute de charge	% de chute de charge à rupture	Nombres de cycles à rupture
S	2	$2.10^{-3}$	25	/	48	265
T	2	$2.10^{-3}$	25	/	50	163
38	2	$8.10^{-4}$	20	/	20	290
45	2	$8.10^{-4}$	21	375	81	4060
J	1,3	$1,3.10^{-3}$	20	690	87,5	4200
L	1,3	$1,3.10^{-3}$	25	170	92	5000
H	1,3	$1,3.10^{-3}$	23	240	79	6500
Q	1,3	$1,3.10^{-3}$	23	290	77	2750
W	0,8	$8.10^{-4}$	20	258	75	1180
41	0,8	$8.10^{-4}$	20	625	87,5	7150
42	0,8	$8.10^{-4}$	21	455	71	3150

Tableau 23 : Comparaison des résultats en fatigue pour les différentes gammes de déformations imposées

Il apparaît que pour une déformation imposée élevée, ici 2 %, le pourcentage de chute de charge à rupture est beaucoup plus faible, de l'ordre de 50 %. La contrainte maximale initiale est légèrement plus haute (25 MPa) pour les essais réalisés à une vitesse de  $2.10^{-3} s^{-1}$ . Le nombre de cycles à rupture est considérablement réduit (environ 200 cycles). Il faut noter que les valeurs de vitesse de déformation imposée ne sont pas rigoureusement les mêmes. Tous les essais réalisés à  $8.10^{-4} s^{-1}$  ont atteint une contrainte de cisaillement apparente maximale de 20 MPa.

A 2 %, avec une vitesse plus faible, les résultats donnent une valeur de nombre de cycles à rupture cohérente de 290 cycles et une valeur surprenante de 4060 cycles. Cette différence peut s'expliquer par un problème de précision expérimentale. Dans le cas des essais à 0,8 % de déformation, les nombres de cycles à défaillance peuvent être plus faibles que pour 1,3 % de déformation, ce qui est totalement incohérent. La vitesse de déformation plus faible affecte la durée de vie des éprouvettes. La mise en évidence de l'impact de la vitesse est présentée au paragraphe suivant avec deux valeurs de vitesses d'ordres de grandeur différents.

Une tendance en fatigue est difficile à proposer avec les seuls résultats à 1,3 % et 2 % (cf. Figure 71) qui sont cohérents. Avec les résultats à 0,8 %, la Figure 71 montrent que la tendance n'est pas pertinente. La vitesse de déformation est un paramètre plus influent sur l'endommagement que la gamme de déformation.

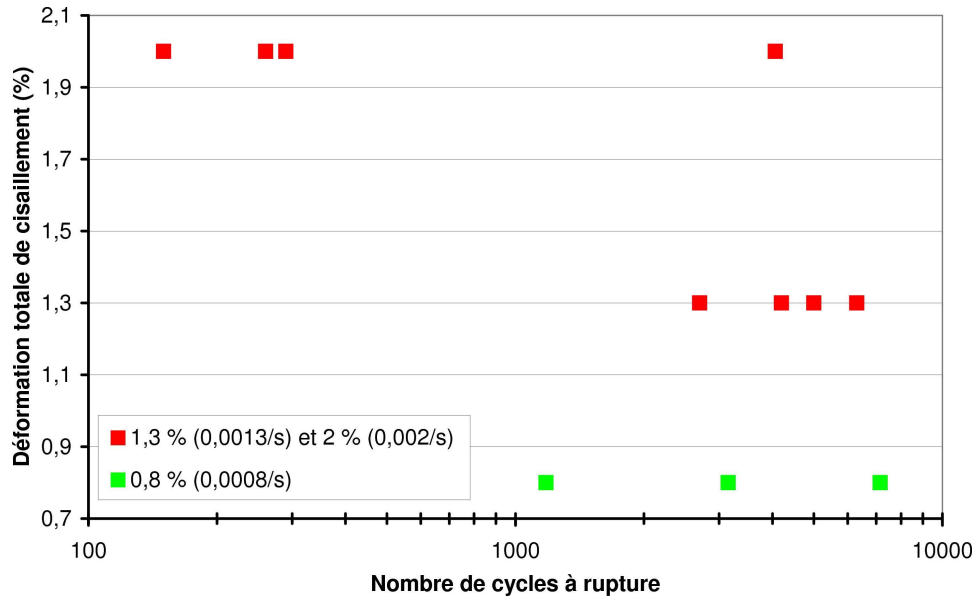


Figure 71 : Résultats des essais à différents gammes de déformation imposée sur un diagramme de fatigue

### 11.2.3 Influence de la vitesse de déformation en fatigue

Les mesures ont montré que le comportement de l'alliage est modifié avec la vitesse de déformation (baisse de la charge appliquée). Les résultats des essais en fatigue en termes de nombre de cycles à défaillance sont donnés dans le Tableau 24.

Ep.	$\Delta\gamma$ (%)	$d\gamma/dt$ ( $s^{-1}$ )	$\Delta\sigma_{max}$ 1 <sup>er</sup> cycle (MPa)	% de chute de charge à rupture	Nombres de cycles à rupture	Temps à défaillance (min)	Nombre de cycle moyen
38	2	$8.10^{-4}$	20	20	290	242	2190
45			21	81	4060	3383	
41	0,8	$8.10^{-4}$	20	87,5	7150	2383	5150
42			21	71	3150	1050	
31	2	$1.10^{-5}$	14	75	492	32833	425
18			12,5	80	357	23833	
44	0,8	$1.10^{-5}$	15	83	1062	28333	1094
13			15	50	1125	30000	

Tableau 24 : Résultats de fatigue des essais menés pour mettre en évidence l'impact de la vitesse de déformation en fatigue à 25 °C

Les valeurs moyennes de cycles à rupture montrent qu'une vitesse de déformation plus faible diminue la durée de vie des joints. L'endommagement de fluage à basse vitesse est plus important, la contrainte appliquée est tout de même moins élevée. Le travail plastique dissipé est plus faible à basse vitesse de déformation mais la durée de vie aussi. Les modèles

empiriques dont le critère utilise le travail plastique dissipé par cycle sont encore mis à défaut si la fréquence de sollicitation n'est pas prise en compte dans la modélisation de la fatigue. La Figure 72 illustre simplement sur un diagramme de fatigue standard (courbe S-N), avec les résultats en termes de nombre moyen de cycles sur 2 essais, l'influence de la vitesse de déformation sur les tendances en fatigue.

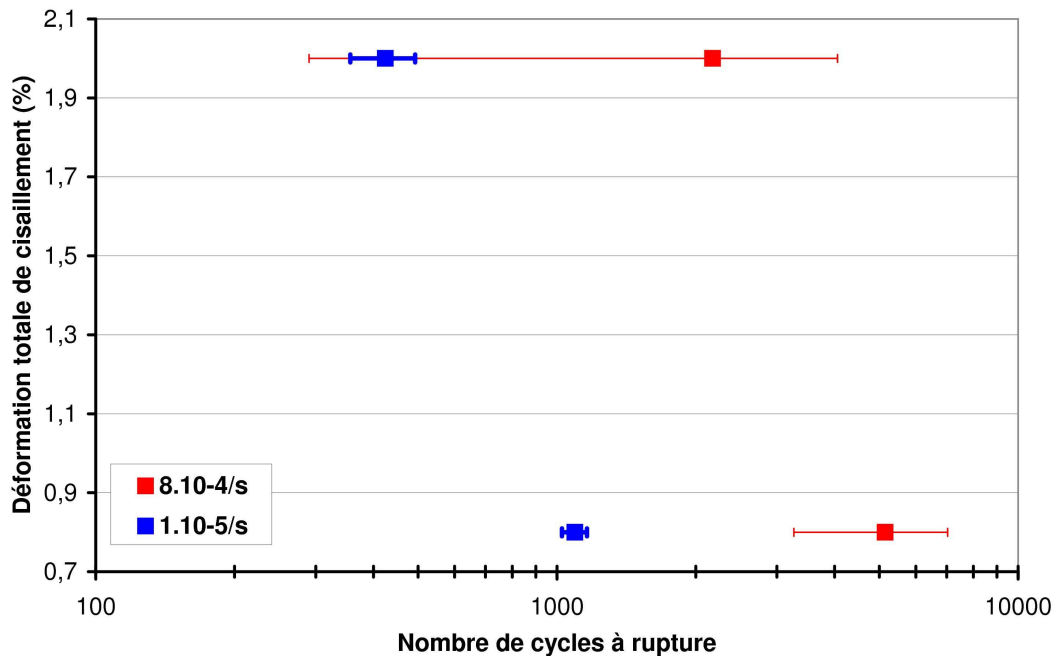


Figure 72 : Illustration de l'influence de la vitesse de déformation sur la fatigue – valeurs moyennes mesurées sur deux essais

Les tendances en fatigue sont décalées en abscisse. Les résultats présentés lors de l'étude bibliographique montrent les mêmes tendances.

#### 11.2.4 Influence de la température en fatigue

Les essais réalisés à 75°C ont été menés jusqu'à rupture. Deux vitesses de déformation sont également testées. Le Tableau 25 donne les résultats de fatigue à 75°C.

Ces résultats montrent que la durée de vie des joints est plus faible à 75 °C. L'activation plus élevée du fluage participe à l'endommagement. Seuls les essais à 0,8 % de déformation pour une vitesse de  $8.10^{-4} s^{-1}$  ont des résultats surprenants. L'ordre de grandeur du nombre de cycles à défaillance est le même, à 25 °C qu'à 75°C, voir plus faible. La tendance est inversée. Dans ce cas, le critère du nombre de cycles à 50 % de chute de charge semble plus pertinent. A 25 °C, le nombre moyen de cycles (50 %) est de 537 et de 375 à 75 °C. La Figure 73 présente les résultats à 25 °C et à 75 °C dans un diagramme de fatigue S-N.

Ep.	$\Delta\gamma$ (%)	$d\gamma/dt$ ( $s^{-1}$ )	$\Delta\sigma_{max}$ 1 <sup>er</sup> cycle (MPa)	% de chute de charge à rupture	Nombres de cycles à rupture ( $N_f$ )	Temps à défaillance (min)	$N_f$ moyen
1	2	$8.10^{-4}$	15	33	188	157	227
28			12,5	46	100	83	
24			12,5	72	394	328	
8	0,8	$8.10^{-4}$	13	81	9500	158	8250
6			14	82	7000	116	
33	2	$1.10^{-5}$	5	65	133	8833	123
40			9	73	58	3883	
21			10	75	178	11875	
36	0,8	$1.10^{-5}$	9	64	850	22667	850
10			10	65	906	24167	
19			9	78	793	21167	

Tableau 25 : Résultats de fatigue des essais en fatigue à 75 °C

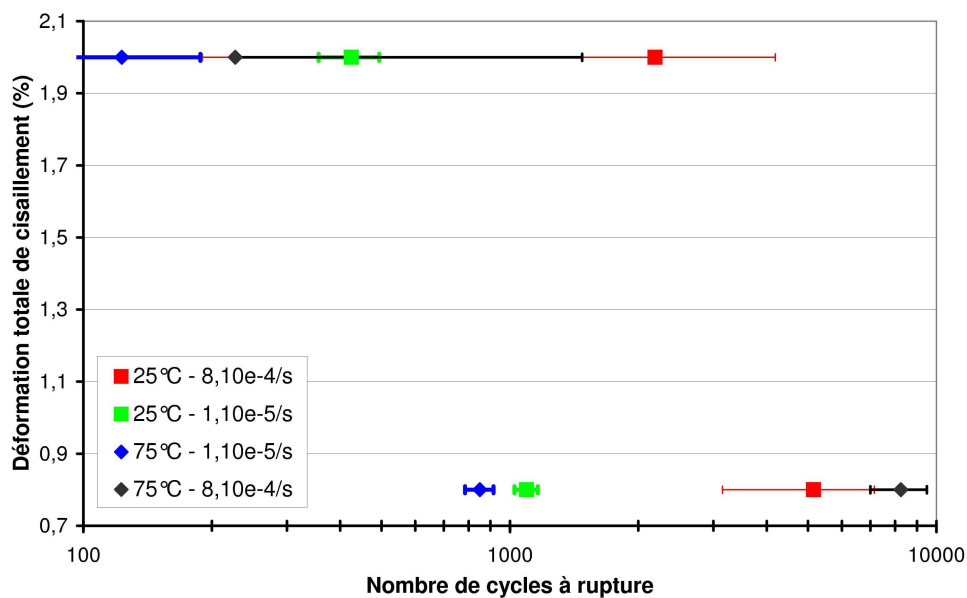


Figure 73 : Résultats des essais à 25 °C et à 75C pour les deux vitesses de déformation testées (nombre moyen de cycles à rupture sur 2 ou 3 essais)

Dans le cas des essais à  $1.10^{-5} s^{-1}$ , l'influence de la température est clairement mise en évidence. L'activation du fluage induit un endommagement plus rapide des joints. Dans le cas des essais à  $8.10^{-5} s^{-1}$ , l'influence de la température est inversée selon la valeur de déformation imposée.



### 11.2.5 Synthèse des résultats de fatigue oligocyclique

Les résultats en fatigue montrent clairement que la vitesse de déformation impacte le comportement des brasures et leur durée de vie. Plus elle est faible et plus l'endommagement de fluage écourte la durée de vie des joints en termes de nombre de cycles. La température affecte également la fatigue des joints en modifiant leur comportement mécanique et l'endommagement dû à un fluage plus important. La Figure 74 présente les résultats de fatigue en torsion ainsi que les résultats des différents auteurs présentés au chapitre 1 pour des alliages de type Sn-Ag-Cu. Les résultats de fatigue en torsion sont regroupés selon la fréquence de sollicitation appliquée lors des essais. L'amplitude de déformation crête crête en cisaillement a été divisée par deux pour rendre les valeurs comparables entre essais de traction et de cisaillement. La part de déformation élastique dans les mesures en torsion est négligée.

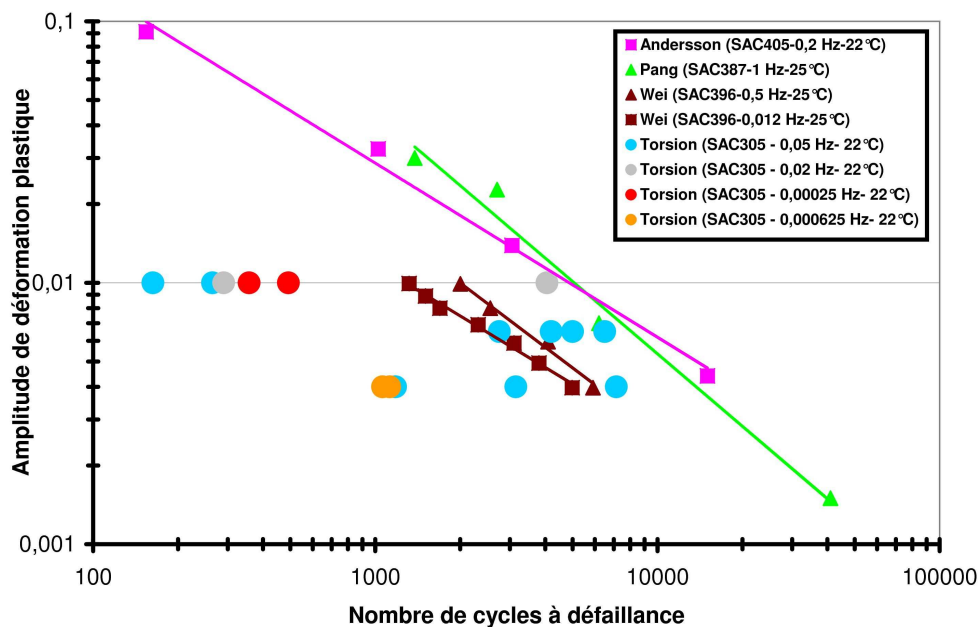
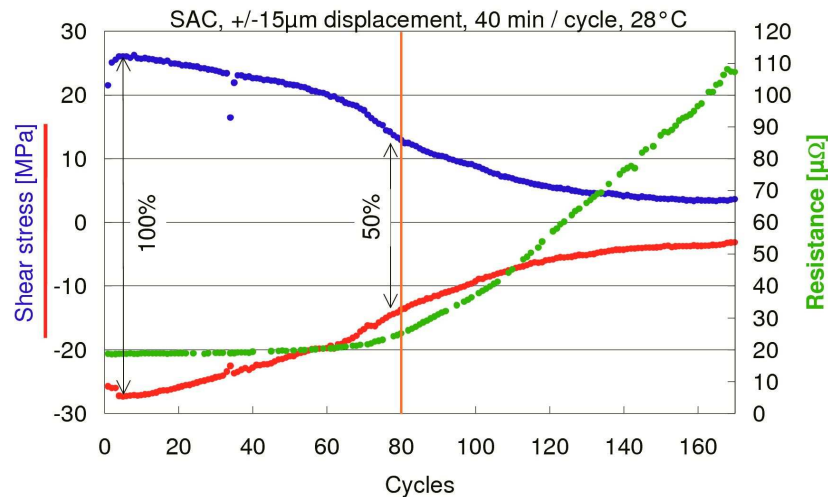


Figure 74: Comparaison des résultats de la littérature et des résultats de fatigue en torsion

Les résultats ne sont pas tous cohérents avec ceux de la littérature et en particulier pour une d'amplitude de déformation de 1 %. Les essais de torsion semblent être plus sévère que les essais de traction sur des éprouvettes massives présentés par Pang et Wei ou les essais de cisaillement sur des éprouvettes sandwich présentés par Andersson. Même en utilisant un modèle modifié en fréquence, les résultats ne permettent pas d'identifier un modèle de fatigue unique, valable pour une large gamme de fréquence de sollicitation. La nature des éprouvettes est un facteur non négligeable. Les éprouvettes de torsion présentent beaucoup de cavités et des interfaces métallurgiques absentes dans des éprouvettes massives. Ces différences expliquent également les écarts de durée de vie observés.

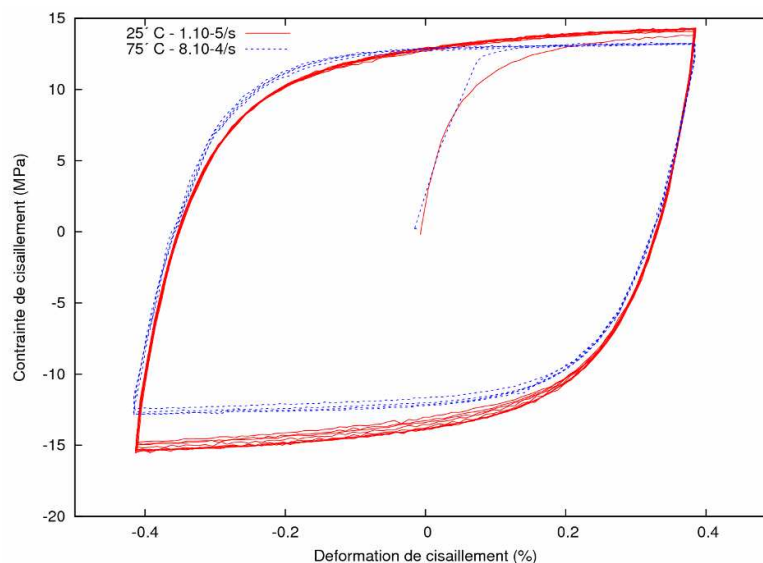
Les écarts de durée de vie s'expliquent également par l'évolution de la contrainte appliquée pendant un essai de fatigue. Des brusques chutes de charge apparaissent liée à l'amorçage et la propagation partielle de fissures macroscopiques. Dusék [DUS06] montre que la chute de charge accéléré correspond à une augmentation de la valeur de la résistante électrique du

joint. Cette augmentation de résistante électrique est liée à la réduction de la section utile du joint par la fissuration. La Figure 75 présente l'évolution de la contrainte lors d'un essai de fatigue en cisaillement sur un joint brasé ainsi que l'évolution de la résistance électrique associée. Lors de cet essai les fissures macroscopiques apparaissent à 50 % de chute de charge.



**Figure 75: Evolution de la charge appliquée et de la résistance électrique d'un joint brasé SAC lors d'un essai de fatigue en cisaillement à 1 % d déformation totale imposée à une vitesse de déformation de  $4.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  [DUSE06]**

La comparaison du comportement cyclique d'un joint pour deux essais distincts montre qu'un critère énergétique tel que le travail plastique dissipé sans prise en compte de la température et de la vitesse de déformation n'est pas pertinent. La Figure 76 présente les cycles d'hystérésis pour deux essais. Le travail plastique dissipé est presque identique mais les durées de vie sont bien différentes. Les deux éprouvettes testées à  $25^\circ\text{C}$  à  $1.10^{-5} \text{ s}^{-1}$  ont rompu après environ 1000 cycles alors que les éprouvettes testées à  $75^\circ\text{C}$  à  $8.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  ont rompu après environ 8000 cycles.

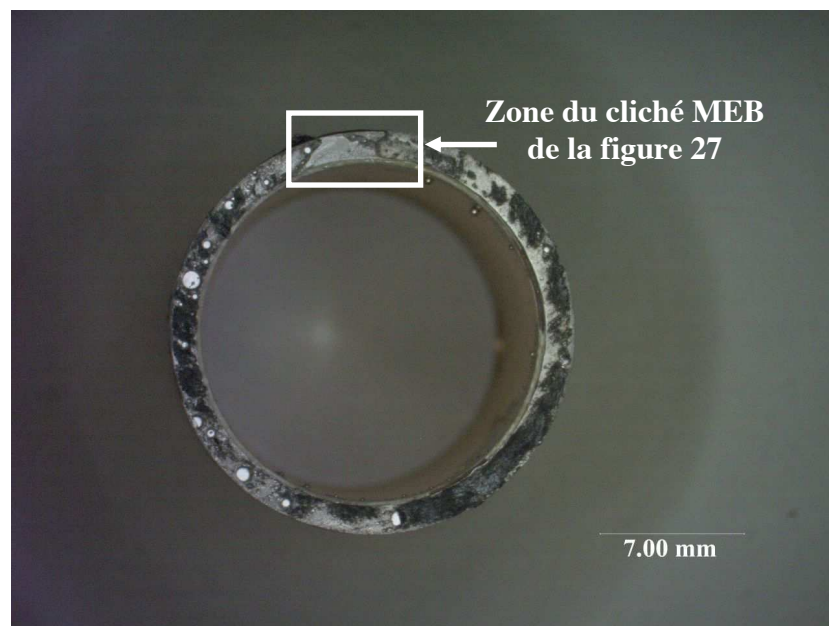


**Figure 76 : Premiers cycles d'hystérésis mesurés pour un essai à  $25^\circ\text{C}$  à  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$  et un essai à  $75^\circ\text{C}$  à  $8.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  ayant la même valeur de travail plastique dissipé.**

Ces observations montrent clairement que les modèles empiriques en loi puissance ne sont pas performants même avec un critère énergétique pour l'estimation de la durée de vie des brasures. La durée de vie des brasures est donc difficilement estimable par ce type de modélisation de la fatigue, pour des successions de sollicitations et des profils thermomécaniques complexes. La modélisation continue de l'endommagement est une solution alternative qui permet de tenir compte des vitesses de déformation et de la température. L'identification complète d'un tel modèle se révèle complexe sur des gammes de vitesses et de températures correspondantes aux applications visées : aéronautiques, spatiales et militaires. Néanmoins, une fois ce travail réalisé, l'évolution de l'endommagement peut être estimée et la durée de vie des composants prédite.

### 11.3 Analyses des faciès de rupture à 25 °C

Certains faciès de rupture sont observés pour des éprouvettes testées à 25 °C. Les clichés MEB et les analyses EDX permettent d'identifier les matériaux (brasure ou composés intermétalliques) sur le chemin de la fissuration. L'observation des faciès de rupture permet également de juger de la représentativité des essais par rapport aux modes de défaillances observés sur des assemblages électroniques. La Figure 77 présente une vue d'ensemble du faciès de rupture d'une éprouvette testée à 1,3 % de déformation à une vitesse de déformation de  $0,0013 \text{ s}^{-1}$ . La rupture total de l'éprouvette s'est produite après 5000 cycles.



**Figure 77 : Vue d'ensemble du faciès de rupture d'une l'éprouvette testée à 25°C pour 1,3 % de déformation totale à 0,05 Hz – localisation de la zone du cliché MEB de la Figure 78**

Les cavités présentes dans le plan de fissuration sont aisément localisées. Des zones de couleur noire sont également identifiées. Ces zones sont des zones de matage (cf. Figure 69) dues au frottement des deux flans de fissure aux cours des cycles. Cela montre que des fissures peuvent s'initier bien avant la rupture totale de l'éprouvette et créer des chutes de charge élevées. La Figure 78 présente un cliché MEB de la zone encadrée sur la Figure 77

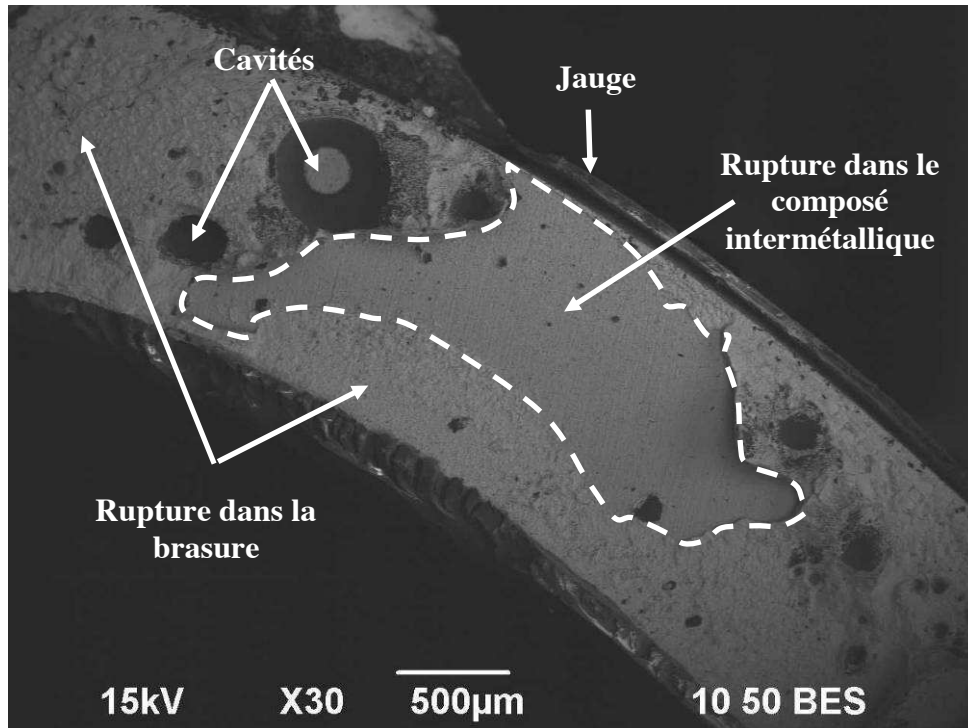


Figure 78 : Cliché MEB de la zone encadrée sur la Figure 77 - faciès de rupture de l'éprouvette L

Le faciès présente différentes zones de rupture au niveau des composés intermétalliques (cf. Figure 79-a) et dans la brasure (cf. Figure 79-b). La rupture au niveau du composé intermétallique  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  fait apparaître des petites cellules telle une rupture fragile sans trace de déformation plastique. La rupture dans la brasure met en évidence la décohésion au niveau des joints entre les cellules (grains) due au fluage et la déformation plastique.

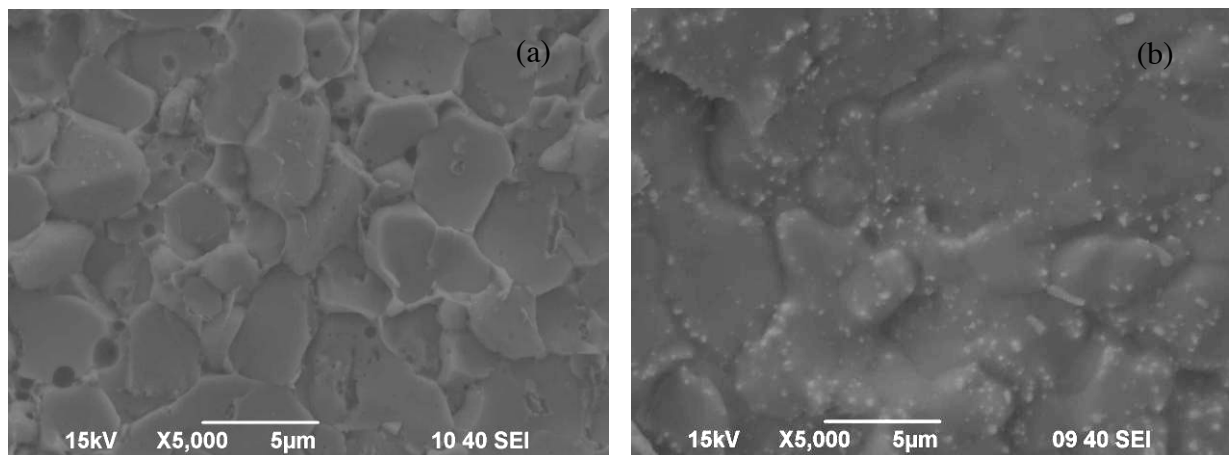
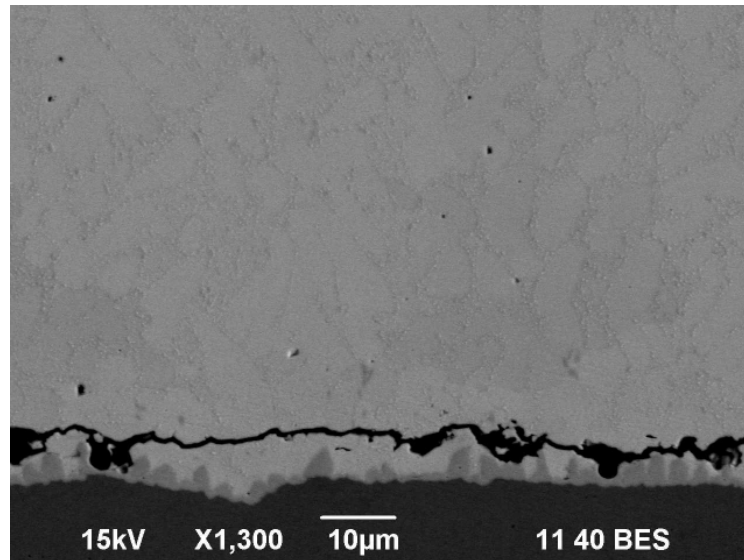


Figure 79 : Clichés MEB des zones de rupture (a) dans les composés intermétalliques et (b) dans la brasure

Ces deux types de mécanismes sont également observés lors des analyses de défaillance de composants électroniques. Les fissures apparaissent souvent en surface de la brasure et se propagent ensuite le long ou à l'intérieur des couches de composés intermétalliques présentes aux interfaces. Les sites privilégiés pour la fissuration sont les interfaces où les composés se sont formés et ont appauvri la brasure en étain. La Figure 80 présente un cliché MEB d'une

coupe micrographique réalisée après un essai de fatigue à 2 % de déformation sur éprouvette. L'éprouvette n'a pas complètement rompue mais la charge appliquée a chuté de plus de 90 %. Celle-ci montre un mode de rupture typique d'un joint brasé de composants électroniques analysés après rupture sous cycles thermiques.



**Figure 80 : Cliché MEB d'une coupe micrographique d'un joint brasé (éprouvette) testé pour 2 % de déformation en fatigue à 25°C**

La fissure se propage majoritairement dans la brasure, le long du composé intermétallique  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ . La fatigue de l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu fait apparaître des mécanismes de rupture par fissuration. L'étude du comportement de la microstructure semble très difficile. La présence de cavités et la répartition des différentes phases dans la microstructure sont des paramètres non maîtrisés. Toutefois, les microstructures rencontrées lors de l'analyse de défaillance des composants électroniques sont également variées. Les différentes finitions des circuits imprimés et les nuances d'alliages utilisés induisent des microstructures différentes selon les types de composants. La dispersion des résultats en fatigue est intimement liée aux hétérogénéités des microstructures. L'approche macroscopique semble la plus adaptée pour proposer un modèle le plus générique possible. La fatigue des joints brasés des éprouvettes testées fait apparaître les mêmes modes de rupture que les assemblages électroniques. Ce modèle doit permettre d'évaluer la durée de vie des joints de composants électroniques utilisant des alliages de types Sn-Ag-Cu. Ce type d'alliage n'a pas un comportement mécanique très différent des alliages plombés utilisés pour les brasures auparavant. Ces alliages sont tous à base étain dans des quantités massiques dépassant toujours 60 %.

## 12 Modélisation des essais de cisaillement

Les mesures expérimentales ont mises en évidence l'influence des différents paramètres sur le comportement viscoplastique de l'alliage. Les valeurs mesurées permettent de proposer une loi de comportement et un modèle d'endommagement.

La modélisation du comportement de l'alliage se décompose en deux parties correspondant à la loi de comportement du matériau (non endommagé) et au modèle d'endommagement en fatigue oligocyclique. Le modèle proposé est formulé pour un chargement uniaxial en cisaillement pur. L'objectif est de proposer un modèle qui pourra être utilisé pour modéliser le comportement des joints de composants électroniques au moyen d'un code de calcul éléments finis. Dans cette partie, seule la modélisation du comportement des joints des éprouvettes de torsion est présentée. La formulation tridimensionnelle utile à la modélisation des assemblages électroniques n'est pas abordée.

### 12.1 Rappel sur la torsion des tubes minces

L'utilisation de tubes minces pour les essais expérimentaux permet de se placer dans l'hypothèse d'une sollicitation de cisaillement pur des joints brasés car l'éprouvette laissée libre axialement et l'épaisseur du tube est faible. L'état de contrainte est en bonne approximation uniforme dans l'épaisseur du tube d'environ 1,5 mm. La Figure 81 présente les hypothèses permettant de définir la déformation et la contrainte de cisaillement.

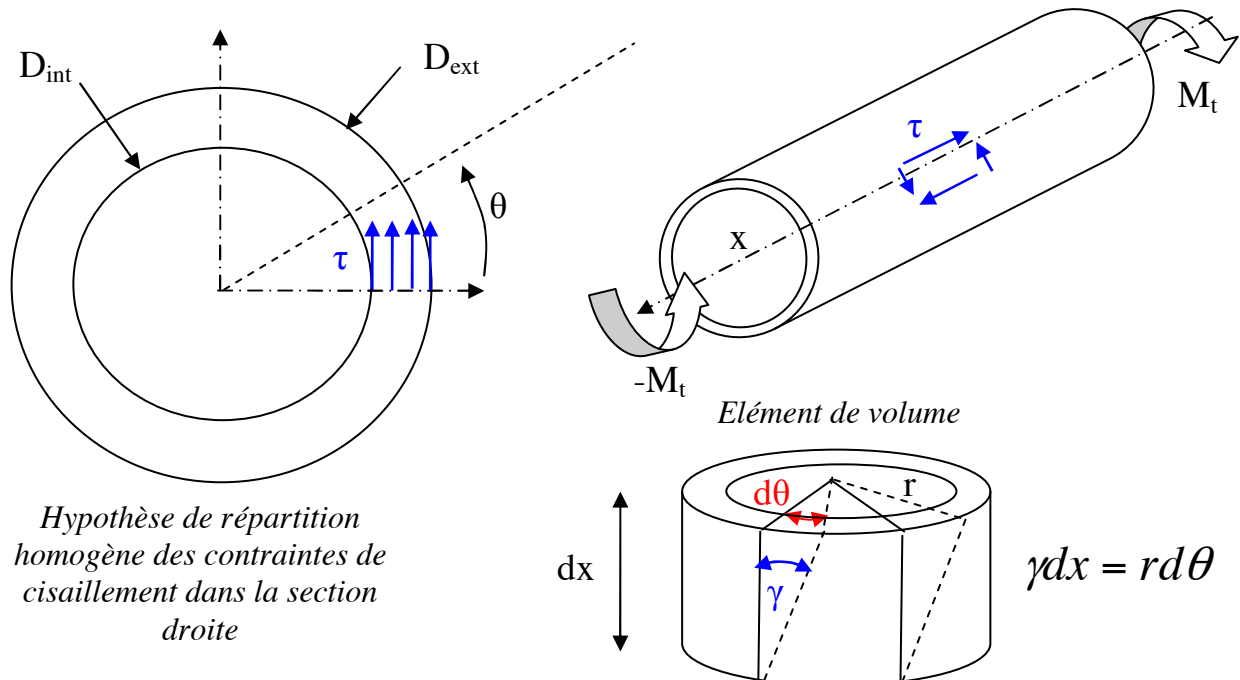


Figure 81 : Cinématique et état de contrainte dans le cas de la torsion des tubes minces (cisaillement pur)

La contrainte de cisaillement est calculée au moyen de l'équation 2.  $I_0$  est le moment quadratique de la section du tube.  $M_t$  est le couple appliqué.  $r$  est le rayon extérieur dans le cas d'un tube mince où la contrainte est maximale. La déformation de cisaillement est calculée

dans l'hypothèse des petites déformations, au moyen de l'équation 3 où  $e$  est la hauteur du joint brasé.

$$\tau = \frac{rM_t}{I_0} \quad (52)$$

$$I_0 = \pi \frac{(D_{ext}^4 - D_{int}^4)}{32} \quad (53)$$

$$\gamma = \frac{r\theta}{e} \quad (54)$$

Les tenseurs des contraintes et des déformations sont définis en cisaillement pur, dans le repère cartésien centré sur l'axe de révolution de l'éprouvette, tel que :

$$\bar{\sigma} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \tau \\ 0 & \tau & 0 \end{pmatrix} \quad \bar{\varepsilon} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \gamma/2 \\ 0 & \gamma/2 & 0 \end{pmatrix}$$

Le dispositif expérimental permet de laisser l'éprouvette libre axialement du côté capteur. La composante  $\sigma_{33}$  est donc nulle.

## 12.2 Loi de comportement élasto-viscoplastique à écrouissage cinématique non linéaire

Le choix du type de loi de comportement à identifier sur les résultats des essais cycliques viens de l'étude bibliographique qui a présentée plusieurs cas [WEI01] [BASA02] où ce type de modélisation semblait adaptée au comportement des alliages de brasage à base étain : Sn-Pb et SnAg-Cu. Les observations expérimentales ont également mis en évidence la pertinence de cette modélisation pour l'alliage étudié.

### 12.2.1 Formulation

La loi de comportement choisie pour modéliser les essais cycliques réalisés est une loi de comportement viscoplastique à écrouissage cinématique non linéaire proposée par Lemaître et Chaboche [LEMA96]. La formulation de cette loi est issue de la théorie de la thermodynamique des milieux continus. Dans le cas de l'hypothèse des petites déformations, la déformation totale se décompose en une partie réversible  $\gamma^e$  (élastique) et une partie irréversible  $\gamma^{in}$  (inélastique).

$$\gamma = \gamma^e + \gamma^{in} \quad (55)$$

Le comportement élastique est modélisé par la relation de Hooke.  $E$  et  $\nu$  sont respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson de l'alliage, considéré comme isotrope.  $G$  est le module de cisaillement.

$$\gamma^e = \frac{2(1+\nu)}{E} \tau \quad G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (56)$$

Le comportement viscoplastique est modélisé par une loi de type Norton.

$$\dot{\gamma}^{in} = \sqrt{3} \dot{p} \frac{\tau - X}{|\tau - X|} \quad (57)$$



$$\dot{p} = f \left\langle \frac{\sqrt{3}|\tau - X|}{K} \right\rangle^n \quad (58)$$

La variable  $p$  est la déformation plastique cumulée. Cette variable mesure la longueur du trajet de la déformation. L'érouissage cinématique non linéaire est modélisé par la relation proposée par Armstrong et Frederick (1966).  $X$  est la variable d'érouissage cinématique et  $\alpha$  sa variable thermodynamiquement associée.  $f$  est une constante. Les variables d'érouissage représentent les contraintes et déformations résiduelles dues aux irréversibilités de comportement. L'érouissage correspond à l'augmentation de la contrainte avec la déformation. Ce phénomène est lié à l'augmentation de la densité de dislocations et des points de blocage. Le choix de l'érouissage cinématique est guidé par les résultats des essais préliminaires montrant une limite en contrainte (20 MPa) pour les différentes valeurs de déformation imposée. L'érouissage isotrope qui modélise le décalage symétrique des cycles d'hystérésis et l'accommodation plastique ne semble pas adapté au comportement de l'alliage. La stabilisation des cycles d'hystérésis est néanmoins mise en évidence dans certains cas (éprouvette L). La constante  $f$  est choisie égale à  $1 \text{ s}^{-1}$  pour conserver l'homogénéité de l'équation 7, les facteurs déterminants de cette équation étant  $K$  et  $n$ . Le modèle d'érouissage se compose des deux équations suivantes.

$$X = \frac{2}{3} C \alpha \quad (59)$$

$$\dot{\alpha} = \frac{\dot{\gamma}^{in}}{2} - \Gamma \alpha \dot{p} \quad (60)$$

Le modèle constitutif est complètement défini par les cinq équations précédentes (équations 6 à 10). Les constantes du matériau  $E$ ,  $\nu$ ,  $K$ ,  $n$ ,  $C$  et  $\Gamma$  dépendent généralement de la température. Ces constantes peuvent être identifiées indépendamment par des essais spécifiques ou ajustées numériquement avec les résultats expérimentaux.

## 12.2.2 Identification numérique des paramètres

Les constantes élastiques ( $E$ ,  $\nu$ ) sont déterminées par des essais de traction ou de cisaillement, monotones ou cycliques, ou issues des données bibliographiques, notamment pour  $\nu$ . De nombreuses valeurs sont disponibles dans la littérature comme Pang et al., 2004. Le modèle proposé ne fait pas intervenir de seuil de plasticité ou limite d'élasticité dans la fonction de charge. Ce choix est guidé par des simulations thermomécaniques de composants électroniques utilisant un modèle de fluage secondaire comme loi de comportement de l'alliage de brasure. La déformation évoluant lentement lors d'un cycle thermique à une vitesse de déformation de l'ordre de  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , la limite d'élasticité, si elle existe, est très faible. La contrainte dans les joints est donc également faible (2 à 5 MPa). Pour éviter d'identifier une loi d'évolution des propriétés élastiques en fonction de la température et de la vitesse de déformation, la limite d'élasticité est supposée nulle. De nombreux essais expérimentaux ne sont donc pas nécessaires. Le modèle s'adaptera plus facilement aux simulations thermomécaniques des assemblages.

La valeur de l'exposant de la loi de Norton peut être comparée aux valeurs de l'exposant identifié pour les lois de fluage secondaire issues d'essais monotones.

Les constantes  $C$  et  $\Gamma$  liées à la cinétique de l'écrouissage peuvent être identifiées par des essais d'écrouissage cyclique. Le rapport  $C/\Gamma$  est la limite en contrainte de la courbe d'écrouissage cyclique ( $\Delta\sigma/2 - \sigma_y = f(\Delta\varepsilon_p/2)$ ). Dans le cas du modèle proposé les valeurs sont dans un premier temps ajustées numériquement avec les résultats expérimentaux au moyen du code Zébulon (optimiseur) disponible au Centre des matériaux de l'École des Mines.

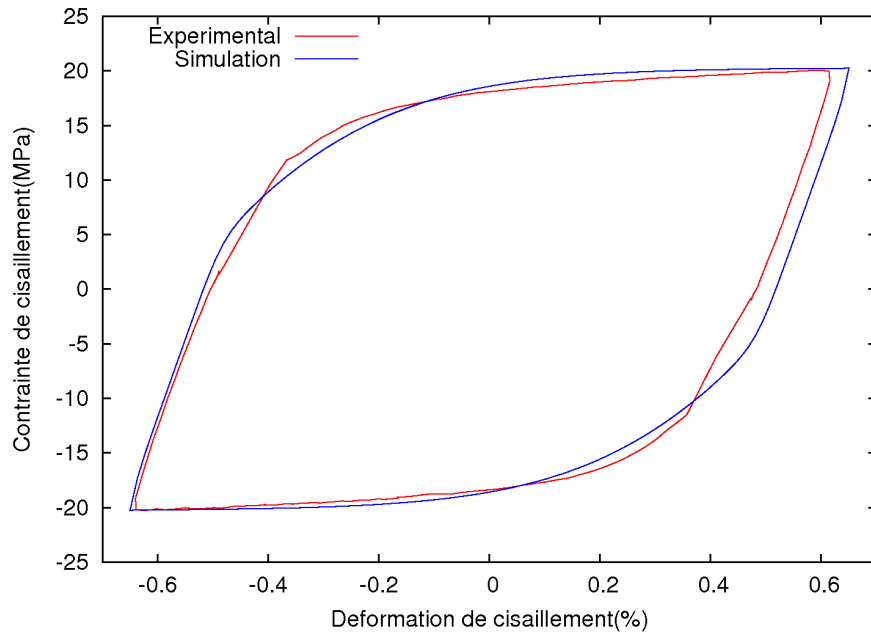
Le Tableau 26 donne les valeurs identifiées numériquement pour les essais à 1,3 % de déformation imposée à une fréquence de 0,05 Hz à température ambiante.

La Figure 82 présente une corrélation entre les résultats expérimentaux et le modèle proposé dans le cas des essais préliminaires.

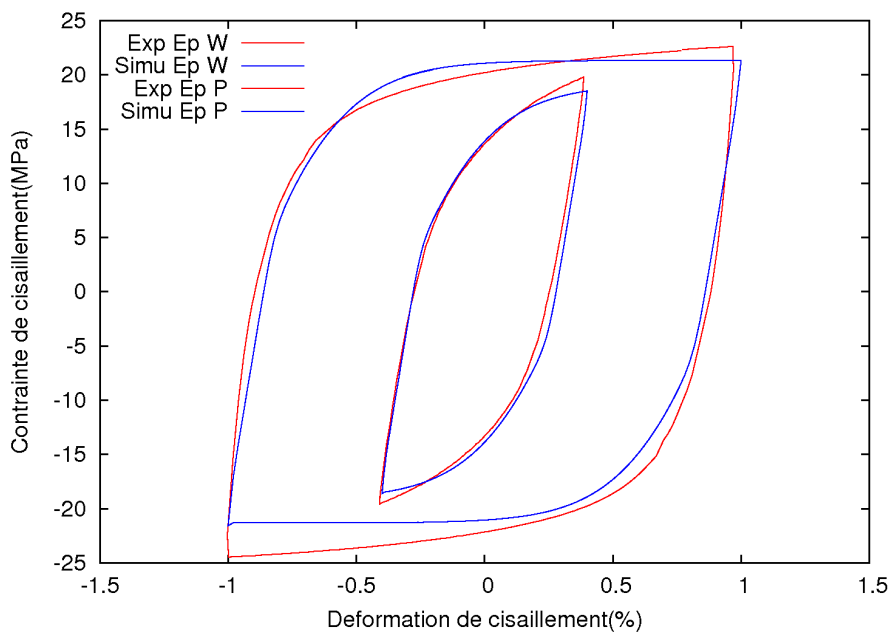
Le comportement cyclique est correctement modélisé par la loi de comportement viscoplastique à écrouissage cinématique non linéaire. L'évolution du cycle contrainte-déformation et de la contrainte au cours du temps sont très proches du comportement expérimental. Les valeurs des paramètres proposés dans le Tableau 26 sont identifiées pour les résultats des essais à température ambiante à 1,3 % de déformation. Le modèle donne de bons résultats pour des valeurs de déformation totale imposée de 0,8 % et 2 %. La Figure 83 présente une corrélation entre les essais relatifs aux éprouvettes P et W et le comportement modélisé par la loi de comportement. La loi de comportement semble adaptée au comportement de l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu dans le cas des éprouvettes de torsion.

Paramètres	Valeurs identifiées
E (GPa)	40
$\nu^*$	0,4
n	5,2
K (MPa)	90
C (MPa)	12500
$\Gamma$	1000

**Tableau 26 : Valeurs des paramètres de la loi de comportement identifiés pour les résultats des essais préliminaires à température ambiante- \* la valeur de  $\nu$  est extraite de la littérature**



**Figure 82 : Comparaison entre mesures expérimentales et simulation de la loi de comportement pour l'éprouvette J (1,3 %, 0,05 Hz, 25 °C)**



**Figure 83 : Comparaison entre mesures expérimentales et calculs prédictifs obtenus avec la loi de comportement pour les éprouvettes W (0,8 %) et P (2 %)**

Le modèle identifié sur les essais préliminaires modélise correctement le comportement pour les trois vitesses de déformation testées ( $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,  $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ). Les mêmes valeurs des constantes sont également adaptées au comportement à une vitesse de déformation beaucoup plus faible ( $10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ) dans le cas des essais à 2 % de déformation imposée (cf. Figure 84). Pour les résultats issus des essais à 0,8 % de déformation imposée, le comportement du modèle s'écarte des résultats expérimentaux, le travail dissipé est sous estimé (cf. Figure 85). Les résultats de fatigue à 0,8 % étaient surprenants. Les nombres de cycles à défaillance étaient faibles.

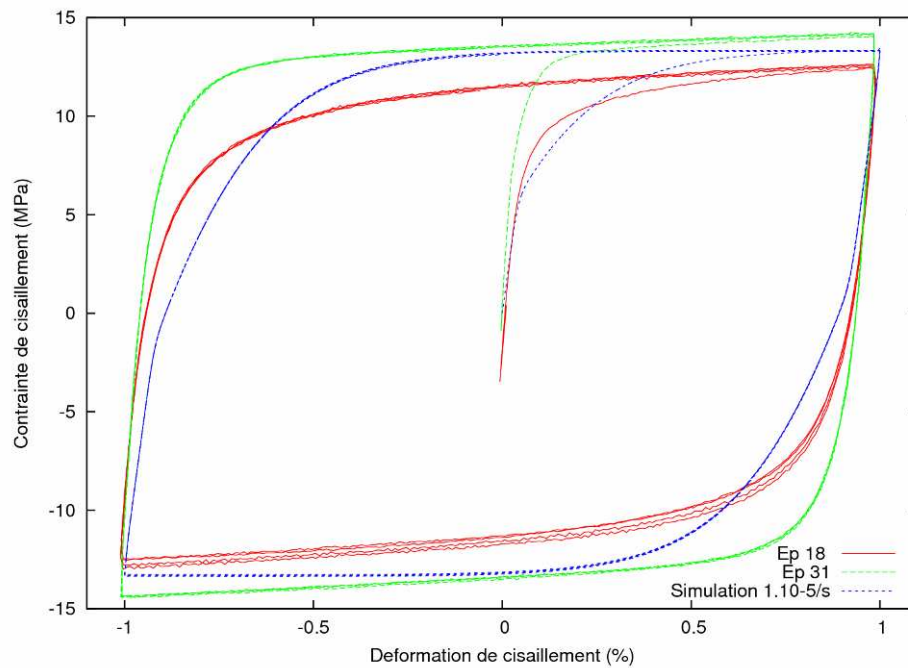


Figure 84 : Comparaison entre mesures expérimentales et calculs prédictifs pour un essai de torsion à 2 % de déformation imposée à 25°C pour une vitesse de déformation faible de  $1.10^{-5} \text{ s}^{-1}$

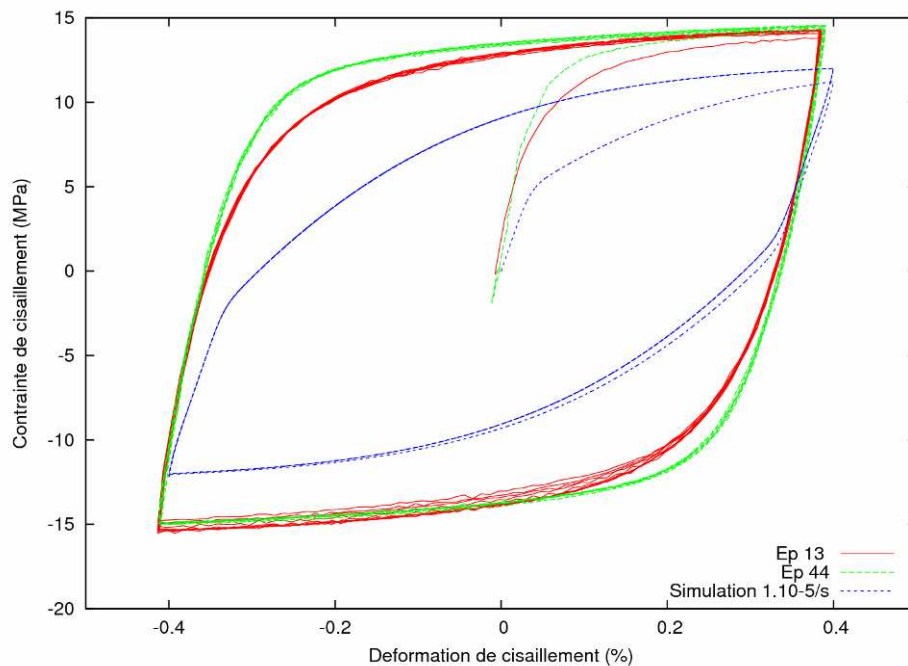


Figure 85 : Comparaison entre mesures expérimentales et calculs prédictifs pour un essai de torsion à 0,8 % de déformation imposée à 25°C pour une vitesse de déformation faible de  $1.10^{-5} \text{ s}^{-1}$

Les constantes ne sont pas ajustées sur les essais à 75°C, mais la valeur de K doit naturellement augmenter. Les valeurs des constantes d'écrouissage peuvent être similaires. L'exploitation des essais à 75°C permettra d'introduire une énergie d'activation en température dans la loi de comportement pour tenir compte de l'influence de la température

sur le comportement cyclique de l'alliage. L'équation 12 présente la modification de l'évolution de la vitesse de déformation cumulée viscoplastique pouvant être proposée.

$$\dot{\gamma}^{in} = \sqrt{3} \dot{\rho} \frac{\tau - X}{|\tau - X|} \quad (61)$$

$$\dot{\rho} = f \left\langle \frac{\sqrt{3} |\tau - X|}{K} \right\rangle^n e^{\left(\frac{-Q}{kT}\right)} \quad (62)$$

Q est l'énergie d'activation, k la constante de Boltzmann et T la température en Kelvin. Les constantes K,  $\Gamma$ , C et E dépendent également de la température. Pour le module de Young, des lois d'évolution sont disponibles dans la littérature (Pang et al. 2005). Pour les constantes K,  $\Gamma$  et C, une identification des constantes à 75 °C est nécessaire.

### 12.3 Modèle d'endommagement continu à 25 °C

Le choix de la modélisation continue de l'endommagement se révèle pertinent à la vue des résultats de fatigue. Les propriétés de l'alliage sont dégradées au cours des cycles de déformation.

#### 12.3.1 Formulation

La loi de comportement étant établie, un modèle d'endommagement continu est proposé. Ce modèle intègre le dommage en s'appuyant essentiellement sur le concept de la contrainte effective comme présenté au chapitre 1. La loi de comportement exposée précédemment est modifiée par l'introduction de la variable d'endommagement D. Les équations 63 à 70 constituent le modèle en cisaillement pur.

$$\gamma = \gamma^e + \gamma^{in} \quad (63)$$

$$\gamma^e = \frac{1}{G(1-D)} \tau \quad (64)$$

$$\dot{\gamma}^{in} = \sqrt{3} \dot{\rho} \frac{\tau - X}{|\tau - X|} \quad (65)$$

$$\dot{\rho} = f \left\langle \frac{\sqrt{3} |\tau - X|}{(1-D)K} \right\rangle^n \quad (66)$$

$$X = \frac{2}{3} C(1-D)\alpha \quad (67)$$

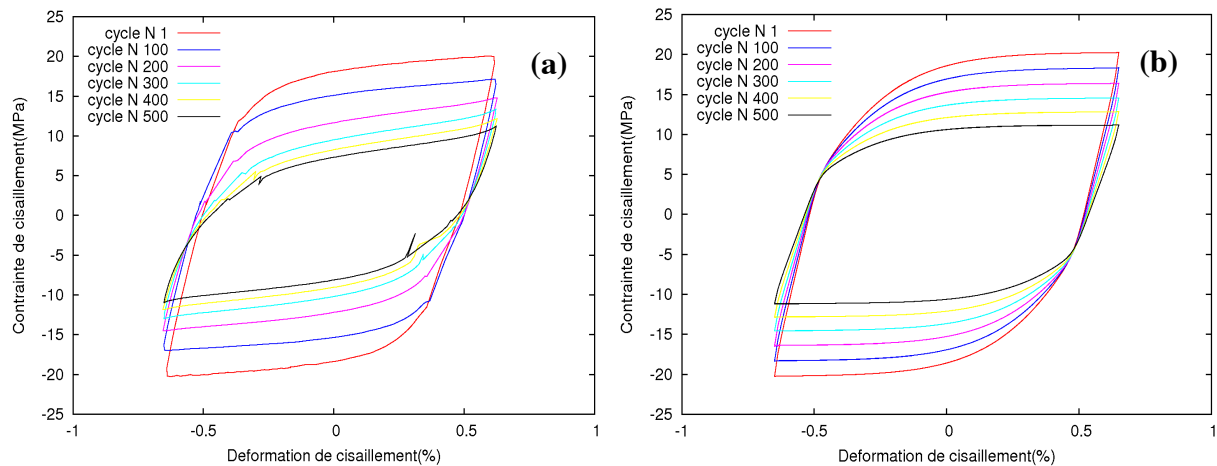
$$\dot{\alpha} = \frac{\dot{\gamma}^{in}}{2} - \Gamma \alpha \dot{\rho} \quad (68)$$

L'évolution de l'endommagement est donnée par les équations 18 et 19. Cette forme de loi d'évolution a été proposée par Lemaître. La variable Y est thermodynamiquement associée à la variable D. Y est le taux de restitution d'énergie élastique permettant de quantifier la part de l'énergie dissipée par le comportement inélastique irréversible du matériau, c'est l'énergie élastique perdue par unité de dommage. Pour le modèle proposé, le couplage entre l'écrouissage et l'endommagement est pris en compte (cf. équation [19]).

$$\dot{D} = \left( \frac{-Y}{S} \right)^{s_0} \dot{p} \quad (69)$$

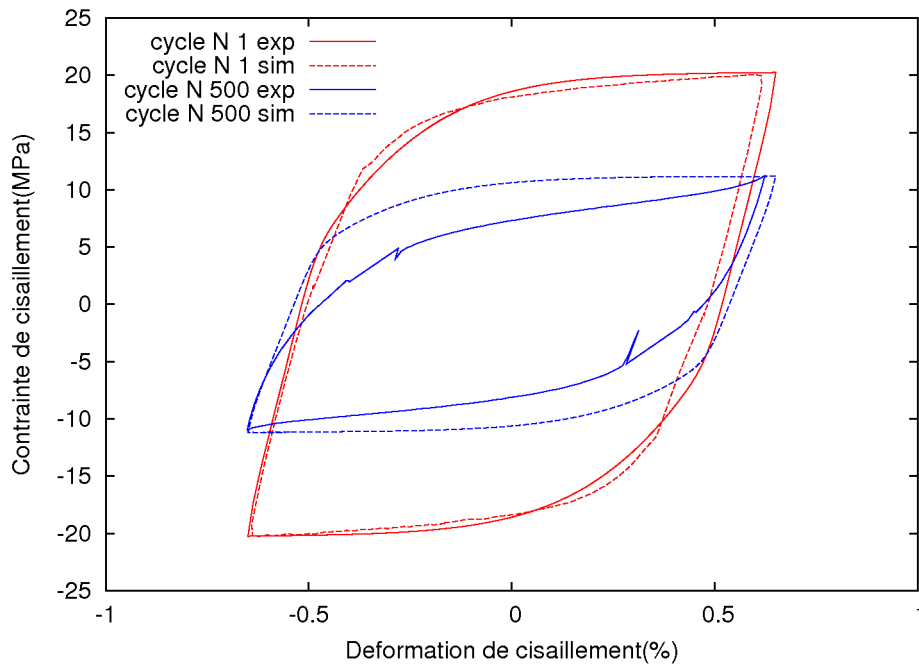
$$Y = -\frac{E}{4(1+\nu)} (\gamma^e)^2 - \frac{2}{3} C \alpha^2 \quad (70)$$

Les paramètres  $S$  et  $s_0$  dépendent du matériau considéré et du type d'endommagement mis en évidence par les essais. La Figure 86 présente l'évolution des cycles d'hystérésis mesurés et calculés pour des valeurs de paramètres  $S$  et  $s_0$  respectivement égaux à 0,09 MPa et 1. La valeur du dommage  $D$  après 500 cycles est égale à 0,45.



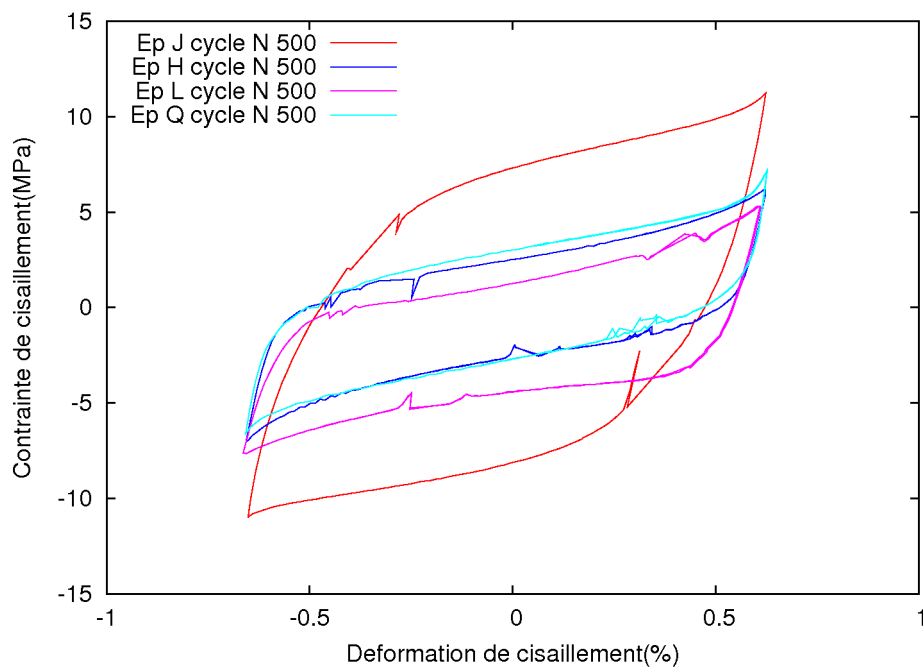
**Figure 86 : Evolution des cycles d'hystérésis (a) mesurés et (b) calculés lors des 500 premiers cycles en fatigue (1,3 %, 0,05 Hz, 25 °C)**

Le modèle fait apparaître une évolution de la contrainte maximale linéaire alors que l'évolution expérimentale de la contrainte semble non linéaire. L'accélération de l'endommagement est mise en évidence. La forme des cycles évolue également différemment. La Figure 87 présente une comparaison entre les 1<sup>er</sup> et 500<sup>ème</sup> cycles mesurés et calculés. Pour le 500<sup>e</sup> cycle, la différence de forme induit une surévaluation du travail plastique dissipé. La contrainte maximale est néanmoins correctement évaluée.

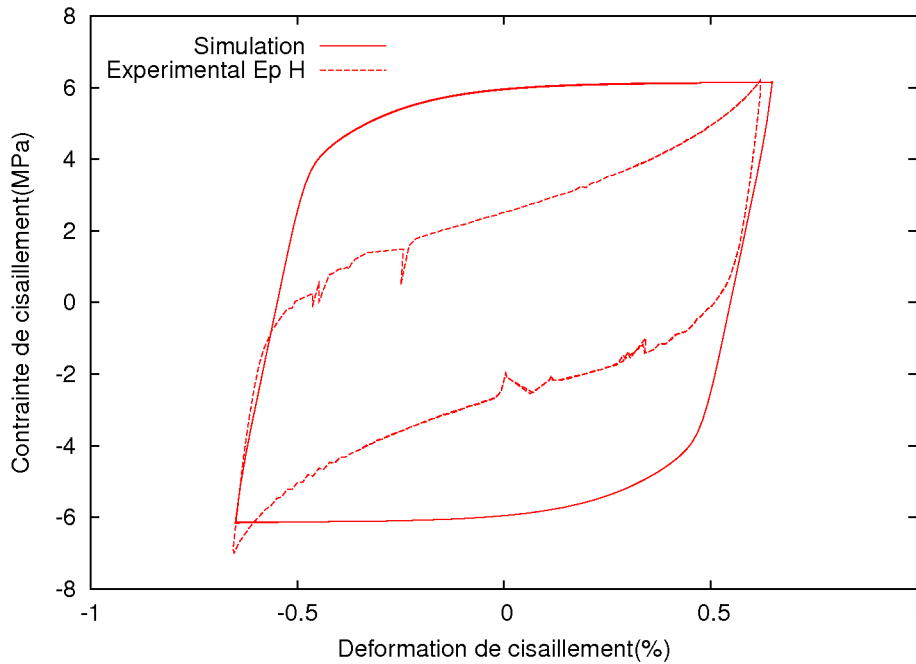


**Figure 87 : Comparaison entre cycles mesurés et calculés à différents stades (1<sup>er</sup> et 500<sup>ème</sup> cycles) de l'essai de fatigue (1,3 %, 0,05 Hz, 25 °C)**

Les résultats expérimentaux mettent en évidence différentes formes d'évolution de la contrainte appliquée. La valeur de contraintes maximale au 500<sup>e</sup> cycle est donc dispersée selon l'éprouvette testée. La Figure 88 présente la forme du 500<sup>e</sup> cycle d'hystérésis mesuré pour quatre éprouvettes testées lors des essais préliminaires.



**Figure 88 : Mesures du 500e cycle pour quatre éprouvettes testées dans les mêmes conditions (essais préliminaires)**

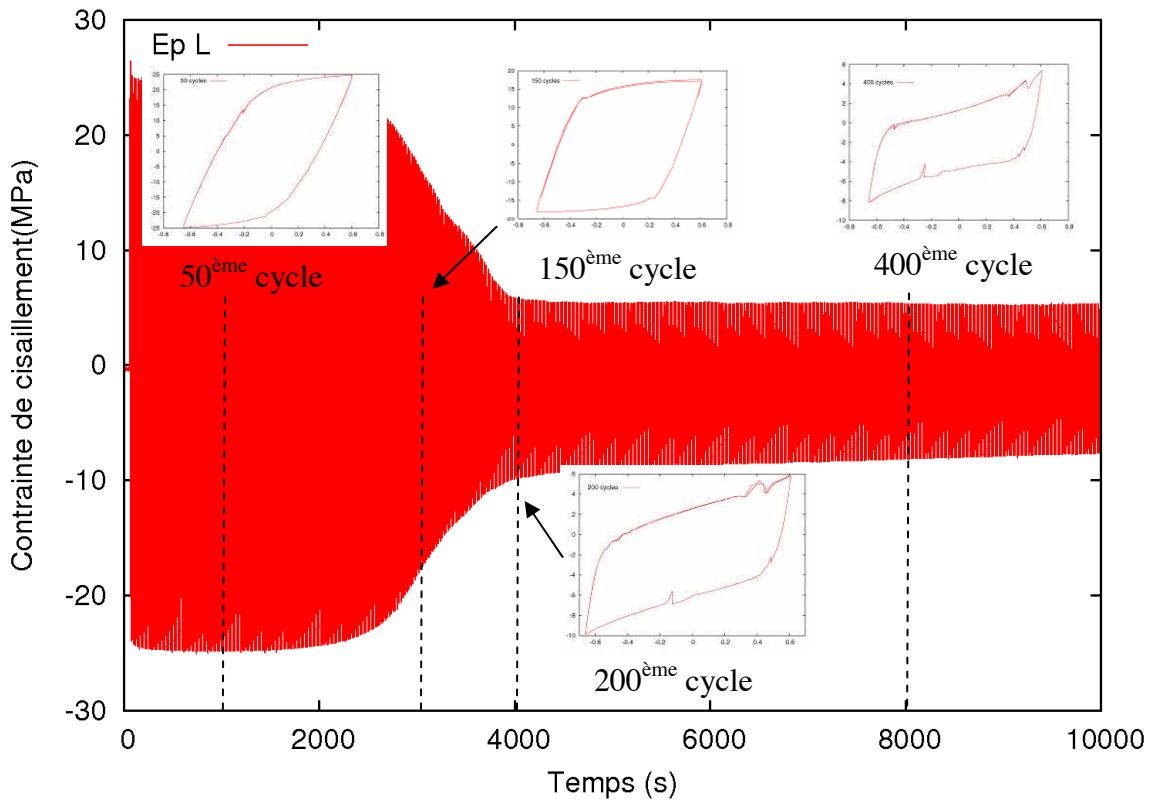


**Figure 89 : Comparaison entre mesures expérimentales et résultats calculés pour le 500<sup>ème</sup> cycle de l'essai relatif à l'éprouvette H**

Les résultats des éprouvettes H, L et Q semblent similaires. Les résultats de l'éprouvette J montrent que la contrainte maximale est bien supérieure. La contrainte maximale varie de 5 MPa (H, L et Q) à 10 MPa. La valeur du paramètre S de la loi d'évolution de la vitesse d'endommagement varie donc de 0,065 MPa à 0,09 MPa. L'erreur de calcul du travail plastique dissipé est d'autant plus grande que le cycle s'aplatit. La Figure 89 présente une comparaison entre les mesures et le calcul pour une valeur de S égale à 0,065 MPa en considérant l'essai relatif à l'éprouvette H.

Le modèle montre les limites de la modélisation isotrope de l'élément de volume avec l'approche de l'endommagement continu. La modification de la forme des cycles semble provenir de l'évolution des fissures macroscopiques dans le joint brasé. La rigidité de la brasure semble chuter lors de l'écrouissage et du fluage. Pour mettre en évidence le phénomène, il faut réaliser des essais en analysant l'état du joint (microstructure) à différents stades de l'essai de fatigue. Néanmoins, les essais relatifs aux éprouvettes L et H ont mis en évidence de brusques chutes de charge dues à l'apparition de fissure dans les joints. La Figure 90 présente l'évolution de la contrainte appliquée dans le cas de l'éprouvette L pour les 500 premiers cycles ainsi que la forme des cycles à différents stades de l'endommagement.





**Figure 90 : Evolution de la contrainte appliquée au cours du temps (jusqu'à 500 cycles) pour l'éprouvette L avec chute de charge brusque – formes des cycles d'hystérésis à différents stades de l'endommagement**

Les mécanismes pilotant la chute de la contrainte appliquée sont multiples : fissuration et endommagement de fatigue-fluage. La modélisation ne tient compte que d'un endommagement isotrope et continu de l'élément de volume sans influence de la propagation des fissures macroscopiques aux interfaces. Le modèle est adapté à la fatigue de l'alliage jusqu'à l'amorçage des fissures macroscopiques. Dès que les cycles mettent en évidence une inflexion due à la chute de rigidité du matériau lors de l'écroutissage, le travail dissipé est très mal évalué. La formulation proposée modélise l'endommagement de volume de la fatigue-fluage de l'alliage. La fissuration macroscopique n'est pas prise en compte.

## 13 Conclusion

L'étude expérimentale du comportement de l'alliage Sn<sub>3,0</sub>Ag<sub>0,5</sub>Cu réalisée au moyen d'éprouvettes de torsion conçues pour reproduire la microstructure (y compris aux interfaces) du joint électronique de composants a permis de mettre en évidence le comportement cyclique du matériau par des mesures directes de déformation. Les éprouvettes de torsion permettent d'obtenir des joints brasés représentatifs des brasures de composants électroniques. La microstructure des joints est respectée grâce au procédé de brasage qui permet d'appliquer des profils de refusion précis. La procédure expérimentale employée semble reproductible. La dispersion des résultats observée pour le comportement non endommagé est intimement liée à la présence de cavités et à la complexité des microstructures.

Les mesures ont permis d'établir une loi de comportement viscoplastique à écrouissage à température ambiante validée dans une gamme de déformation totale de cisaillement allant de 0,8 % à 2 %, pour une vitesse de déformation de l'ordre de  $10^{-1} \% \cdot s^{-1}$ . Le modèle est également valable pour une vitesse de déformation de l'ordre de  $10^{-5} s^{-1}$  pour une déformation imposée de 2 %. En fatigue, les mécanismes de défaillance ont été identifiés. Les mécanismes activés dans les éprouvettes de test sont très proches des mécanismes identifiés dans les joints de composants électroniques. Les fissures macroscopiques s'amorcent généralement en surface et se propagent dans la brasure le long des composés intermétalliques.

Les mesures effectuées lors des essais de fatigue mettent clairement en évidence la dégradation des propriétés élastiques du matériau. L'évolution de la contrainte appliquée lors des cyclages montre que différentes vitesses d'endommagement existent selon les mécanismes : endommagement de volume et macro fissuration. De brusques chutes de charge sont observées dans certains cas. L'apparition de fissures macroscopiques en est la cause. Il s'établit alors une pseudo-stabilisation des cycles d'hystérésis avant et après la chute de charge. Pour d'autres cas, l'endommagement affecte très rapidement (une dizaine de cycles) le comportement cyclique de l'alliage. Cet endommagement rapide est observé dans le cas des essais à vitesse de déformation rapide de l'ordre de  $0,001 s^{-1}$  pour des amplitudes de déformations élevées (1,3 %). L'influence de la déformation imposée, de la vitesse de déformation et de la température est mise en évidence. Une plus faible vitesse de déformation ou une température plus élevée active l'endommagement de fluage et écourte la durée de vie des joints.

La modélisation des phénomènes mis en évidence lors des essais de fatigue est complexe. Le modèle d'endommagement continu proposé permet de rendre compte de l'endommagement de volume des joints jusqu'à l'amorçage d'une fissure macroscopique. L'apparition des macro fissures modifie considérablement le comportement des joints (chute de charge accélérée). Le couplage entre fissuration et endommagement peut être proposé en perspective. Les résultats montrent que le modèle donne des valeurs acceptables pour les 500 premiers cycles (1/4 de la durée de vie totale). Au-delà, il apparaît une chute de rigidité lors de l'écrouissage du matériau qui modifie considérablement la forme des cycles d'hystérésis. La modélisation de la fatigue de l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu par l'approche continue est valable jusqu'à un certain seuil d'endommagement lié à l'amorçage des fissures macroscopiques.



**IV Chapitre 3 : Etude expérimentale du comportement des  
cartes électroniques et des modes de rupture des  
assemblages électroniques en vibration**

---

## 14 Introduction

Après avoir étudié la fatigue des joints par des essais de fatigue oligocyclique et dans le but de mieux appréhender la fatigue des joints brasés sous sollicitations combinées, une étude sur le comportement des cartes électroniques et des assemblages sous sollicitation vibratoire a été menée. Cette étude a été d'abord envisagée sur les mêmes éprouvettes tubulaires que les essais de fatigue oligocyclique présentés au chapitre précédent. La construction d'un banc de test permettant de solliciter les éprouvettes en torsion à 200 Hz avec un couple d'environ 1 N.m s'est heurtée à un manque de stabilité et il a été jugé préférable d'opter pour une technique déjà maîtrisée dans le domaine de la fiabilité de l'électronique. Des essais vibratoires sur des cartes de test ont donc été menés au moyen d'un pot vibrant et d'un suivi électrique des brasures, ce qui permet de tester un grand nombre d'assemblages et de technologies en même temps. L'étude présentée dans ce chapitre s'appuie sur divers projets visant à évaluer différentes technologies d'assemblages, comparer la tenue en fatigue des alliages Sn-Pb et Sn-Ag-Cu et proposer des facteurs d'accélération pour prédire la durée de vie des assemblages en environnement vibratoire. Ce chapitre se compose de deux parties :

- l'étude du comportement dynamique des cartes et l'évaluation de la tenue en vibration de plusieurs technologies,
- l'étude des modes des ruptures des joints en vibration par des analyses de coupes micrographiques de différentes technologies d'assemblages.

Les diverses configurations de cartes électroniques impactent directement leur comportement dynamique quand elles sont soumises à une excitation à la base. L'analyse modale des cartes permet de mettre en évidence les différences de comportement dynamique entre différentes configurations. Ces mesures permettent également de définir les essais de chocs et de fatigue dans le but de solliciter les assemblages de telle sorte qu'ils fatiguent, et ainsi d'obtenir des temps à défaillance. Des analyses modales ont été effectuées à plusieurs températures (-40, 25 et 100 °C) pour mettre en évidence l'influence de la variation du module d'élasticité des circuits imprimés sur leur comportement modal.

Les mesures de temps à défaillance des assemblages lors des essais de robustesse et de fatigue permettent d'identifier les technologies sensibles et d'identifier des tendances en fatigue pour certains composants. L'impact de la température sur la tenue en fatigue des assemblages est également mis en évidence. L'endommagement viscoplastique à plus haute température influence considérablement les temps à défaillance des composants en vibration.

L'analyse des modes de rupture des joints permet de mieux comprendre l'impact de la microstructure des brasures et des défauts sur la rupture des joints. Les sites privilégiés de propagation des fissures sont identifiés. Les modes de rupture observés pour l'alliage Sn-Ag-Cu sont comparés avec ceux observés pour les brasures Sn-Pb.

## 15 Comportement des assemblages électroniques en vibrations

Les cartes électroniques sont essentiellement constituées d'un circuit imprimé multicouche sur lequel sont assemblés par brasage les composants électroniques. Sous sollicitations vibratoires, le circuit imprimé fléchit selon différentes déformées modales imposées principalement par le mode de fixation de la carte et les caractéristiques mécaniques du multicouche. La flexion du circuit imprimé amène le composant à fléchir si le substrat est souple ou non, si le substrat est très rigide. Les joints de brasure étant à l'interface entre le substrat et le circuit imprimé, ils subissent des contraintes mécaniques multiaxiales (cf. Figure 91). Les niveaux de contraintes dépendent essentiellement des amplitudes de déplacement et des moments de flexion du circuit imprimé. Le mode de sollicitation multiaxiale dépend des courbures que peut prendre le circuit imprimé, fonction des déformées modales de la carte.

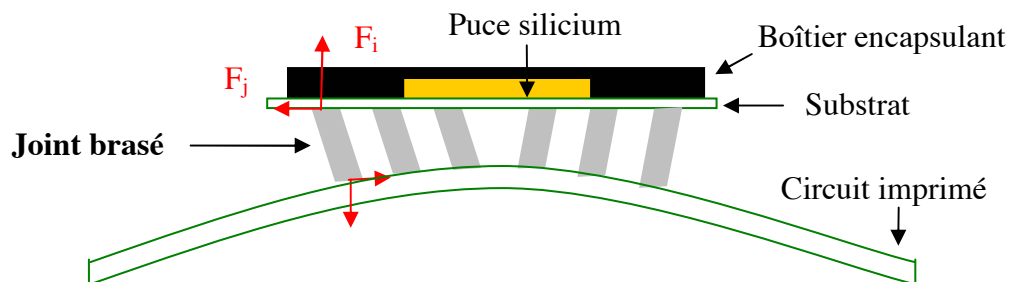


Figure 91 : Illustration des efforts mécaniques subis par un joint brasé lors de la flexion du circuit imprimé due à une sollicitation vibratoire

La Figure 91 schématise le comportement des joints brasés en deux dimensions. La flexion du circuit imprimé est en réalité beaucoup plus complexe, car les courbures sont bidimensionnelles. La Figure 92 présente un exemple de résultat de simulation par éléments finis mettant en évidence les courbures du circuit imprimé par les amplitudes modales d'une carte fixée en 5 points pour son 4<sup>ème</sup> mode de résonance.

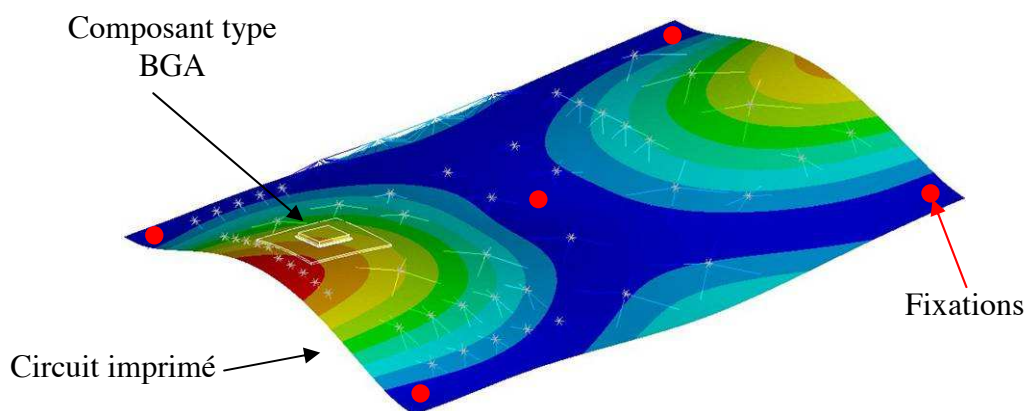


Figure 92 : Déformée modale (les couleurs représentent les amplitudes modales) d'une carte électronique (200 mm/180 mm/1,6 mm) fixée en 5 points - résultats issus d'une simulation éléments finis (4<sup>ème</sup> fréquence propre à 120 Hz)

Les joints sont soumis à des contraintes multiaxiales dont le rapport cisaillement/traction dépend essentiellement du type de boîtier et des formes de courbures rencontrées. Les joints critiques, aux coins du boîtier des composants de type BGA subissent essentiellement de la traction. Les composants à broches de type PLCC subissent quant à eux majoritairement du cisaillement du à la flexion des broches en cuivre et à la géométrie de la brasure. La localisation du composant sur la carte, le type de fixation de la carte ainsi que le type de boîtier sont les principaux facteurs qui affectent sensiblement l'état de contrainte mécanique dans les joints brasés.

## **15.1 Les circuits imprimés**

Les circuits multicouches sont constitués de 2 à 22 couches en général de matériaux composites FR4 à base de résine époxyde ou polyimide et fibres de verre de type E. Chaque couche est séparée par une couche de cuivre d'épaisseur variant entre 17 et 35  $\mu\text{m}$  en fonction des procédés de fabrication. Ces couches permettent l'interconnexion des différents composants. Elles ne sont donc pas réparties uniformément sur toute la surface de la carte. Les propriétés mécaniques élastiques ou viscoélastiques des circuits impactent directement les amplitudes de déplacement des cartes en vibration, et donc, des contraintes mécanique subies par les joints brasés. Le module d'élasticité équivalent ainsi que l'amortissement structural du multicouche sont les paramètres les plus influents sur les valeurs des fréquences propres et des amplifications modales. L'homogénéisation de ce type d'empilage est complexe. L'identification expérimentale des propriétés équivalentes des circuits imprimés permet de s'affranchir de modélisations complexes. Pour déterminer rapidement des ordres de grandeurs des modules, différents essais de caractérisation ont été menés sur des éprouvettes extraites de circuits réels 12 couches. Deux types d'essai sont réalisés :

- des essais de traction monotones,
- des essais de flexion statique/dynamique.

Les essais de flexion permettent de mettre en évidence l'influence des matériaux de peau du multicouche sur les propriétés mécaniques élastiques du circuit imprimé. Dans le cas de la vibration des cartes électroniques, le module en flexion doit être utilisé pour les calculs et les modélisations du comportement dynamique des assemblages. Dans l'étude présentée, trois types de circuits imprimés sont utilisés. Nous distinguerons les cartes de type B<sup>1</sup>, B<sup>2</sup>, et A qui utilisent des résines époxydes différentes. Les cartes B<sup>1</sup> et B<sup>2</sup> possèdent la même répartition de composants et la même conception.

### **15.1.1 Essais de traction**

Des éprouvettes de traction (cf. Figure 93) sont extraites des circuits imprimés par découpe dans le sens des fibres. Pour ce type de carte, les fibres sont orientées à 0° et 90° selon les couches. L'épaisseur des éprouvettes varie entre 1,65 et 1,7 mm. Les extrémités des éprouvettes sont munies, pour l'essai, de 2 talons en matériaux composite (résine époxy/fibres de verre) collés, pour permettre une prise des mors efficace. Les essais sont réalisés pour une vitesse de déplacement de 2 mm/min jusqu'à rupture de l'éprouvette. La mesure de déformation est réalisée par un extensomètre à lames placé au centre de l'éprouvette.

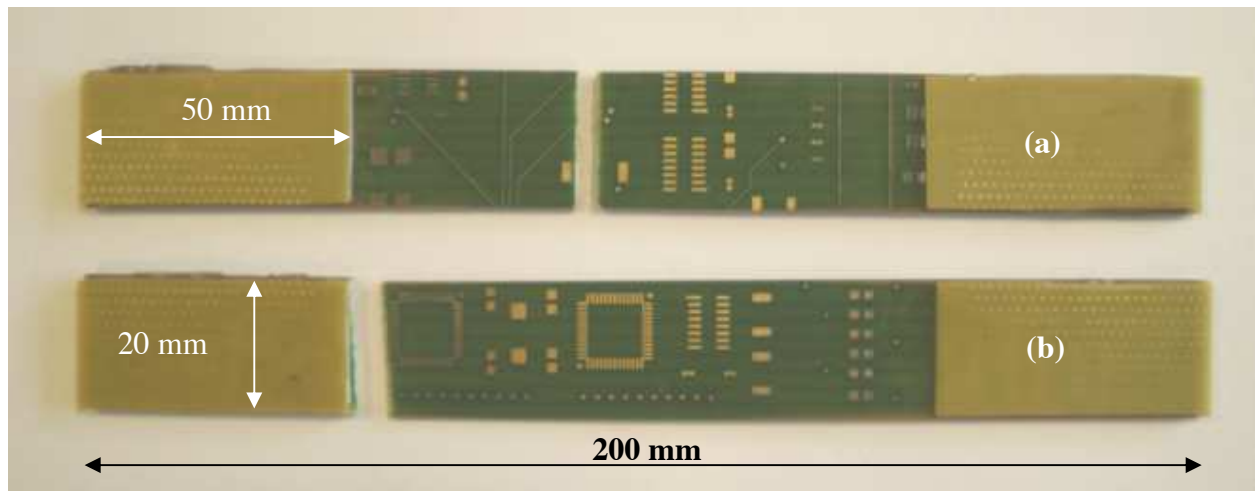


Figure 93 : Eprouvettes de traction (extraites d'un circuit imprimé fonctionnel) après essai - (a) rupture de type LGM (Lateral Gage Middle) - (b) rupture de type LAT (Lateral At grip/tab Top) selon la norme ASTM-D3039

Un exemple de mesure est présenté sur la Figure 94. L'éprouvette est extraite d'un circuit imprimé 12 couches. La contrainte normale est la contrainte globale équivalente dans la section du multicouche. Des clichés de coupes micrographiques sont présentés sur la Figure 95. Ces clichés illustrent l'empilement des différentes couches du circuit imprimé à différentes localisations correspondant à différents composants assemblés sur une même carte. Le type d'empilement et le nombre de couches dépendent de la conception électronique de la carte et des technologies de composants reportés. La complexité des multicouches rend très difficile la modélisation fine des circuits imprimés.

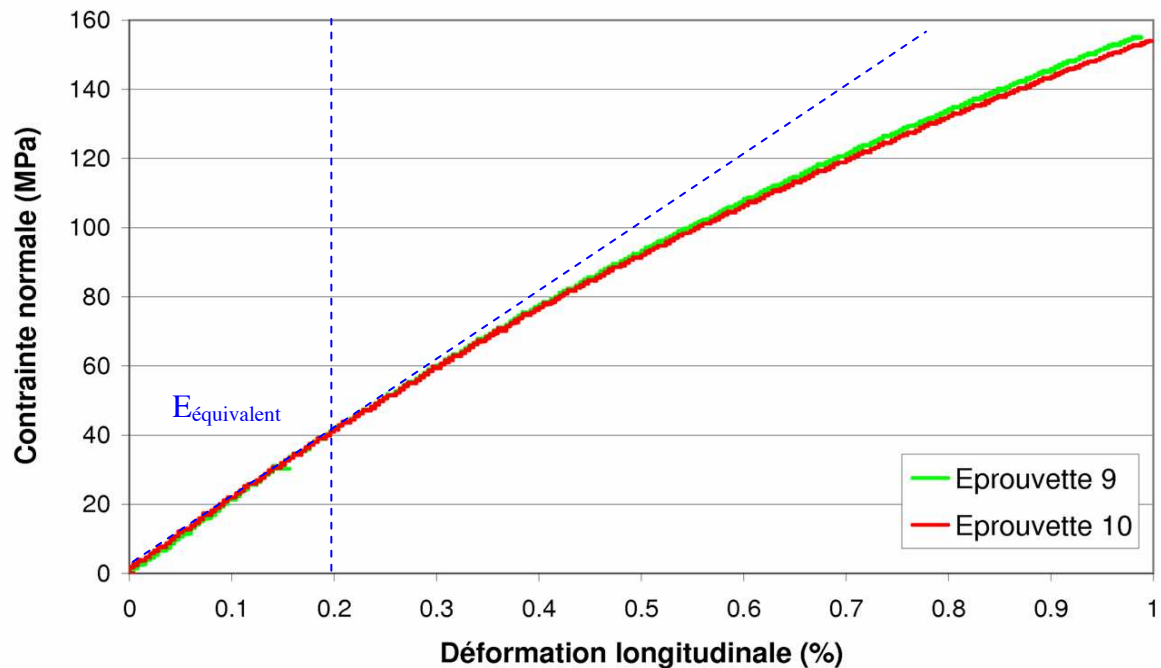


Figure 94 : Courbes de traction de deux éprouvettes extraites d'un circuit imprimé fonctionnel, identification du module d'élasticité dans la zone de comportement linéaire ( $E$  [MPa] avant 0,2 % de déformation)



Dans le cas des mesures de la Figure 94, le module d'élasticité linéaire est identifié par chargement constant à une valeur de 21000 MPa sur une gamme de déformation longitudinale allant jusqu'à 0,2 %. Les valeurs identifiées en traction, pour les différents types de circuit imprimé étudiés (routage et empilement des cartes de test) varient entre 19 GPa et 25 GPa. La Figure 94 met en évidence un comportement non linéaire à partir de 0,2 % de déformation. Celui-ci correspond au comportement de la résine époxyde.

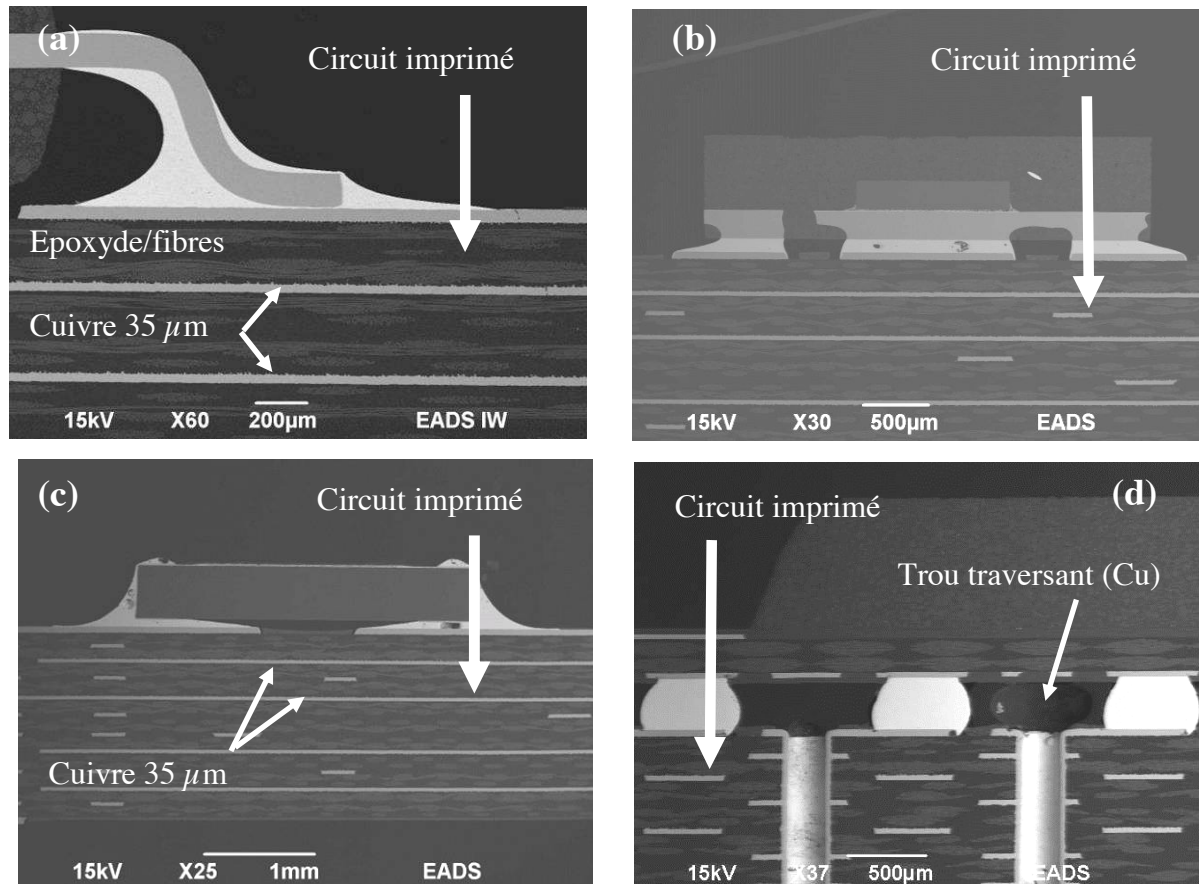


Figure 95 : Exemples de coupes micrographiques présentant la structure d'un circuit imprimé à différents emplacements sur une même carte (a) sous composant TQFP44 (b) sous composant LLP6 (c) sous composant R2512 (d) sous composant FBGA256

L'identification du module d'élasticité linéaire permet d'obtenir des ordres de grandeurs de la raideur du circuit imprimé. Ces données sont nécessaires pour la simulation du comportement dynamique des cartes électroniques (calcul élastique en fréquentiel). La comparaison des modules d'élasticité en traction et en flexion met clairement en évidence l'influence de la structure composite du circuit imprimé et des matériaux constituant les diverses couches en peau, sur les valeurs de modules identifiées.

### 15.1.2 Essais de flexion dynamique

Des éprouvettes de flexion (cf. Figure 96) sont extraites du même circuit imprimé. L'identification du module de Young en flexion dynamique consiste à identifier les 3 premières fréquences propres de l'éprouvette pour des conditions aux limites données. Ici,

l'éprouvette est pincée en son centre et excitée à une extrémité. Le module d'élasticité en flexion dynamique est calculé au moyen de l'équation 71.

$$f = \frac{[(kl)_i]^2}{\pi} \cdot \frac{h}{(2l)^2} \cdot \sqrt{\frac{E}{3\rho}} \quad (71)$$

$f$  Fréquence propre du  $i^{\text{ème}}$  mode (Hz)  
 $(kl)_i$   $i^{\text{ème}}$  racine de l'équation  $ch(kl)sh(kl) = -1$   
 $h$  Epaisseur de l'éprouvette (m)  
 $l$  Demi-longueur de l'éprouvette (m)  
 $E$  Module d'élasticité (Pa)  
 $\rho$  Masse volumique de l'éprouvette ( $\text{kg.m}^{-3}$ )

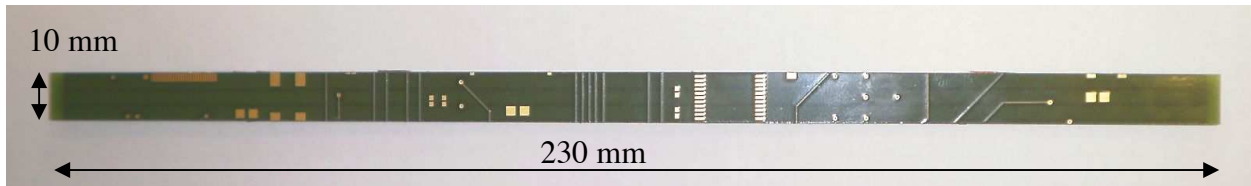


Figure 96 : Eprouvette de flexion extraite d'un circuit imprimé fonctionnel (circuit imprimé de type B<sup>1</sup>)

La Figure 97 illustre le principe de l'essai de flexion dynamique.

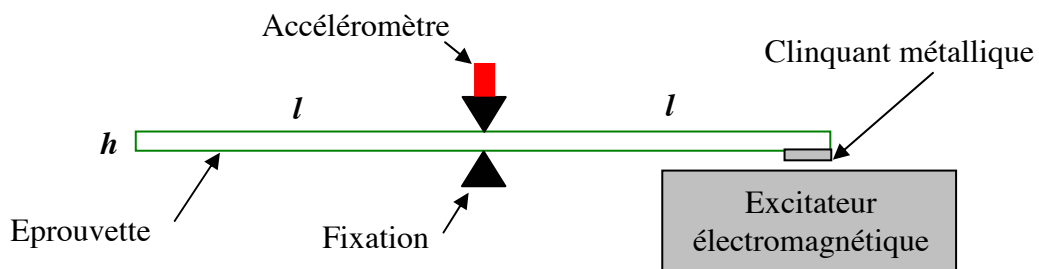


Figure 97 : Schéma illustrant le principe de l'essai de flexion dynamique

Les valeurs des  $(kl)_i$  sont issues du calcul des racines de l'équation aux valeurs propres régissant le comportement dynamique de l'éprouvette [GANT08]. Le Tableau 27 donne les valeurs des racines et l'équation 1, solution du système.

$$ch(kl)sh(kl) = -1 \quad (72)$$

Mode 1	$(kl)_1$	1,875
Mode 2	$(kl)_2$	4,694
Mode 3	$(kl)_3$	7,855

Tableau 27: Valeurs des racines de l'équation aux valeurs propres pour une éprouvette pincée en son milieu

La valeur du module d'élasticité en flexion dynamique identifié pour le circuit imprimé de type B<sup>1</sup> est de l'ordre de 25000 MPa. Les valeurs identifiées en flexion dynamique, pour les divers types le multicouches utilisant des résines époxydes différentes varient entre 22500 MPa et 30000 MPa. Les matériaux de peau affectent le comportement élastique du circuit imprimé en flexion. Dans le cas des circuits de faible épaisseur (1,6 à 2,4 mm), le cisaillement entre couches est négligé et la flexion est considérée comme mode de

déformation prépondérante. La valeur du module est en moyenne, 20 % plus importante en flexion comparée à la valeur en traction. Plusieurs couches de vernis épargne et les pistes conductrices en cuivre en peau de circuit imprimé affectent le comportement en flexion des cartes.

Ces observations sont à prendre en compte lors des modélisations numériques pour la simulation du comportement des cartes en vibration à partir des propriétés mécaniques des matériaux issues des fabricants. Ces dernières sont très souvent identifiées en traction sur des couches de pré-imprégné (résine époxyde et fibres de verre). Le module équivalent de l'empilement global est donc difficile à évaluer. Il est donc plus prudent de réaliser des essais sur des éprouvettes extraites d'empilements fonctionnels.

## 15.2 Impact des composants assemblés sur le comportement des cartes

Les composants reportés sur les circuits imprimés affectent légèrement le comportement dynamique des cartes électroniques par leurs masses et localement par leur raideur. La répartition des masses sur la carte va affecter les pôles d'inertie et les déformées modales. La raideur apportée par les assemblages au circuit imprimé n'impacte pas significativement les valeurs des fréquences propres (cf. Figure 98). La Figure 98 présente deux mesures réalisées sur une carte nue (circuit imprimé sans composant) et sur une carte de test avec des composants assemblés. Cette carte est présentée en Figure 99. Elle est fixée par 26 vis à une hauteur de 5 mm par rapport à la bobine du pot vibrant. Le matériau de base du circuit imprimé est une résine époxyde de type A.

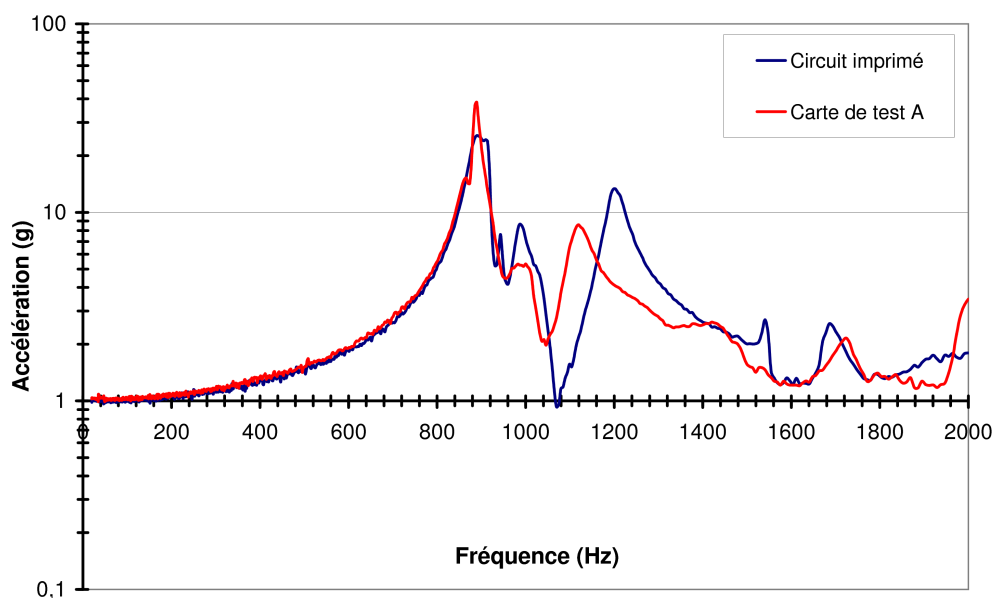
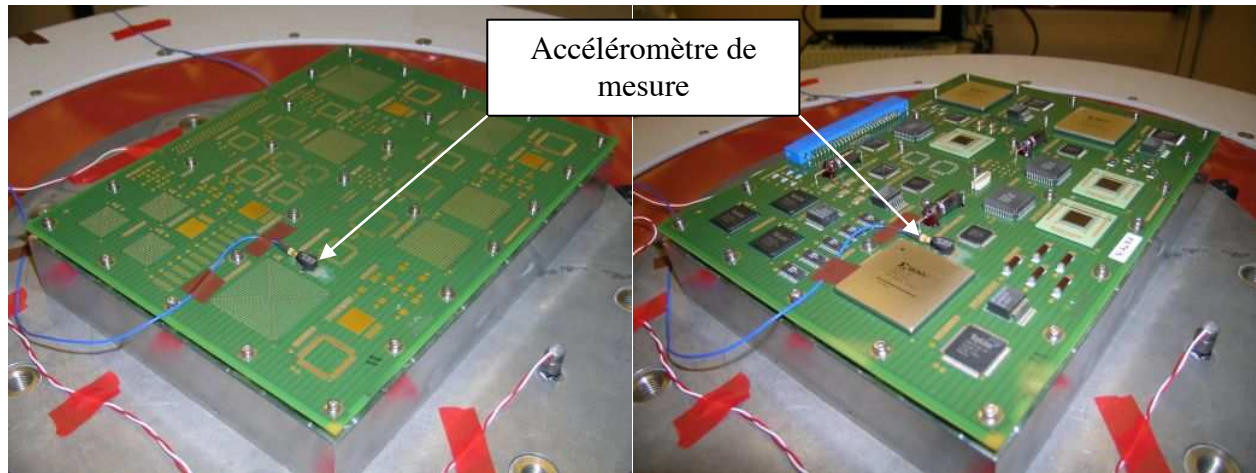


Figure 98 : Réponses fréquentielles en accélération mesurées pour un circuit imprimé nu et une carte de test A

La fréquence du mode principal, autour de 890 Hz, ne semble pas être impactée par la masse et la raideur apportés par les composants assemblés. L'amplification est plus élevée pour la carte de test avec composants, une différence de l'accélération de plus de 10 G est mesurée.

La masse des composants n'est donc pas négligeable. Les fréquences de résonance sont très peu impactées alors que les amplifications varient fortement. Le circuit nu pèse 150 g et la carte de test environ 260 g. La Figure 99 présente le circuit imprimé nu et la carte de test instrumentés, fixés sur l'outillage du pot vibrant.



**Figure 99 : Photos du circuit imprimé nu et de la carte de test instrumentés sur le pot vibrant**

Au niveau de l'assemblage, d'un composant à l'autre, la raideur du boîtier et la dimension de celui-ci sont les deux paramètres qui affectent les niveaux de contraintes dans les joints brasés. Les déformées modales de la carte et la complexité des courbures du circuit affectent l'état de triaxialité des contraintes dans les joints critiques.

Le niveau de contrainte mécanique dans les brasures dépend essentiellement :

- de la conception de la carte électronique : répartition des composants, épaisseur du circuit imprimé, caractéristiques élastiques des matériaux de circuit imprimé et fixations de la carte dans son environnement,
- de la technologie du composant : à broches, sans broche, géométrie des broches, raideurs des broches et alliages de brasage,
- de l'environnement vibratoire de la carte : niveau de vibration, conditions aux limites en fixation.

## 16 Essai de vibration sur carte de test

Les essais de vibration sur carte de test consistent à évaluer la durée de vie de différentes technologies d'assemblage en sollicitant les cartes par des excitations aléatoires à large bande ou sinusoïdales centrées sur la première résonance de la carte. Les essais permettent de mesurer le temps à défaillance des assemblages au cours des essais de robustesse ou de fatigue. La tenue en vibration de différentes technologies est ainsi comparée. A partir des résultats, des choix technologiques sont possibles selon le type d'application. La plupart des essais de qualification pour les applications avioniques, spatiales ou militaires utilisent des excitations aléatoires. Ce type de sollicitations est en partie représentatif des sollicitations réelles subies par les équipements embarqués. Les travaux se focalisent sur les excitations aléatoires comprises entre 10 et 2000 Hz [DO160].



## 16.1 Présentations des cartes de test étudiées

Différentes cartes de test sont étudiées. Ces cartes de test regroupent différentes technologies d'assemblages utilisés dans de nombreuses applications. La fatigue des brasures en vibration et en thermomécanique nécessite un grand nombre de composants pour obtenir une distribution des défaillances pertinente. Au moins trois composants de même type sont donc assemblés sur chaque carte de test. Dans le cas des travaux présentés dans ce chapitre, beaucoup de paramètres sont évalués et les distributions des défaillances ne peuvent pas être établies car les mêmes composants ne subissent pas exactement le même niveau de contraintes mécaniques en tout point de la carte. Les composants sont factices : la partie silicium du boîtier n'est pas fonctionnelle. Les joints brasés sont électriquement reliés entre eux en série pour former une chaîne de joints aussi appelée « Daisy Chain ». Ainsi, lors des essais, le suivi électrique de l'ensemble des brasures est possible (cf. paragraphe 16.2.2). La localisation des composants pour chaque carte est donnée en Annexe 8.

### 16.1.1 Carte de test A

La carte de test A a été conçue pour évaluer la durée de vie de différentes technologies d'assemblages munies de finition de type Sn-Pb et brasés avec un alliage de type Sn-Ag-Cu. Ce type de mixité est nécessaire pour l'utilisation de stocks stratégiques de composants avec des procédés de brasage sans plomb actuels. La Figure 100 présente la carte de test ainsi que son mode de fixation sur le pot vibrant.

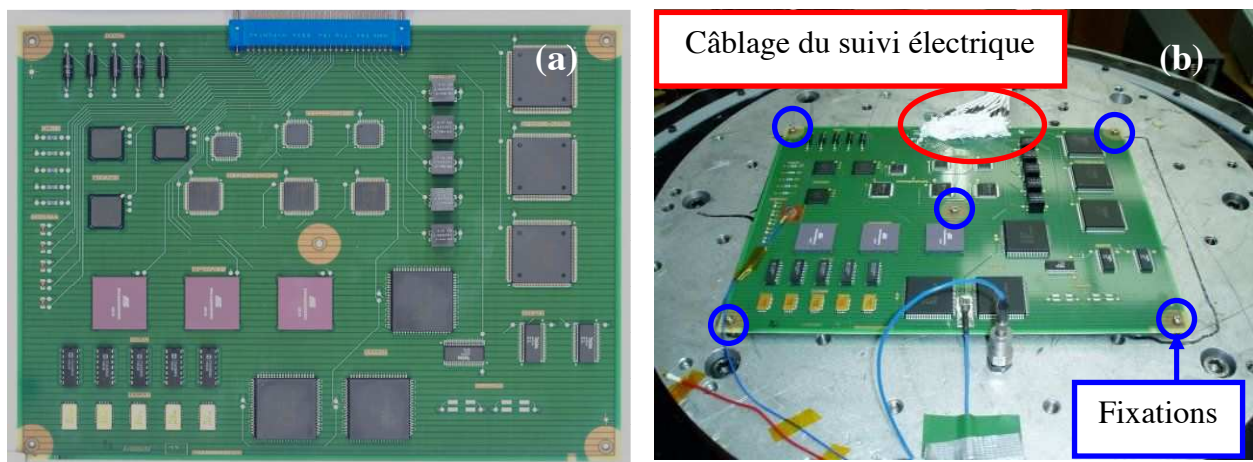


Figure 100 : Carte de test A avec assemblages mixtes - (a) vue de dessus de la carte - (b) fixation de la carte sur le pot vibrant et câblage du suivi électrique pour la détection des défaillances

Le Tableau 28 regroupe l'ensemble des caractéristiques de cette carte de test. Des composants sans broche (R1206, LCC2R, DO27), avec broches (QFP, CICGA, BGA) et traversant (DO27) sont assemblés. Les matériaux de boîtiers peuvent être en céramique (CGA, LCC) ou à matrice polymère (BGA, QFP). Le composant le plus léger (résistance R1206) pèse 13 mg et les plus lourds (PLCC et CICGA) environ 7 g.

Le circuit imprimé à base de résine époxyde de type A possède un module d'élasticité en flexion dynamique de 22500 MPa. Le connecteur permettant le suivi électrique des brasures

est retiré pour les essais de vibration. Des câbles sont directement soudés sur les connexions du circuit imprimé (cf. Figure 100).

Epaisseur du circuit imprimé	1,6 mm ( $\pm 0,15$ )
Nombre de couches du circuit	12
Type de composants	PQFP208, PLCC84, DIL14, FBGA256, SQFP44, TQFP100, CPGA360, LCC28R, DO27 (diode), DO213 (diode), R1206 (résistance), PM94 (capacité), SSOP56
Type de finition des plages d'accueil	Ag, Sn, NiAu
Alliage de brasage	SAC305
Matériaux de finitions des terminaisons de composants	Sn-Pb, Sn
Nombres de points de fixations pour les essais en vibration	5

**Tableau 28 : Caractéristiques des cartes de test A**

### 16.1.2 Carte de test B

Les cartes de test de type B<sup>1</sup> et B<sup>2</sup> ont la même conception mais ont des circuits imprimés fabriqués à base de deux de résines époxyde différentes appelées résine B<sup>1</sup> et résine B<sup>2</sup>. Les circuits imprimés sont fabriqués par deux fabricants différents. Les résines utilisées sont donc différentes pour les cartes de test B<sup>1</sup> (résine B<sup>1</sup>) et B<sup>2</sup> (résine B<sup>2</sup>). Le type de câblage du suivi électrique est également différent entre les cartes de type B<sup>1</sup> et B<sup>2</sup> car le banc de suivi électrique utilisé lors des essais était pour les carte B<sup>1</sup> a été conçu par EADS alors que pour les cartes B<sup>2</sup>, un banc de mesure standard a été utilisé. Le collage des câbles permettant le suivi électrique ne nécessite pas la même masse de colle et modifie le comportement dynamique des cartes en créant un pôle d'inertie. Le circuit imprimé possède un module d'élasticité en flexion dynamique de l'ordre de 25000 MPa pour la résine B<sup>1</sup>. Deux procédés d'assemblage sont également testés, la refusion et la phase vapeur. Les principales différences avec la carte de test A sont :

- les types d'assemblages,
- les matériaux de finitions des terminaisons de composants,
- le type de résine époxyde (résines B<sup>1</sup> et B<sup>2</sup>).

Les cartes de test B<sup>1</sup> et B<sup>2</sup> (cf. Figure 101) ont été conçues pour l'étude des assemblages intégralement sans plomb (finitions de composant et alliage de brasure).

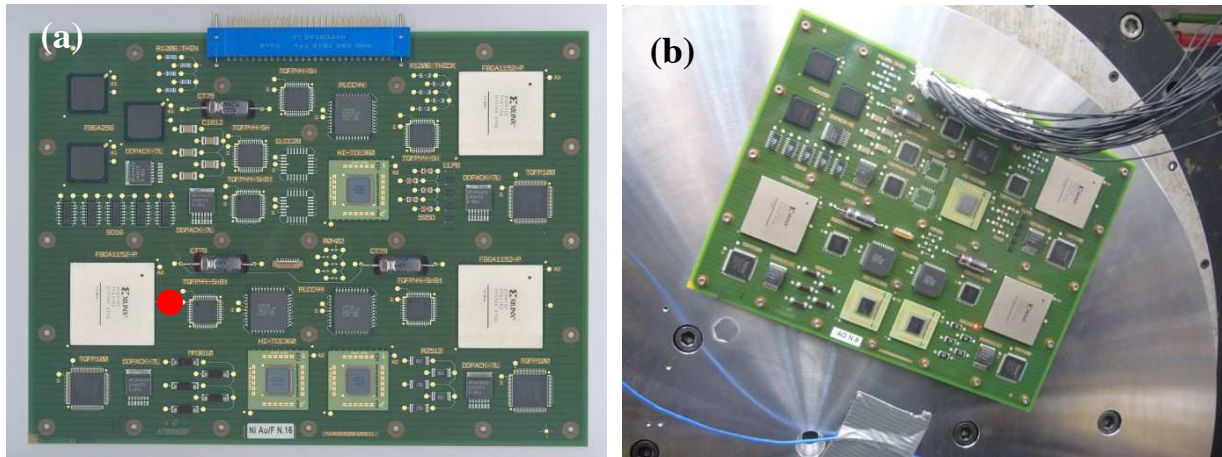


Figure 101 : Carte de test B<sup>1</sup> avec assemblages intégralement sans plomb et 26 points de fixations - (a) carte et localisation du point de mesure pour l'analyse modale - (b) fixations et câblage du suivi électrique sur l'outillage N°1

Les caractéristiques de cette carte sont données dans le Tableau 29. Le composant le plus léger (Résistance R0402) pèse 0,5 mg et les plus lourds (FBGA1152) environ 14 g. Dans le but de comparer les technologies utilisant les alliages sans plomb de type SAC et les alliages de type Sn-Pb, deux cartes de test : une carte B<sup>1</sup> et une carte B<sup>2</sup> sont assemblées avec un alliage de type Sn-Pb-Ag. Celles-ci sont testées lors des essais et permettent une comparaison entre les temps à défaillance des technologies Sn-Pb et SAC. Les modes de rupture des deux types d'alliages peuvent ainsi être confrontés.

Epaisseur du circuit imprimé	1,6 mm et 2,4 mm (± 0,15)
Nombre de couches du circuit	12
Types de composants	PLCC44, FBGA256, TQFP44, TQFP100, FBGA1152, LCC28R, DO27 (diode), DO213 (diode), R1206 (résistance), PM94 (capacité), SSOP56
Type de finition des plages d'accueil	Sn, NiAu
Alliage de brasage	SAC305
Matériaux de finitions des terminaisons de composants	Sn-Ag-Cu, Sn-Bi, Sn, Ni-Pd-Au, Sn-Ag,
Nombres de points de fixations pour les essais en vibration	26

Tableau 29 : Caractéristiques des cartes de test B<sup>1,2</sup>

## **16.2 Essais d'évaluation des assemblages en robustesse et en fatigue**

Les essais d'évaluation en vibration sur carte de test consistent à détecter la défaillance électrique des assemblages en temps réel durant un essai de fatigue ou de robustesse. Ainsi, les temps à défaillance des différents composants sont déterminés en fonction du niveau de vibration appliqué sur les fixations de la carte. Dans le cadre de ces travaux de nombreux essais ont été réalisés dans le but de :

- comparer la durée de vie en vibration des alliages de brasage de type Sn-Pb et Sn-Ag-Cu,
- mettre en place une méthodologie de simulation par éléments finis et ajuster les résultats avec des mesures expérimentales,
- comparer la durée de vie en fatigue de différentes technologies d'assemblages,
- identifier des tendances en fatigue pour les différentes technologies,
- proposer une loi de fatigue et des facteurs d'accélération pour l'alliage SAC305 sous sollicitation aléatoire à large bande.

Des analyses modales des différentes cartes de test sont réalisées avant les essais pour déterminer les fréquences de résonance dominantes. Les fréquences de résonances sont considérées comme dominantes quand elles induisent les plus grands déplacements du circuit imprimé, et donc, les contraintes mécaniques les plus élevées dans les joints brasés. Les mesures effectuées lors des analyses modales permettent de mettre en évidence l'influence de certaines caractéristiques des cartes comme l'épaisseur du circuit imprimé ou le collage des composants. Elles permettent également de mettre en évidence l'impact de la température sur le comportement dynamique des circuits imprimés.

### **16.2.1 Analyse modale des cartes de test**

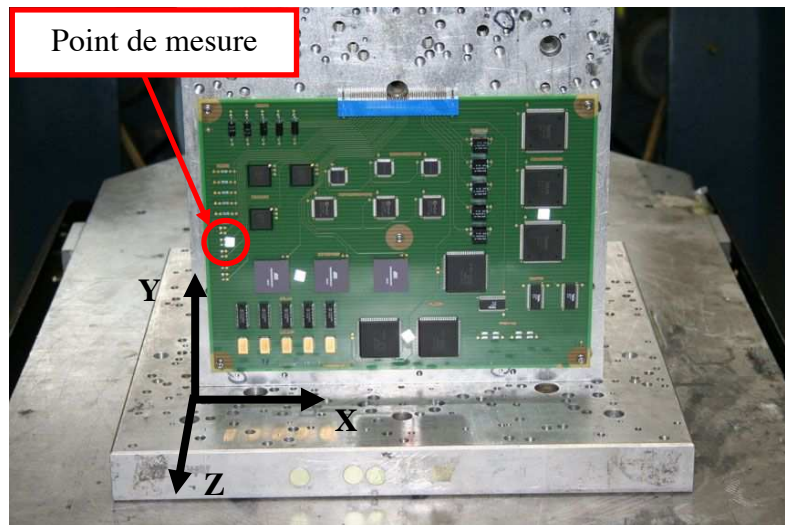
Une analyse modale est réalisée pour chaque type de carte (A, B<sup>1</sup> et B<sup>2</sup>). Le comportement modal est identifié très simplement par des mesures d'accélération en différents points de la carte. L'analyse consiste à appliquer une excitation sinusoïdale balayée en fréquence de 20 Hz à 2000 Hz, bande de fréquence d'intérêt des applications visées, et de mesurer la réponse fréquentielle en accélération d'un point sur la carte. Les tendances données par l'analyse modale permettent de mieux comprendre les résultats en termes de temps à défaillance des assemblages en fatigue et robustesse.

#### **16.2.1.1 Carte de test A**

La Figure 102 présente le banc de test utilisé pour les mesures ainsi que la localisation du point de mesure. Dans le cas de la photo, le banc est dans la configuration permettant de solliciter la carte selon l'axe Z, axe perpendiculaire à la carte. Le pot vibrant est en position horizontale et l'outillage est fixé sur une table vibrante. La carte est fixée à un outillage de

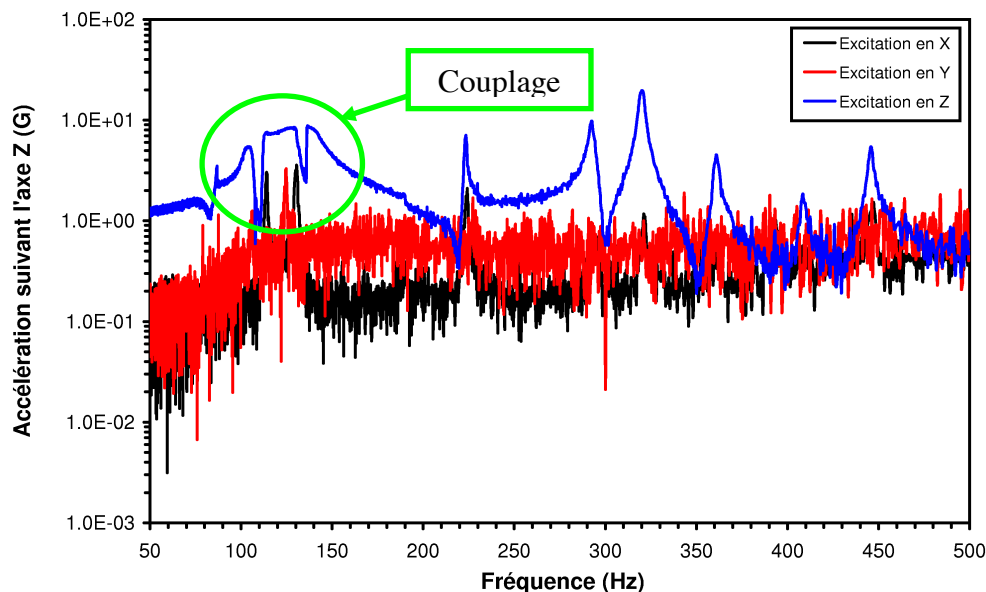


type équerre pour la solliciter dans les deux axes transverses (X et Y) quand l'outillage est directement fixé sur le pot vibrant, lui-même étant en position verticale.



**Figure 102 : Photo du banc de mesure utilisé pour l'analyse modale de la carte de test A (le point de mesure correspond aux spectres présentés en Figure 103)- la carte est fixée à l'outillage via des entretoises de 6 mm et des vis CHC M2,5 inox – pot vibrant du laboratoire EMITECH Satory**

Le mode de déformation critique pour les joints brasés étant la flexion du circuit imprimé, les travaux se focalisent sur les mesures selon l'axe Z. Les travaux se concentrent donc sur des excitations perpendiculaires à la carte, qui induisent les plus grandes amplitudes de déplacement du circuit imprimé selon cet axe. La Figure 103 présente des mesures effectuées pour carte de test A. Trois balayages sont effectués. Chaque mesure correspond à un axe d'excitation. Les excitations selon les axes transverses X et Y induisent principalement des amplitudes d'accélération et de déplacement selon l'axe Z qui restent inférieures aux amplitudes réponses à une excitation selon l'axe Z. Les modes de vibration de flexion sont dans le cas des plaques minces, les premiers modes excités.



**Figure 103 : Spectres de réponses en accélération issus de l'analyse modale de la carte de test A en un point du circuit imprimé (mesure réalisée au vibromètre laser pour 1-G crête d'excitation sinusoïdale appliquée aux fixations)**

L'analyse se focalise sur une bande de fréquences restreintes [50 ; 500 Hz] car les premiers modes se trouvent à basses fréquences, autour de 100 Hz. Les fréquences de résonance sont identifiées visuellement sur les spectres réponses. La carte de test A présente un couplage entre les premiers modes de vibration entre 80 Hz et 100 Hz. Ce couplage est dû à des fréquences de résonance très proches.

### 16.2.1.2 Carte de test B<sup>1,2</sup>

Pour la carte de test B<sup>1,2</sup>, l'analyse modale permet d'identifier les fréquences de résonance, mais également de mettre en évidence l'impact de l'épaisseur du circuit imprimé et du collage des composants sur le comportement dynamique de la carte et donc, sur la durée de vie des brasures. Les conclusions données dans cette partie seront corrélées avec les résultats de temps à défaillance du paragraphe 16.2.3 concernant les essais de robustesse. Les mesures sont réalisées de la même manière que les mesures présentées en Figure 99. La carte est munie d'un câblage pour le suivi électrique, le connecteur n'est pas assemblé.

Des mesures ont été effectuées pour trois types de carte B<sup>2</sup> :

- une carte avec une épaisseur de circuit imprimé de 2,4 mm,
- une carte avec les composants collés aux quatre coins du boîtier (cf. Figure 104),
- une carte standard avec une épaisseur de circuit imprimé de 1,6 mm.

Un outillage spécifique est utilisé pour fixer les cartes sur le pot vibrant pour ces analyses modales. Différents outillages permettent la fixation des cartes lors des essais (robustesse, fatigue, et analyse modale) et sont présentés en Annexe 9. L'outillage peut influencer le comportement dynamique des cartes par certaines de ses fréquences de résonance dans la bande de fréquences étudiée.

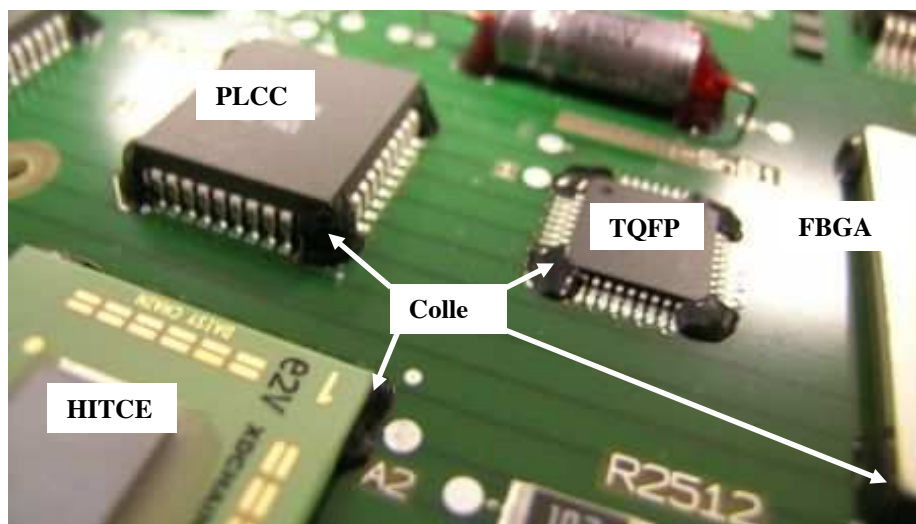
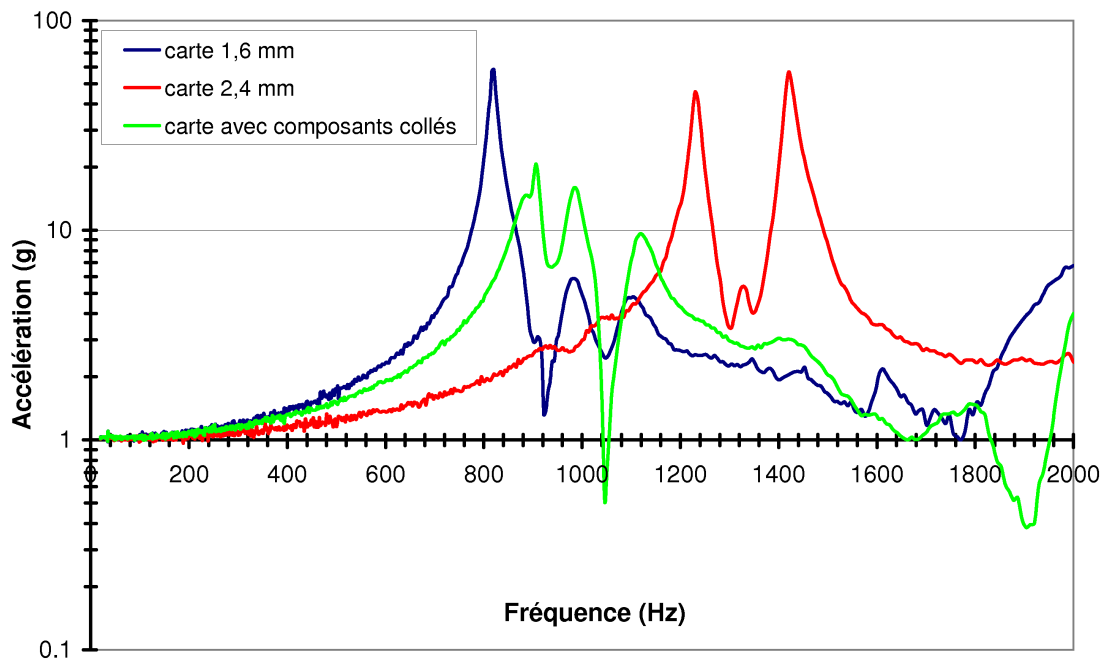


Figure 104 : Collage des composants pour accroître la durée de vie des assemblages en vibration - exemple sur des composants TQFP44, PLCC44, HITCE360 et FBGA1152

Une comparaison des mesures effectuées lors des balayages est présentée sur la Figure 105 pour les trois types de carte. Le point de mesures est localisé par un point rouge sur la Figure 101.



**Figure 105 : Mesures issues des analyses modales de trois cartes de test B<sup>1</sup> avec des épaisseurs de circuit imprimé différentes et des composants collés**

Les mesures font apparaître des comportements dynamiques très différents. Une épaisseur du circuit imprimé plus élevée induit une raideur plus importante de la structure et accroît les fréquences de résonance. Pour une même valeur d'amplitude d'accélération, l'amplitude de déplacement du circuit imprimé est beaucoup plus faible. Le Tableau 30 présente les valeurs des déplacements maxima et les fréquences associées mesurées sur les trois types de carte pour les deux premiers modes de vibration.

		Carte e = 1,6 mm	Carte e = 2,4 mm	Carte avec composant collés
Mode 1	Fréquence (Hz)	820	1229	905
	Déplacement ( $\mu\text{m}$ )	21	7,4	6
Mode 2	Fréquence (Hz)	982	1420	986
	Déplacement ( $\mu\text{m}$ )	1,5	6,9	3,8

**Tableau 30 : Valeurs des déplacements maxima mesurées aux fréquences de résonance associées**

Le collage du composant augmente la raideur et la masse de la structure. Les fréquences de résonance sont plus élevées et les amortissements modaux plus importants. Le comportement dynamique de la carte (plus faibles déplacements) et la répartition des contraintes dans les coins des boîtiers (localisation des joints les plus contraints) due à la colle implique une plus grande durée de vie des assemblages. De même, une épaisseur plus élevée du circuit imprimé allongera la durée de vie des assemblages en vibration. Les conclusions de l'analyse modale permettent d'expliquer les résultats (temps à défaillance) des essais de robustesse et de fatigue

présentés aux paragraphes 3.2.3. Ce type de collage est réalisé en pratique sur certains équipements. Néanmoins, en thermomécanique, la dilatation de la colle à un impact négatif et réduit la durée de vie des assemblages. Les essais de vieillissement accéléré en cyclage thermique sont dimensionnés pour la fatigue des brasures au moyen de lois d'accélération spécifiques non adaptées aux assemblages collés.

### 16.2.1.3 Intérêts de l'analyse modale pour les essais d'évaluation

L'analyse modale a donc pour objectif d'identifier les fréquences propres dominantes de la carte dans son environnement. L'ordre de grandeur de ces fréquences permet de définir des essais de robustesse sous excitation sinusoïdale à la 1<sup>ère</sup> fréquence propre, des essais de chocs où la durée du choc doit être cohérente avec la 1<sup>ère</sup> fréquence propre ou des essais de fatigue sous sollicitations aléatoire où la bande spectrale doit contenir les fréquences de résonance. L'objectif de ces types d'essai étant de fatiguer et de mettre en défaut la tenue mécanique des assemblages par des contraintes mécaniques élevées et la rupture des brasures, il est nécessaire de cibler la fréquence ou la bande de fréquences adéquate.

Les différentes mesures effectuées sur des cartes d'épaisseur différentes et avec composants collés expliquent les résultats en termes de temps à défaillance des essais de robustesse et de fatigue.

L'ordre de grandeur des fréquences de résonance étant intimement lié à son mode de fixation, les valeurs des fréquences seront bien différentes selon les applications. Une application avionique civile utilisera des dispositifs de fixation bridant deux cotés de la carte dans des glissières. Les 1<sup>ères</sup> fréquences de résonance sont mesurées entre 100 Hz et 200 Hz. Dans le cas d'une application spatiale de type satellite, les cartes sont fixées par de nombreuses vis et possèdent des raidisseurs. Les 1<sup>ères</sup> fréquences propres sont alors mesurées entre 800 et 1000 Hz.

### 16.2.2 Principe des mesures de temps à défaillance

Durant les essais, les temps à défaillance des assemblages sont enregistrés. Le principe de mesure consiste à détecter des événements électriques dans les chaînes de joints brasés (« daisy chain ») de chaque composant. Un événement électrique correspond à une discontinuité dans la chaîne de joints brasés associée à une rupture mécanique de la brasure du joint critique, le plus sollicité mécaniquement.

Le boîtier des composants factices utilisés est muni de liaisons électriques entre chaque joint brasé permettant de créer la chaîne en question. Le complémentaire de la chaîne est réalisé par le routage des empreintes du composant (plages d'accueil des brasures) sur le circuit imprimé. Cette chaîne possède une résistance électrique dont la valeur dépend du nombre de joints reliés entre eux, de la résistivité des matériaux la constituant et de la géométrie du routage. La Figure 106 illustre le principe d'une chaîne de joint dans le cas d'un assemblage factice de type BGA vue en coupe.

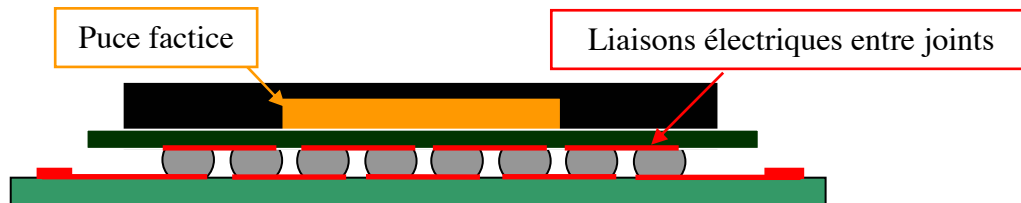


Figure 106 : Schéma de principe d'une chaîne de joints brasés dans le cas d'un composant de type BGA (les traits rouges représentent les liaisons électriques entre les joints)

Une valeur de résistance électrique de la chaîne qui tend vers l'infini rend compte d'une rupture totale de la chaîne au joint critique.

Le critère de défaillance peut être défini comme le premier événement électrique détecté ou bien par la succession d'un certain nombre d'événements électriques dans un intervalle de temps donné. La norme IPC-SM-785 relative aux essais de vieillissement accéléré pour les assemblages électroniques propose un critère de ce type. Dans le cas des essais réalisés au cours de la thèse, l'instant du premier événement électrique donne le temps à défaillance du composant considéré.

Un événement électrique est totalement défini par sa durée (entre  $0,1 \mu s$  et  $10 \mu s$ ) et son amplitude. L'amplitude correspond à une valeur d'augmentation de résistance électrique (300 Ohms dans le cas des travaux). Deux détecteurs d'événement sont utilisés pour les essais (cf. Annexe 10). Ceux-ci permettent de définir le seuil de détection et la durée des événements à détecter. L'ensemble des composants factices munis d'une chaîne de joints brasés, assemblé sur la carte de test peut être suivi en continu pendant les essais (de 32 à 160 voies de mesures).

### 16.2.3 Essais de robustesse

Les essais de robustesse permettent de comparer rapidement la tenue en vibration de différentes technologies de composants et de différents paramètres d'assemblages comme la finition de circuit imprimé, l'alliage de brasure et procédé de fabrication. Ils se différencient des essais de fatigue par les valeurs des niveaux de vibration appliqués plus élevés et par le caractère successif des sollicitations appliquées jusqu'à défaillance des assemblages.

#### 16.2.3.1 Principe des essais de robustesse

Les essais de robustesse réalisés consistent à appliquer aux cartes de test une sollicitation aléatoire par paliers en termes de valeur efficace d'accélération. Plusieurs niveaux croissants de sollicitation sont appliqués pendant une durée d'une heure chacun jusqu'à produire assez de défaillances pour comparer la tenue en vibration des différents composants. La Figure 107 présente les spectres en accélération appliqués pendant les essais de robustesse des cartes de test B<sup>2</sup> ainsi que les valeurs efficaces des accélérations associées. Les spectres sont les densités spectrales de puissance (DSP) des signaux d'accélération appliqués aux cartes. Ces spectres représentent l'énergie de l'accélération en termes de moyennes quadratiques sur une bande de fréquence en G<sup>2</sup>/Hz. Les valeurs efficaces des accélérations sont données en G efficaces (Grms). Les valeurs efficaces sont très souvent utilisées dans les normes et permettent de quantifier les valeurs des accélérations aléatoires appliquées aux cartes sur de

large bande de fréquences. Les valeurs de DSP notées sur les spectres de la Figure 107 correspondent aux valeurs en  $G^2/Hz$  des spectres entre 50 et 1000 Hz.

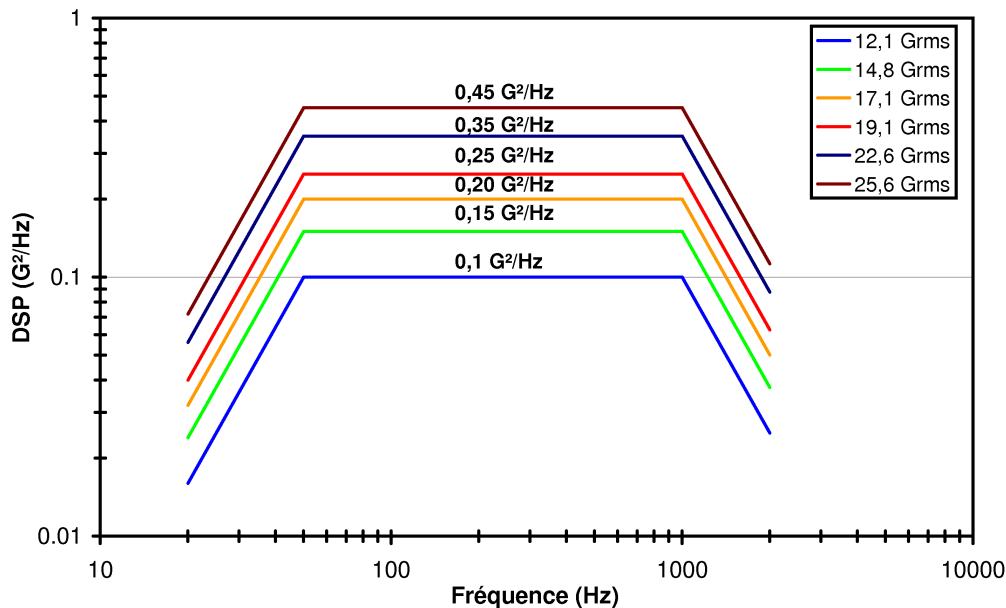


Figure 107 : Spectres d'accélération en vibration aléatoire utilisés pour les essais de robustesse sur les cartes de test B<sup>2</sup>

Huit paliers sont consécutivement appliqués pour la comparaison de la tenue en vibration des différentes technologies. Six paliers sont appliqués pour la comparaison des alliages Sn-Pb et Sn-Ag-Cu et pour mettre en évidence l'impact de l'épaisseur du circuit imprimé et du collage des composants.

### 16.2.3.2 Présentation du banc de test

Le banc de test se compose de deux principaux organes :

- le pot vibrant et l'outillage permettant de fixer les cartes,
- le banc de mesure permettant la détection des défaillances.

La Figure 108 présente une photo de l'outillage utilisé pour la phase de fatigue des cartes de test B<sup>1</sup> fixé sur le pot vibrant. Le même outillage est utilisé pour l'essai de robustesse pour une seule carte.

D'autres outillages sont également utilisés pour les essais de vibration en température. Il faut noter que l'outillage présenté en Figure 108 possède une fréquence de résonance parasite aux environs de 1200 Hz. Celle-ci est due à l'absence de fixation de l'outillage à son centre. L'amplification de la carte est donc affectée à cette fréquence. Cette observation est à prendre en compte lors de la comparaison des temps à défaillance des cartes B<sup>1</sup> et B<sup>2</sup>. Les assemblages des cartes de test B<sup>1</sup> subissent plus de contraintes lors des essais.





Figure 108 : Photo de l'outillage fixé sur le pot vibrant utilisé pour les essais de la carte B<sup>1</sup>

### 16.2.3.3 Résultats des essais sur une carte de test B<sup>1</sup>

Une seule carte de test B<sup>1</sup> est testée en robustesse. Huit niveaux de vibration aléatoire sont consécutivement appliqués à la carte selon la densité spectrale de puissance en accélération présentée en Figure 107 pour des valeurs efficaces différentes. 21 voies de mesures sont utilisées correspondant à 21 composants. Le Tableau 31 donne les résultats de l'essai en termes de pourcentage de défaillance pour chaque type de composant à la fin de chaque phase de test.

Type de composant	Nombre de composant	Niveau de vibration aléatoire (accélération efficace en G) sur [20; 2000 Hz]							
		(niveau d'accélération en G <sup>2</sup> /Hz entre 50 et 1000 Hz)							
		8,5 (0,05)	12,1 (0,1)	14,8 (0,15)	17,1 (0,2)	19,1 (0,25)	22,6 (0,35)	25,6 (0,45)	28,3 (0,55)
FBGA1152	3	0 %	33 %	33 %	100 %				
HITCE360	3	0 %	0 %	0 %	33 %	100 %			
PLCC44	3	0 %	33 %	33 %	66 %	100 %			
FBGA256	3	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %	33 %	100 %
TQFP44	6	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %
TQFP100	3	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %	0 %

Tableau 31 : Résultats de l'essai de robustesse sur la carte de test B<sup>1</sup> en termes de pourcentage de composants défaillants à la fin de la phase de test considérée (niveaux en Grms)

Les résultats présentés par type de composants permettent de mettre en évidence les technologies de boîtier sensibles aux environnements vibratoires. Dans le cas des résultats du Tableau 30, il est clair que les composants de type TQFP sont beaucoup moins sensibles aux vibrations que les composants de type BGA et PLCC. Cette conclusion s'explique par la différence de raideur de boîtier qui affecte directement le niveau de contraintes dans les joints brasés à iso courbure du circuit imprimé. Ses dimensions sont plus faibles que les composants sensibles de type FBGA1152 et HITCE360. La sensibilité des composants dépend de la

combinaison entre raideur et encombrement des boîtiers. Ces deux paramètres sont les plus influents sur les niveaux de contraintes dans les joints. La masse des composants influe très peu sauf pour des composants très lourds et très haut, pour des excitations transverses.

Les valeurs de pourcentage de défaillance dépendent également de la position du composant sur la carte. Les déformées modales des fréquences dominantes affectent directement le niveau de contrainte mécanique dans les assemblages. Dans le cas de la défaillance du premier composant de type PLCC44 (IC16\*) durant le palier à 12,1 Grms, la localisation de celui-ci sur la carte a joué un rôle important. Celui-ci est placé à côté de la connectique utilisée pour le suivi électrique. Cette connectique est revêtue d'une silicone permettant de limiter la défaillance des brasures utilisées pour le câblage du suivi électrique. Ainsi, un pôle d'inertie est créé et donc, un gradient de déplacement du circuit imprimé à cette localisation, d'où une défaillance précoce du composant par rapport au deux autres du même type (IC14 et IC15).

#### 16.2.4 Résultats des essais sur les cartes de test B<sup>2</sup>

Les essais réalisés au moyen des cartes de test B<sup>2</sup> ont plusieurs objectifs :

- comparer la tenue en vibration des alliages de type Sn-Pb et Sn-Ag-Cu,
- mettre en évidence l'influence du collage des composants,
- mettre en évidence l'influence de l'épaisseur du circuit imprimé,

Six niveaux de vibration sont appliqués consécutivement (cf. Figure 107). Les temps à défaillance sont détectés avec une précision d'une minute au moyen d'un détecteur d'événements.

##### 16.2.4.1.1 Comparaison de la tenue en vibration des alliages Sn-Pb et Sn-Ag-Cu

Trois cartes de test sont utilisées pour la comparaison des deux alliages. Deux cartes avec des brasures de type Sn-Ag-Cu et une carte avec des brasures de type Sn-Pb-Ag. La Figure 109 présente les résultats pour les composants à billes par type de boîtier et pour les différentes localisations de chacun (voir l'Annexe 8 pour les codes de localisation IC). Le temps à défaillance cumulé est donné en minutes. L'axe des ordonnées donne la valeur efficace de l'accélération des différents niveaux de vibration appliqués consécutivement. Les données ne mettent pas en évidence une différence notable entre les deux alliages. Les assemblages sans plomb semblent moins sensibles en vibration à la vue de ces résultats.

L'alliage Sn-Ag-Cu possède un module d'élasticité plus élevé (plus grande raideur) que l'alliage Sn-Pb-Ag. Pour une même déformation élastique, la contrainte mécanique subie par le joint est plus élevée. Néanmoins, les alliages ductiles sont beaucoup plus sensibles à la déformation et dans le cas d'une même contrainte mécanique, l'alliage de type Sn-Ag-Cu se déforme moins si l'on suppose que le comportement est purement élastique.

Les résultats sont à considérer avec précautions, car les procédés de fabrications utilisés pour les trois cartes sont différents. Les cartes à composants de technologie sans plomb sont assemblées par convection et la carte à composants de technologie Sn-Pb par phase vapeur. Le contrôle du refroidissement lors du procédé est totalement différent. Les distributions



statistiques telle que distribution de Weibull sont couramment utilisées en électronique pour exploiter les résultats de test en vieillissement accéléré. Ce type de distribution a été proposé initialement pour la rupture fragile des métaux. Elle s'adapte également au mécanisme de fatigue des assemblages électroniques. L'utilisation de la statistique des défaillances dans le temps est nécessaire pour des mécanismes de fatigue telle que la rupture des brasures en vibration.

Les résultats présentés ne permettent pas d'établir la distribution des défaillances car le nombre de composants testés n'est pas suffisant. Ils ne permettent donc pas de conclure directement car trop peu de composants de même type à la même position sur la carte sont testés. Ils ne subissent pas les mêmes contraintes mécaniques. Des analyses de défaillance par micro sections et analyses MEB permettent néanmoins de comparer les modes de rupture des brasures sans plomb et plombées. Les analyses sont présentées au paragraphe 4. Ces résultats montrent qu'il n'y a pas de différence remarquable entre la tenue en vibration des deux alliages dans le cadre des ces technologies d'assemblages et de ces essais.

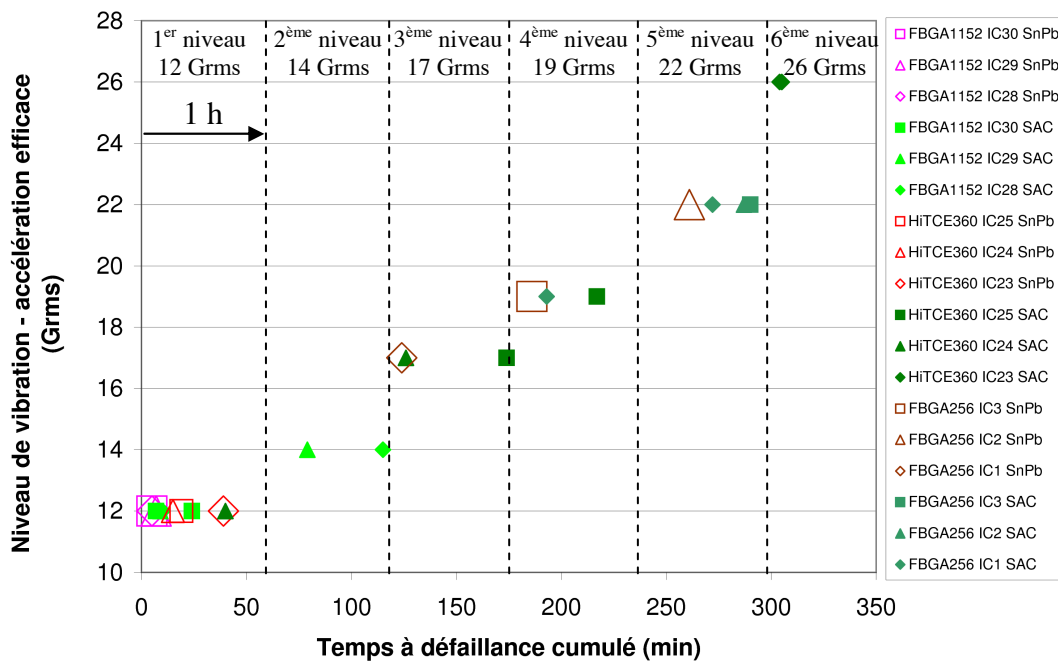


Figure 109 : Résultats de l'essai de robustesse réalisé pour la comparaison de la tenue en vibration des alliages de type Sn-Pb-Ag et Sn-Ag-Cu pour les composants à billes –localisation des composants par un numéro d'IC en Annexe 8

### 16.2.4.1.2 Influence du collage des composants sur la tenue en vibration des assemblages

Les mesures réalisées lors de l'analyse modale montrent clairement que le comportement dynamique des cartes est bien différent lorsque les composants sont collés. La tenue en vibration est donc meilleure pour deux raisons :

- les amplitudes de déplacements sont plus faibles dans le cas de la carte de test B<sup>2</sup> avec des composants collés,

- la répartition des contraintes mécaniques est différente dans les joints brasés critiques aux coins des boîtiers à cause de la présence de la colle aux quatre coins du boîtier.

Les résultats montrent que très peu de composants collés sont défaillants après les essais de robustesse. La comparaison est faite pour quatre cartes, les deux cartes avec des assemblages sans plomb, utilisées pour la comparaison des deux alliages, et deux cartes supplémentaires avec des composants collés. Toutes les cartes sont assemblées par convection et possèdent une finition de circuit imprimé de type ENIG (NiAu). La Figure 110 présente une comparaison des résultats pour les composants de type FBGA1152, seuls boîtiers défaillants après les essais de robustesse dans le cas des composants collés.

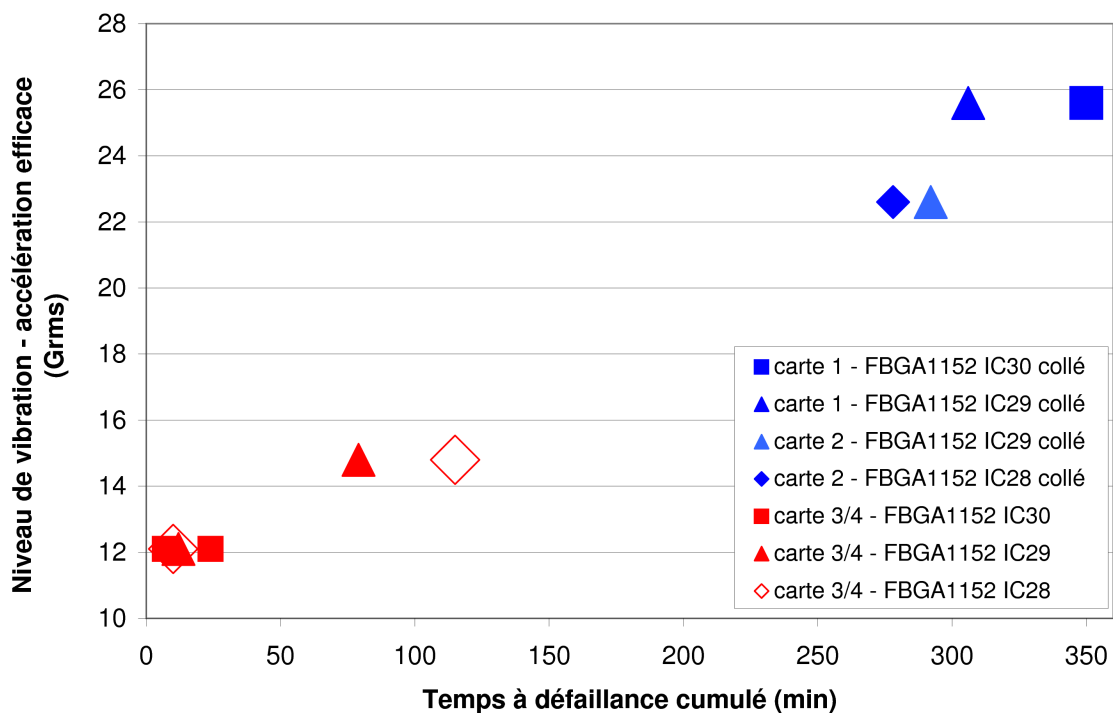


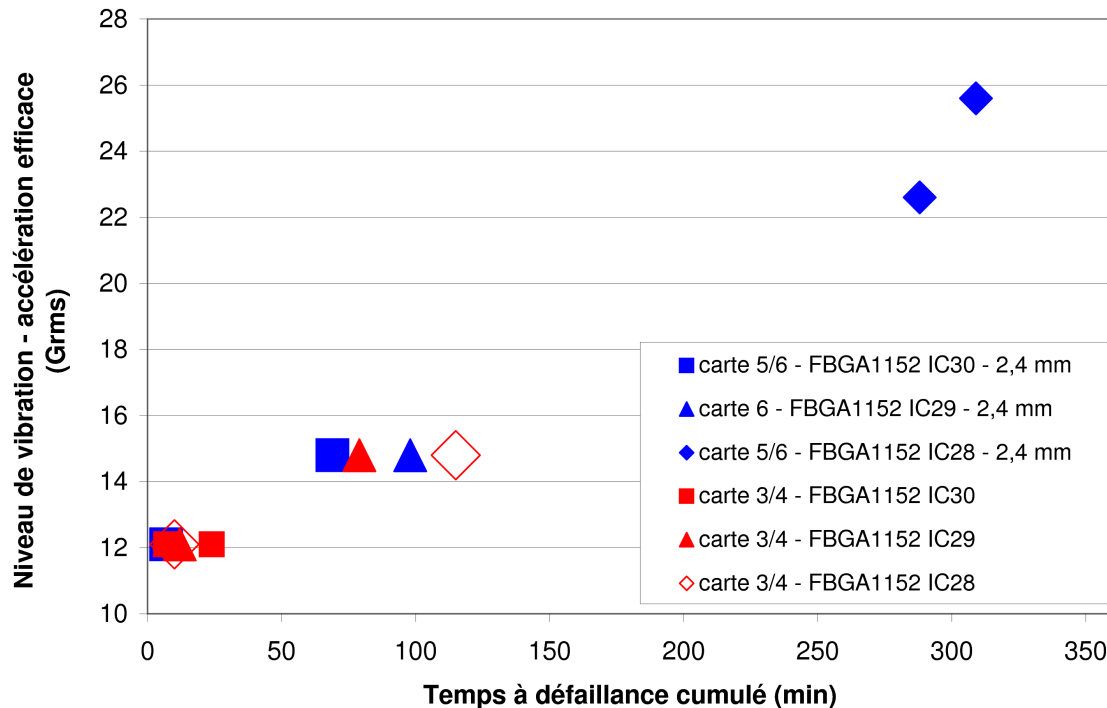
Figure 110 : Mise en évidence de l'impact du collage des boîtiers de composants de type FBGA1152 sur la tenue en vibration lors d'un essai de robustesse –les composants collés sont représentés par des points de couleur bleue

Le collage des boîtiers assure une meilleure tenue en vibration des assemblages. Tous les autres types de composants dans le cas collé n'ont pas été défaillants après l'essai de robustesse. L'influence du collage est nettement mise en évidence.

#### 16.2.4.1.3 Influence de l'épaisseur du circuit imprimé sur la tenue en vibration des assemblages

Les mesures réalisées lors de l'analyse modale sur des cartes de différentes épaisseurs montrent clairement que les amplitudes de déplacement sont plus faibles, la durée de vie des assemblages est donc plus grande à fréquence imposée. Les fréquences de résonance des cartes sont différentes de presque 600 Hz entre les deux types de cartes (1,6 mm et 2,4 mm) mais les amplitudes des réponses en accélération sont du même ordre de grandeur. Un essai de robustesse est réalisé avec deux cartes d'épaisseur 2,4 mm (carte 5 et 6 sur la Figure 111)

et les résultats sont comparés avec les résultats des deux cartes de test standard (carte 3 et 4 sur la Figure 111) qui possèdent une épaisseur de 1,6 mm. La Figure 111 présente une comparaison des résultats pour les composants de type FBGA1152, seuls boîtiers défailants après les essais de robustesse dans le cas des cartes de test de 2,4 mm d'épaisseur.



**Figure 111 : Mise en évidence de l'impact de l'épaisseur du circuit -imprimé sur la tenue en vibration des composants de types FBGA1152 lors d'un essai de robustesse –les composants assemblés sur une carte d'épaisseur 2,4 mm sont représentés par des points de couleur bleue**

Les résultats en termes de temps à défaillance confortent les mesures de l'analyse modale. Une plus grande épaisseur du circuit imprimé accroît la durée de vie des assemblages en vibration à température ambiante car les fréquences de résonance sont plus élevées et les déplacements plus faibles. Même si le nombre de cycle de contraintes dans un temps donné est plus élevé car les fréquences sont plus hautes (600 Hz de différence) pour les cartes d'épaisseur 2,4 mm, les déplacements sont plus faibles et les temps à défaillance cumulés en robustesse sont plus grands. Les assemblages se fatiguent moins rapidement. Les résultats concernant le composant IC28 mettent clairement en évidence l'impact du comportement dynamique sur la fatigue des assemblages. L'épaisseur du circuit imprimé a néanmoins moins d'impact sur la fatigue des assemblages que le collage des composants.

### 16.2.5 Essais de fatigue à température ambiante

Les essais de fatigue sont mis en place pour établir dans la mesure du possible, des tendances en fatigue pour les différentes technologies de composants et l'alliage sans plomb Sn-3,0Ag-0,5Cu. Dans ce cas, les cartes de test sont soumises à une sollicitation aléatoire de valeur efficace d'accélération constante jusqu'à rupture des assemblages, dans la limite du temps imparti pour réaliser les essais.

### 16.2.5.1 Paramètres expérimentaux

Les différents niveaux de vibration aléatoire utilisés sur la bande de fréquence [20 ; 2000 Hz] pour les essais de fatigue sont :

- 14,8 - 19,1 -25,6 Grms pour les cartes de test B<sup>1</sup>.
- 12,1 - 14,8 -17,1 -20,9 Grms pour les cartes de test B<sup>2</sup>.

Les densités spectrales de puissance en accélération sont celles utilisées pour les essais de robustesse (cf. Figure 107.). Le Tableau 32 présente les caractéristiques expérimentales des différents essais réalisés. Le même outillage de fixation est utilisé pour toutes les phases de test (cf. Figure 108). La comparaison des temps à défaillance n'est pas impactée par le comportement de l'outillage.

Phase	Type de carte de test	Nombre de cartes testées	Durée totale de l'essai	Niveau de vibration (Grms)
1	B <sup>1</sup>	3	31 h 30 min	14,8
2	B <sup>1</sup>	2	15 h 15 min	19,1
3	B <sup>1</sup>	3	3 h 45 min	25,6
4	B <sup>2</sup>	3	90 h	12,1
5	B <sup>2</sup>	3	63 h	17,1
6	B <sup>2</sup>	3	1 h puis 10 h	14,8 puis 20,9

**Tableau 32 : Caractéristiques expérimentale des différents essais de fatigue réalisés**

Les essais permettent également de mettre en évidence des différences notables en termes de temps à défaillance, si elles existent, pour des assemblages constitués de finitions de circuit imprimé et assemblés avec des procédés de fabrication différents. Différents types d'assemblages sont donc testés. Le Tableau 33 présente les différentes caractéristiques des cartes testées et les phases de test associées. Les procédés de fabrication Convection<sup>1</sup> et Convection<sup>2</sup> correspondent à deux lignes d'assemblages différentes associées à deux assembleurs différents. Le procédé de fabrication utilisant la phase vapeur est utilisé par un troisième assembleur.

Les résultats sont présentés sans tenir compte des différences de procédés d'assemblage et de finitions de circuit imprimé, car il n'a pas été mis clairement en évidence, dans cette étude, que ces propriétés aient une influence notable sur la durée de vie des assemblages. La dispersion des résultats est trop grande pour observer l'impact de ces différentes configurations d'assemblage. Le nombre de points expérimentaux à exploiter, pour une même sollicitation, est donc plus élevé.

Type de carte de test	Phase de test	Finition de circuit imprimé	Procédé de fabrication	
B <sup>1</sup>	1	ENIG	Convection <sup>1</sup>	
		Sn		
		Ag		
	2	Sn		
		Ag		
		ENIG		
B <sup>2</sup>	3	Sn	Convection <sup>2</sup>	
		Ag		
		Sn		
	4	Sn		Phase vapeur
		ENIG		
		Sn		
B <sup>2</sup>	5	ENIG	Convection <sup>2</sup>	
		Sn		
		Sn		
	6	ENIG		Phase vapeur
		Sn		
		Sn		

Tableau 33 ; Caractéristiques d'assemblages testés pour chaque phase de test en fatigue

### 16.2.5.2 Résultats des essais de fatigue

Les résultats sont présentés sous forme de courbes ajustées sur les points expérimentaux obtenus à l'aide de fonction puissance dans une abscisse logarithmique. Même si les lois de fatigue (courbes S-N) sont couramment présentées en fonction de la contrainte mécanique appliquée, dans ce cas elles sont présentées en fonction de la valeur efficace de l'accélération appliquée aux fixations de la carte. La contrainte mécanique des joints critiques des composants n'est pas mesurable mais uniquement calculable au moyen de codes de calculs éléments finis. Une approche pour le calcul des contraintes dans les joints brasés de composants sous sollicitations aléatoires est présentée dans le prochain chapitre. Pour certains composants, trop peu de défaillances sont détectées, il n'est donc pas possible de présenter des tendances en fatigue. Les principaux types de boîtiers défaillants sont :

- FBGA1152
- HITCE360
- FBGA256
- PLCC44

Les temps à défaillance sont donnés à 10 min près pour les cartes de test type B<sup>1</sup> et à 1 min près pour les cartes de test de type B<sup>2</sup>. Le dispositif de détection d'événements électriques utilisé n'était pas le même.

## Composant FBGA1152

La Figure 112 présente les résultats relatifs aux composants FBGA1152. Ce type de boîtier a la particularité de posséder une raideur importante due à un capot en cuivre. Il a également des dimensions élevées comparées aux autres types de composants. Le boîtier mesure 35 mm par 35 mm sur une hauteur de 2,65 mm. La puce en silicium intégrée au boîtier mesure 10 mm de côté. Le substrat de la puce est un composite à base de résine époxyde.

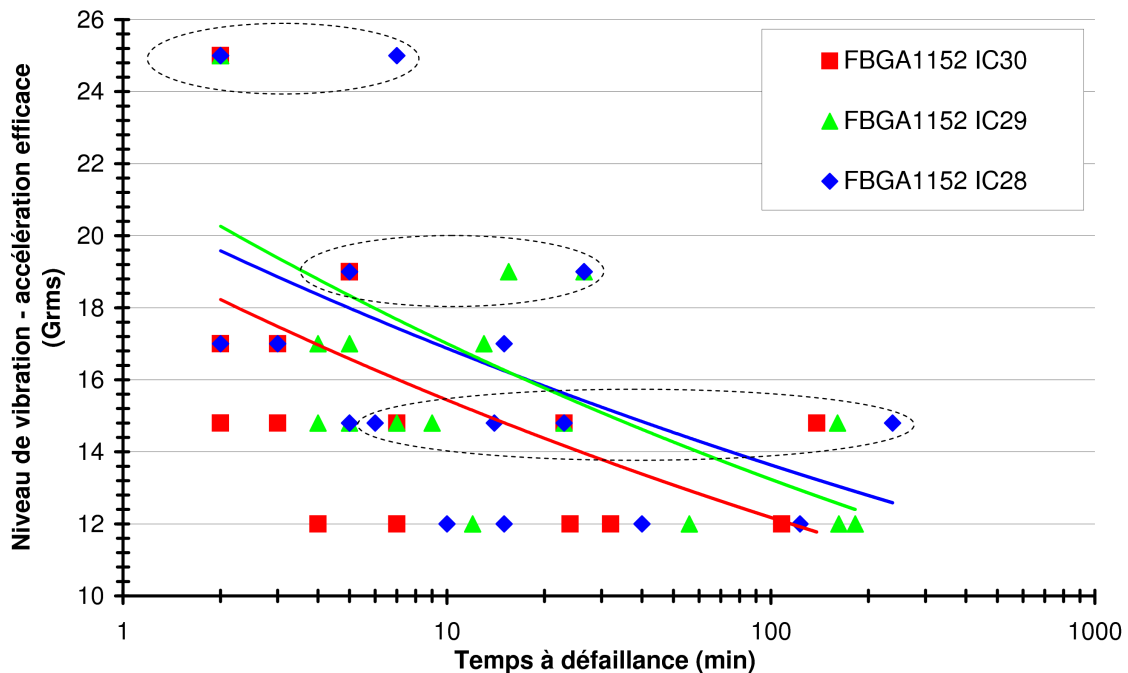


Figure 112 : Résultats expérimentaux pour les composants FBGA1152 des cartes de test type B<sup>1,2</sup> (les points entourés en pointillés sont issus des cartes de test type B<sup>1</sup> avec une précision de détection de  $\pm 10$  min)

Les résultats présentent une dispersion qui atteint pour le niveau le plus faible (12 Grms) environ 125 min. Cet ordre de grandeur ne paraît pas élevé pour de la fatigue à grand nombre de cycles. De plus, les assemblages présentent de nombreux paramètres qui accroissent cette dispersion tels que la microstructure des joints, en particulier la répartition spatiale des composés intermétalliques et des cavités. Plus le niveau de sollicitation est élevé et plus la dispersion est faible, ce qui montre que les niveaux appliqués sont peut être trop élevés pour mettre en jeu des mécanismes de fatigue. Les essais de fatigue réalisés se rapprochent d'essais de robustesse pour les niveaux élevés de 19 à 25 Grms.

Les points expérimentaux relatifs aux cartes de test B<sup>1</sup> apparaissent légèrement décalés en abscisse. Cette observation est due aux comportements dynamiques des cartes de test qui sont légèrement différents. La première fréquence propre de la carte de type B<sup>1</sup> est à 858 Hz, alors que cette fréquence est de l'ordre de 790 Hz pour la carte type B<sup>2</sup>. Les déplacements aux fréquences dominantes sont donc plus faibles. Cette différence est due à des résines époxydes différentes qui affectent les propriétés élastiques des circuits imprimés. Le collage des câbles de suivi électrique affecte également le comportement des cartes par leur masse et leur raideur.

A ce stade, ces résultats peuvent être directement exploités pour prévoir l'ordre de grandeur de la durée de vie de ce type de boîtier uniquement si le composant concerné est assemblé sur une carte de même conception que les cartes testées et aux mêmes localisations. La mesure des déformations du circuit imprimé aux coins des composants pourrait permettre d'estimer la durée de vie du même composant assemblé sur une carte de conception différente. Une fois la distribution des cycles de contrainte mécanique établie par calcul, il sera possible d'utiliser ces résultats pour ce type de boîtier quelle que soit la conception de la carte. L'estimation par calculs éléments finis, du niveau de contrainte mécanique dans les joints brasés est nécessaire.

### Composant HITCE360

La Figure 113 présente les résultats expérimentaux relatifs aux composants HITCE360.

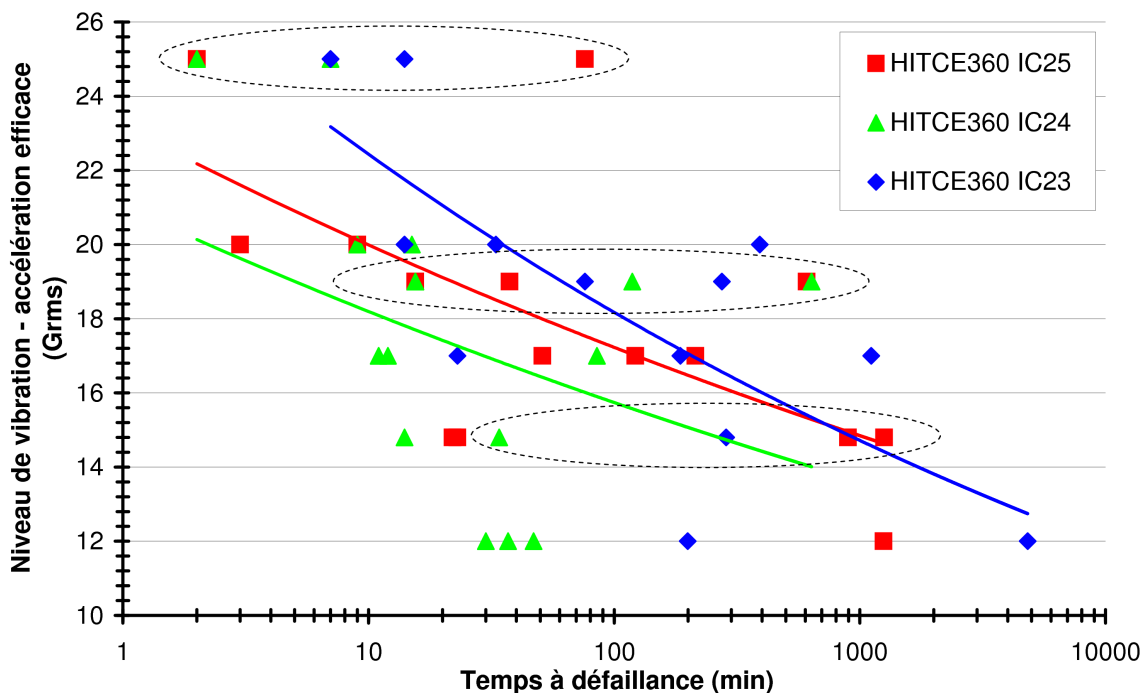


Figure 113 : Résultats expérimentaux pour les composants HITCE360 des cartes de test type B<sup>1,2</sup> (les points entourés en pointillés sont issus des cartes de test type B<sup>1</sup> avec une précision de détection de  $\pm 10$  min)

Pour ce type de boîtier, la dispersion maximale observée est d'environ 76 heures pour le composant IC23 pour le plus bas niveau de vibration (12 Grms). La particularité de ce boîtier réside dans le matériau de substrat qui est une céramique à haut coefficient de dilatation thermique (environ 10 ppm/K). La compatibilité thermomécanique du substrat et du circuit imprimé est un paramètre dimensionnant pour la fatigue sous cycles thermiques des brasures. Le boîtier est donc très raide et induit une plus grande interaction entre la déformation du circuit imprimé et les contraintes dans les joints. Ce type d'assemblage possède également des géométries de brasure très différentes selon l'alliage utilisé pour les billes de brasure initiales : Sn-Ag-Cu ou Pb-Sn.

## Composant FBGA256

La Figure 114 présente les résultats relatifs aux boîtiers de type FBGA256.

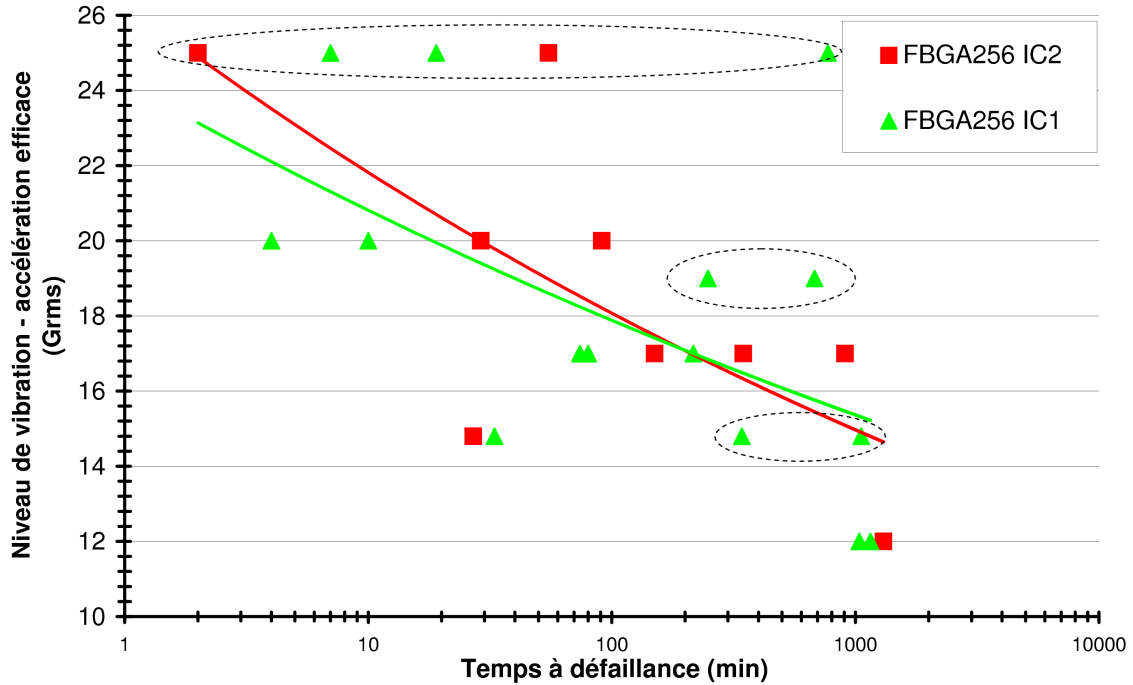


Figure 114 : Résultats expérimentaux pour les composants FBGA256 des cartes de test type B<sup>1,2</sup> (les points entourés en pointillés sont issus des cartes de test type B<sup>1</sup> avec une précision de détection de  $\pm 10$  min)

Pour le composant de type FBGA256, la plus grande dispersion observée est d'environ 11 heures pour deux niveaux (17 et 25,6 Grms). Ce boîtier possède une faible raideur due à un matériau d'enrobage à matrice polymère et de substrat composite (résine époxyde/fibres de verre). Les dimensions du boîtier sont plus faibles que pour les boîtiers de type FBGA1152 et HITCE360.



## Composant PLCC44

La Figure 115 présente les résultats relatifs aux boîtiers de type PLCC44.

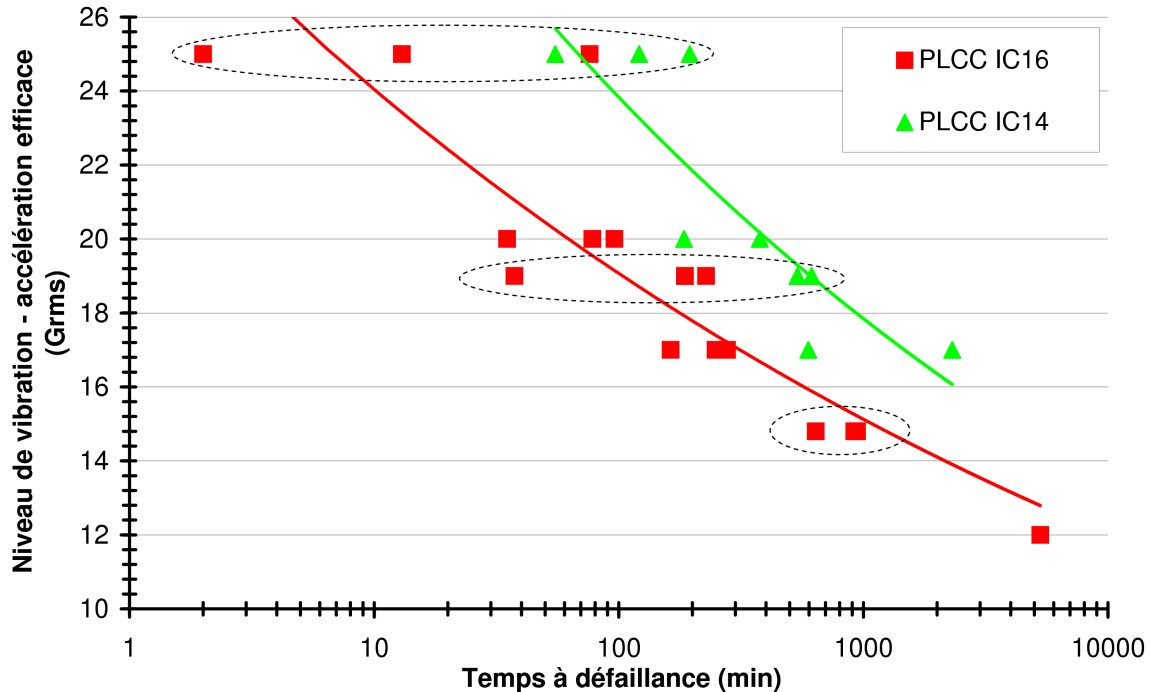
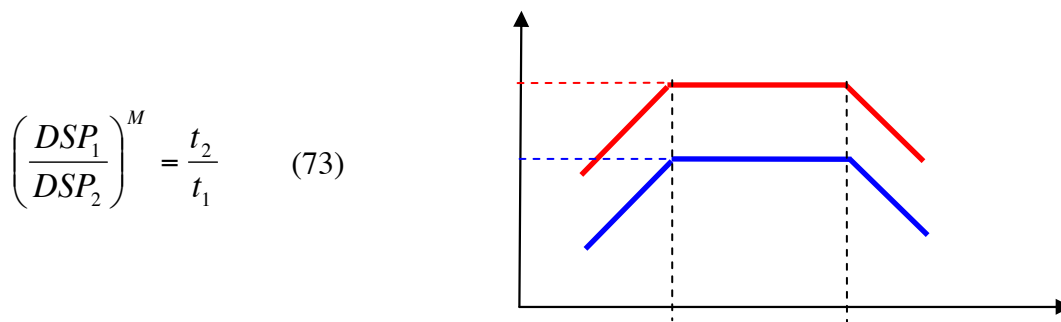


Figure 115 : Résultats expérimentaux pour les composants PLCC44 des cartes de test type B<sup>1,2</sup> (les points entourés en pointillés sont issus des cartes de test type B<sup>1</sup> avec une précision de détection de  $\pm 10$  min)

Pour le composant de type PLCC44 la dispersion maximale observée est de 28 heures pour le test en fatigue à 19 Grms. La particularité de ce boîtier réside dans la forme en « J » de ses broches qui forme une géométrie de brasure spécifique induisant des concentrations de contraintes au niveau du ménisque du joint. Pour ce type de boîtier, les courbes présentées sont plus pertinentes que les tendances présentées pour les autres composants (FBGA1152, HITCE360 et FBGA256). Les courbes en loi puissance ajustent correctement le nuage de points expérimentaux, mais le nombre de points disponibles est plus faible par rapport aux résultats présentés précédemment.

### 16.2.5.3 Détermination des facteurs d'accélération (norme IPC-SM-785)

Un des objectifs des essais de fatigue sous sollicitations constantes est la détermination de facteurs d'accélération. Ces facteurs permettent de dimensionner les essais de qualification et d'évaluation des assemblages. La norme IPC-SM-785 propose un critère simple permettant de prédire, à partir des résultats de fatigue lors des essais de vieillissement accéléré, le temps à défaillance des brasures sous une sollicitation opérationnelle. Le critère réside dans la valeur d'un seul paramètre M, exposant de la relation présentée en Figure 116.



**Figure 116 : Relation pour la détermination du facteur d'accélération sous sollicitation aléatoire issue de la norme IPC-SM-785 relative à la durabilité des joints brasés**

Les valeurs utilisées dans la norme sont les valeurs des moyennes quadratiques de l'accélération par unité de fréquence, DSP<sub>1</sub> et DSP<sub>2</sub> sur la Figure 116. Les valeurs t<sub>1</sub> et t<sub>2</sub> sont les temps correspondant respectivement aux temps à défaillance des assemblages sous une accélération aléatoire de DSP uniforme de valeur DSP<sub>1</sub> et DSP<sub>2</sub>. Pour les brasures de type Sn-Pb, la norme donne une valeur de l'exposant M comprise entre 3 et 4. Dans le cadre des essais de fatigue réalisés, quatre niveaux de vibration sont utilisés. Le Tableau 34 donne les valeurs calculées de l'exposant M pour chaque composant, dont les temps à défaillance sont disponibles, pour différents couples de niveaux de vibration appliqués.

Carte de test	Type B <sup>1</sup>		Type B <sup>2</sup>	
Couple de Niveaux (a <sub>eff</sub> en Grms)	14-19	14-25	19-25	
Composant	Valeur de l'exposant M			
FBGA1152 IC28	4.29	3.24	2.47	3.15
FBGA1152 IC29	1.71	3.14	4.39	4.18
FBGA1152 IC30	4.73	3.03	1.56	4.36
HiTCE IC23		2.33	3.80	2.51
HiTCE IC24		1.84	7.53	
HiTCE IC25		3.00	4.24	3.27
PLCC44 IC14			2.49	
PLCC44 IC15			3.94	
PLCC44 IC16	4.30	3.01	2.50	4.52
FBGA256 IC1	1.39	3.92	6.80	3.15

**Tableau 34 : Valeurs de l'exposant M (IPC-SM-785) calculées pour les composants testées en fatigue pour différents couples de niveaux de sollicitation vibratoire**

La valeur moyenne de l'exposant M, calculée sur les 30 valeurs données dans le Tableau 34 est de 3,5 pour un écart type de 1,3. Cette valeur est valable pour l'alliage SAC305 utilisé, dans le cas des cartes de test, de la gamme de sollicitation (12 à 25 Grms) et des composants étudiés. La valeur identifiée de l'exposant est similaire à celle donnée par la norme pour les assemblages de type Sn-Pb. L'accélération des mécanismes de défaillance en vieillissement accéléré vibratoire semble être similaire pour les deux types d'alliages (Sn-Pb et Sn-Ag-Cu) à la vue de ces résultats. Néanmoins, l'écart type des valeurs calculées est élevé.

### 16.2.6 Essais de fatigue en température

Une campagne d'essais supplémentaire a été réalisée pour mettre en évidence l'impact de la température sur la durée de vie des brasures dans un environnement vibratoire. Plusieurs essais sont réalisés pour 3 valeurs de température :  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  et  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Un essai à température ambiante ( $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) est mené pour s'affranchir de l'impact du comportement dynamique de l'outillage. Ainsi, les résultats à  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  et à  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  peuvent être comparés directement avec les essais à température ambiante. L'outillage utilisé pour ces essais était différent (outillage N°2) due à l'utilisation d'un pot vibrant plus petit muni d'une enceinte climatique permettant de réaliser des essais combinés. La Figure 117 présente une photo de l'équipement de test utilisé ainsi que l'outillage N°2 permettant de fixer deux cartes sur le pot vibrant.

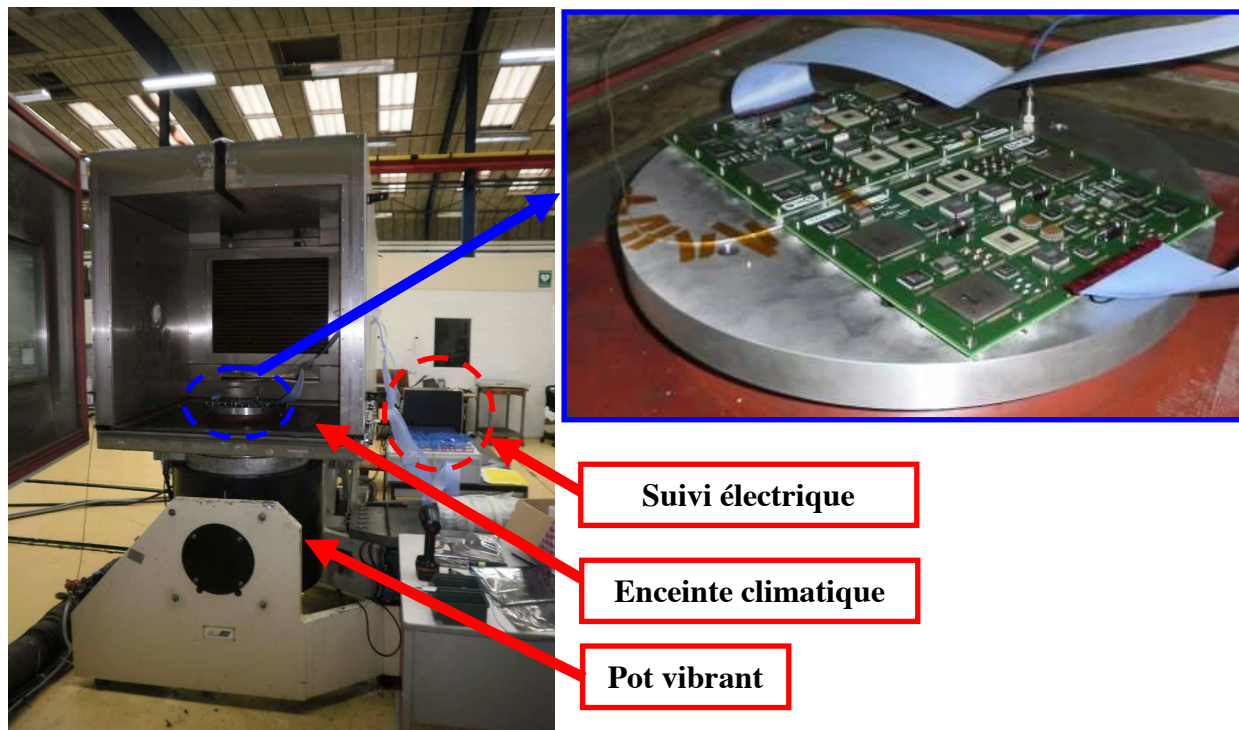


Figure 117 : Equipement et banc de mesure utilisés pour les essais de vibration en température - laboratoires EMITECH – Satory

### 16.2.6.1 Analyse modale préliminaire

Une analyse modale préliminaire est effectuée aux trois températures. Le point de mesure choisi est identique à celui utilisé pour les différentes analyses modales présentées précédemment (cf. Figure 101). La Figure 118 présente les trois mesures effectuées.

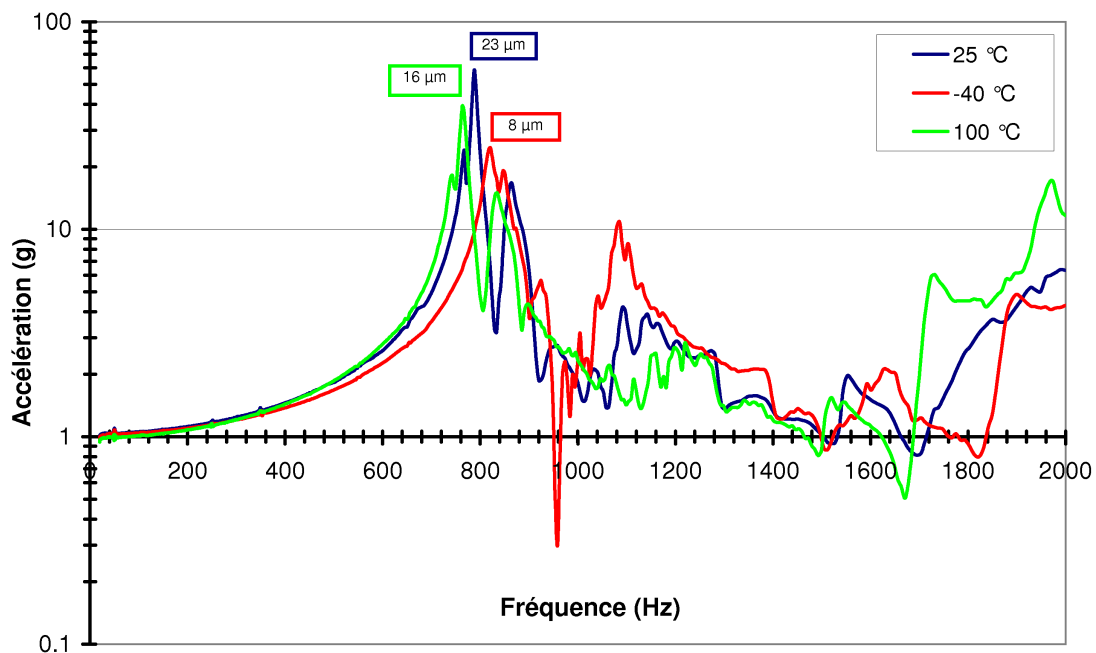


Figure 118 : Mesures issues des analyses modales de trois cartes de test B<sup>2</sup> à trois températures différentes – les valeurs de déplacements du circuit imprimé sont données aux maxima d'accélération associés

Ces mesures montrent que le comportement dynamique peut être notablement affecté par la température. Le matériau de circuit imprimé est très sensible à la température du fait de sa constitution à base de résine époxyde. La résine époxyde concernée possède une zone de transition vitreuse autour de 170 °C. A 100 °C, le module d'élasticité est plus faible et l'amortissement structural du matériau équivalent multicouche est plus élevé. Le déplacement au point de mesure est plus faible qu'à température ambiante. A basse température (-40 °C), les mesures sont étonnantes, l'amortissement est encore plus élevé qu'à 100 °C. Le déplacement au point de mesure est divisé par deux.

En négligeant l'impact du comportement mécanique des matériaux de brasure à basse température telle que la transition ductile /fragile à -45 °C, ces mesures montrent que la durée de vie des assemblages à basse température devrait être accrue par rapport aux essais à température ambiante. Pour les essais à haute température, il n'est pas possible de prédire une tendance avec ces résultats étant donné le fort comportement d'endommagement de fluage des alliages de type Sn-Ag-Cu.

### 16.2.6.2 Résultats des essais de fatigue en température

Pour les essais de fatigue réalisés à différentes températures, 10 cartes de type B<sup>2</sup> sont testées deux par deux. Un outillage permettant la fixation de deux cartes sur le pot vibrant est utilisé (cf. Figure 117). Un seul niveau de vibration est appliqué. La valeur efficace de l'accélération aléatoire appliquée est choisie à 12 Grms, plus faible niveau utilisé lors des essais de fatigue à température ambiante. Les temps à défaillance de certains types de boîtiers (FBGA1152) étant parfois très faibles (quelques minutes), le niveau le plus faible permet de comparer plus aisément la durée de vie des assemblages à différentes températures en vibration. Le Tableau 35 donne les pourcentages de composants défaillants pour chaque type de boîtier à chaque température après 95 heures de test.

	-40 °C	25 °C	100 °C
FBGA1152	11/12 (91%)	6/6 (100%)	11/12 (91%)
HITCE360	0/12 (0%)	5/6 (83%)	11/12 (91%)
FBGA256	0/12 (0%)	1/6 (16%)	10/12 (83%)
PLCC44	0/12 (0%)	0/6 (0%)	6/12 (50%)

**Tableau 35 : Résultats des essais de vibration en température à 12 Grms après 95 heures de test – nombre de composants défaillants/nombres de composants disponibles et pourcentage de composants défaillants correspondant**

Le pourcentage de défaillance le plus élevé est enregistré pour l'essai à haute température. Or, les mesures de l'analyse modale montrent clairement que les déplacements à la résonance principale, à 100 °C, sont plus faibles qu'à température ambiante. L'endommagement cumulé est bien plus important à 100 °C. Le comportement fortement viscoplastique de l'alliage de brasure affecte considérablement l'endommagement sous sollicitations vibratoires à haute température.

A -40 °C, le déplacement du circuit imprimé semble être l'élément dimensionnant pour la fatigue des joints brasés. A -40 °C l'alliage est beaucoup plus raide. Les résultats des essais ne permettent pas de conclure sur l'influence du comportement de l'alliage à basse température étant donnés les très faibles déplacements du circuit imprimé. La Figure 119 présente les résultats en termes de temps à défaillance pour quatre types de boîtiers pour une sollicitation de 12 Grms aux trois températures.

Pour mieux appréhender l'influence de la combinaison des sollicitations (température constante et vibration), un essai asservi sur le déplacement du circuit imprimé pourrait être réalisé dans le futur. Ainsi, les résultats pourraient clairement mettre en évidence l'influence du comportement mécanique de l'alliage (fluage ou raideur élevée) sur la fatigue des joints brasés en vibration.

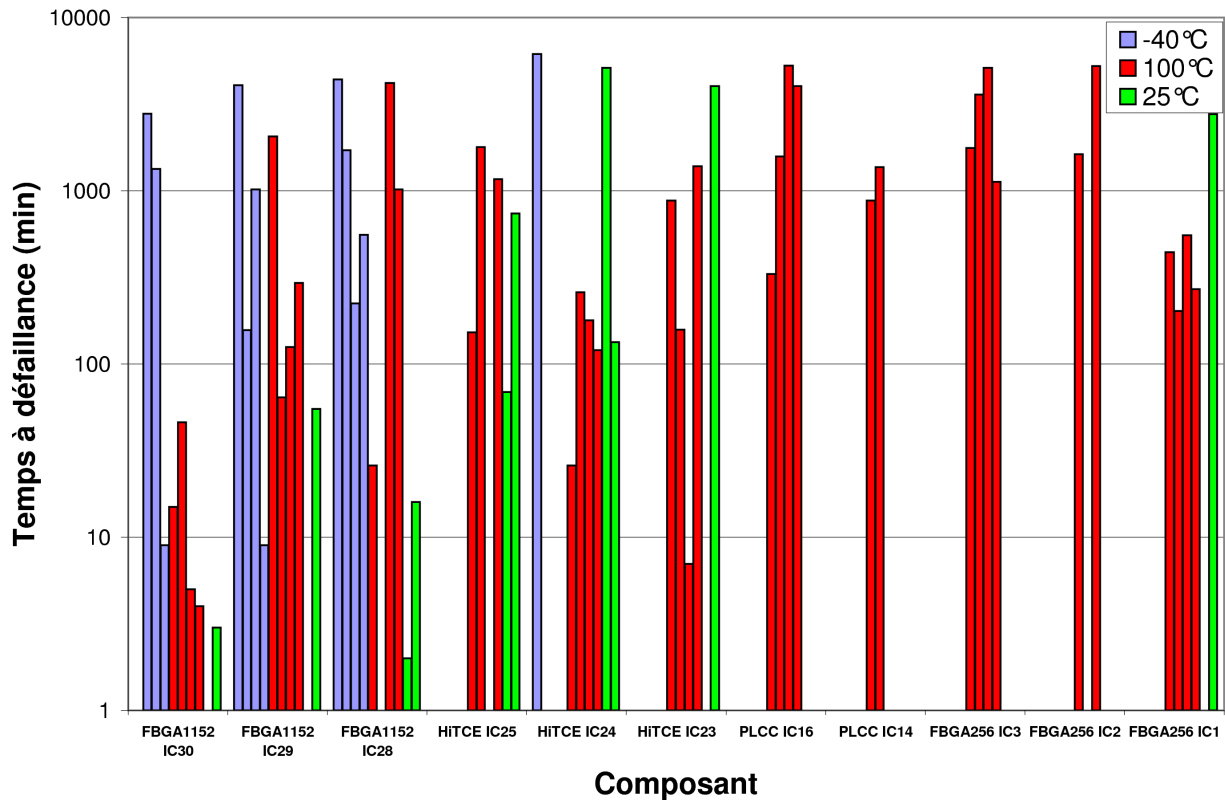


Figure 119 : Temps à défaillance des assemblages testés à 12 Grms en fonction de la température et des composants pour 95 heures de test

### 16.3 Synthèse des résultats des mesures en vibration

Les différentes mesures lors de l'analyse modale permettent donc de donner des réponses directes pour comparer la tenue en vibration de divers types de configurations de cartes électroniques (collage, épaisseur du circuit imprimé). Les résultats montrent clairement qu'à une température de 100°C, la durée de vie des assemblages diminue. L'endommagement viscoplastique ne doit pas être négligé en vibration même si les déplacements mesurés sur les cartes sont très faibles.

Les essais de robustesse ont permis d'identifier les technologies d'assemblages sensibles. Les composants de grandes dimensions ayant des boîtiers à raideur élevée (FBGA1152 et HITCE360) sont beaucoup plus sensibles que des composants à broches à boîtier plastique, plus souple (FBGA256, TQFP). Les broches des composants permettent aussi de limiter le niveau de contrainte dans les brasures car elles fléchissent et subissent une partie de la contrainte globale de l'assemblage. Les mesures mettent clairement en évidence la meilleure tenue des assemblages collés. Une plus grande épaisseur du circuit imprimé permet également une meilleure tenue des assemblages en vibration car les fréquences de résonance sont plus élevées.

La comparaison des alliages Sn-Pb et Sn-Ag-Cu ne montrent pas de différence notable. Le peu de résultats présenté semble montrer que l'alliage Sn-Ag-Cu résiste mieux aux sollicitations vibratoires. Les résultats en fatigue et en robustesse ne mettent pas en évidence l'impact de la finition de circuit imprimé (Ag, Sn ou NiAu) et des procédés d'assemblage

(convection et phase vapeur) même si les composés intermétalliques aux interfaces ne sont pas de même nature. La défaillance des assemblages électroniques en vibration est principalement guidée par la géométrie des brasures plutôt qu'au type d'alliage de brasage.

Les tendances en fatigue permettent de valider les conclusions des essais de robustesse quant à la sensibilité des technologies d'assemblage testées. Les points expérimentaux et la valeur de l'exposant IPC calculé permettent également d'évaluer la durée de vie des assemblages considérés dans un environnement opérationnel si la carte possède les mêmes caractéristiques que celle testée. Une comparaison avec d'autre type de carte mais pour des composants similaires peut aussi être menée en considérant les amplitudes de déplacement subies par le circuit imprimé aux coins des boîtiers.

## 17 Analyse des modes de ruptures des joints en vibration

Avant et après chaque essai, des analyses sont réalisées sur les assemblages. Ces analyses consistent à observer des coupes micrographiques des assemblages au microscope optique, à la binoculaire et au MEB. Les objectifs sont d'identifier les matériaux en présence, les potentiels défauts des joints et les modes de rupture (ou mécanismes de défaillance) des brasures de chaque type d'assemblage après les essais. En vibration, des fissures sont observées à différentes interfaces au sein des joints brasés. Il apparaît d'autres mécanismes tels que la rupture des pistes en cuivre ou la rupture des boîtiers dans certains cas.

Dans cette partie, les modes de rupture des brasures sont illustrés. Pour certains composants, les modes de ruptures des alliages Sn-Pb et Sn-Ag-Cu sont comparés. Les composants analysés sont issus des essais de robustesse ou des essais de fatigue. Un des objectifs de ces projets est de comparer, par leurs mécanismes de défaillance, la tenue en vibration des deux types d'alliages.

Dans cette partie, seuls quatre types de composant sont présentés parmi tous les composants analysés. Une synthèse schématique des modes de rupture de tous les composants observés est présentée en Annexe 11.

### 17.1 Etude du composant FBGA1152

#### 17.1.1 Présentation du boîtier

La Figure 120 présente une vue d'ensemble du composant assemblé.

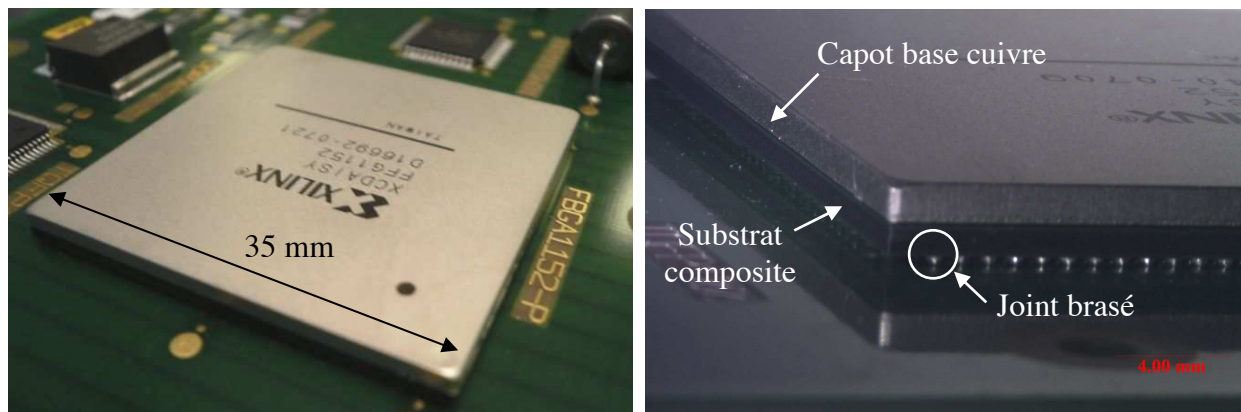


Figure 120 : Vue d'ensemble d'un composant FBGA1152 assemblé

Ce boîtier est muni de 1152 billes de brasure permettant d'utiliser des technologies silicium (puce fonctionnelle) à haute densité d'intégration. Le capot en base cuivre permet une meilleure dissipation thermique de la puce située en dessous. Ses dimensions élevées en font un assemblage très sensible en vibration (sensibilité à la courbure du circuit imprimé).

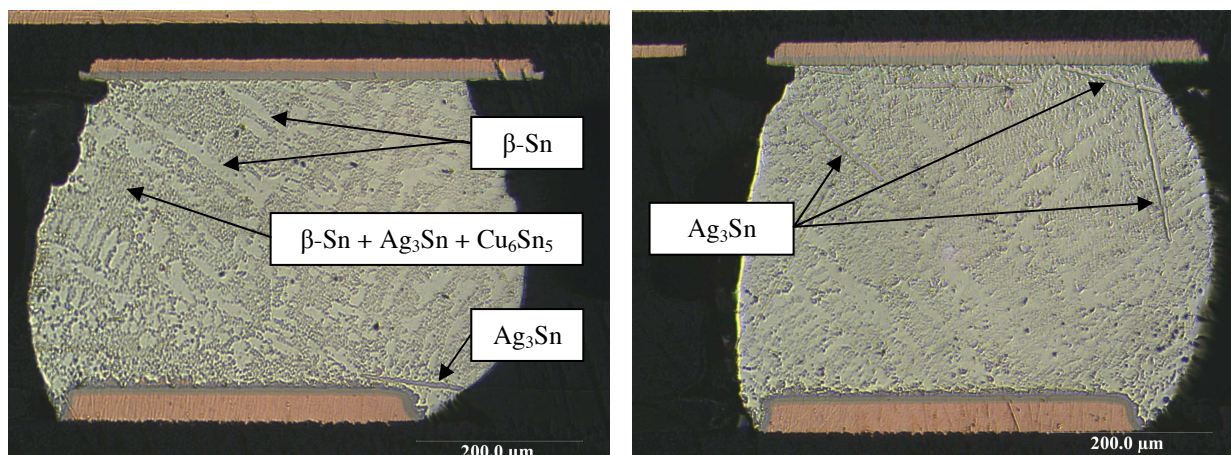


### 17.1.2 Analyse de la microstructure des joints après assemblage

Des analyses de coupes micrographiques sont tout d'abord menées avant les essais. Certaines cartes de test sont dédiées aux analyses initiales. Chaque composant est également analysé avant l'assemblage pour identifier les matériaux de brasure et des différentes finitions (finition de broche, interface substrat/brasure et microstructure des joints). Seules les analyses après assemblage et après les essais sont présentées.

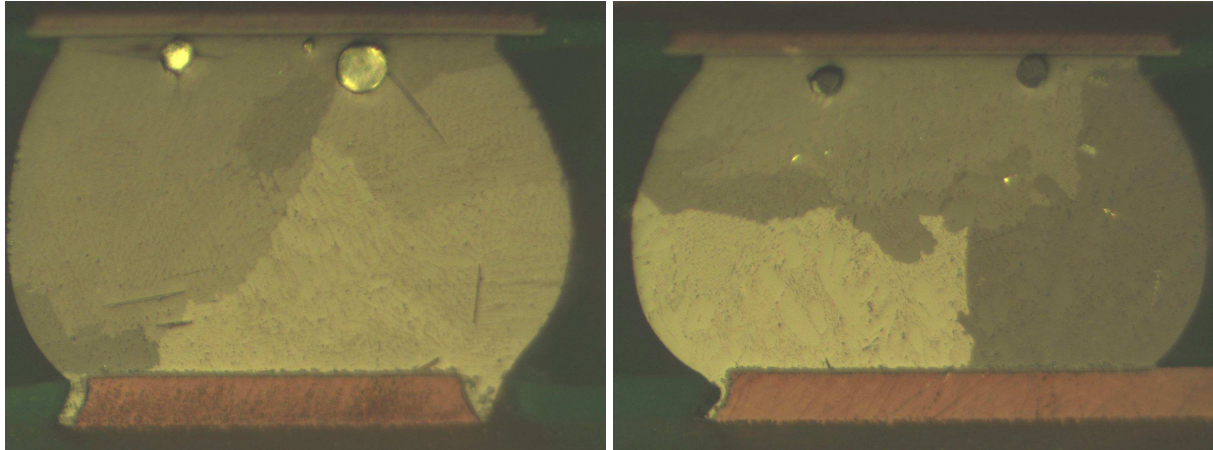
La Figure 121 présente certains joints brasés après assemblage. Ces joints possèdent une microstructure typique de l'alliage Sn-Ag-Cu étudié :

- dendrite d'étain orienté dans différentes directions privilégiées,
- zones proches de l'eutectique ( $\beta$  - Sn +  $\text{Ag}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ) entre les dendrites d'étain,
- composés intermétalliques  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$  à l'interface brasure/circuit imprimé pour une finition de circuit imprimé de type ENIG (épaisseur de 2 à 3  $\mu\text{m}$ ),
- composés intermétalliques  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$  à l'interface substrat/brasure pour ce type de composant (épaisseur de 2 à 3  $\mu\text{m}$ ),
- composés intermétalliques  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  sous forme de plaques minces (vue en forme d'aiguille),
- cavités (non présentes sur la Figure 121).



**Figure 121 : Photos optiques des deux joints (billes) d'un assemblage FBGA1152 après assemblage (finition ENIG) - (a) identification spatiale des dendrites d'étain - (b) localisation de composés intermétalliques  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  en forme de plaque minces**

La forme sphérique de ce type de joints n'est pas régulière à cause d'une température non homogène pendant le procédé d'assemblage et aux variations de volumes de bille pré brasées sur le boîtier avant assemblage. La microstructure des joints varie aussi selon la localisation du joint sous le composant. La Figure 122 présente des photos optiques en lumière polarisée de joints brasés. Celles-ci mettent en évidence différentes orientations cristallines dans le plan de coupe observé. Certains joints ne présentent qu'une seule et même orientation cristalline dans le plan de coupe.



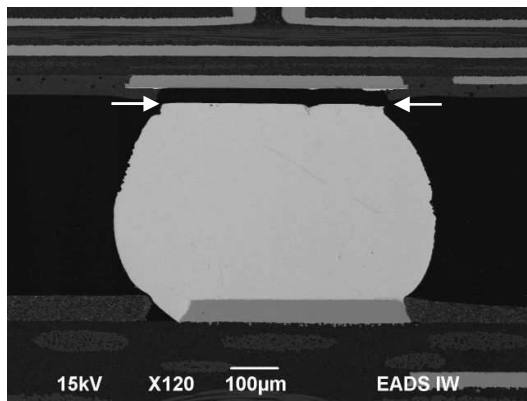
**Figure 122 : Photo optique en lumière polarisée mettant en évidence différentes orientations cristallines des cellules au sein d'un même joint brasé (alliage Sn-Ag-Cu sur finition ENIG)**

### 17.1.3 Analyse des modes de rupture des joints en vibration

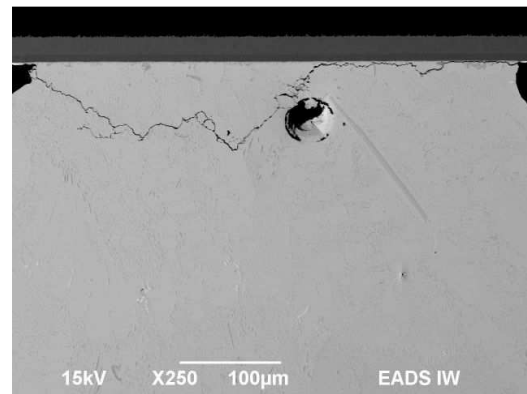
Après les essais de vibration des analyses similaires sont menées. La Figure 123 présente des clichés MEB montrant clairement les différents modes de rupture de ce type de brasure. Ces modes de ruptures sont identifiés après les essais de robustesse et ne sont pas tous représentatifs d'une défaillance de fatigue de l'assemblage. Les temps à défaillance présentés précédemment montrent clairement que certains composants subissent des contraintes mécaniques très élevées dès le début de l'essai car leur temps à défaillances est très court, quelques minutes pour certains.

Les joints critiques sont les joints localisés aux quatre coins du boîtier. Le principal mode de rupture des brasures est difficile à mettre en évidence étant donné que les composants subissent les sollicitations vibratoires après leur défaillance électrique. Les composants étant plus ou moins sensibles, les cartes de test sont sollicitées jusqu'à la défaillance d'une majeure partie des composants. Pour identifier le mode de défaillance principal parmi les modes présentés en Figure 123, il faut réaliser la coupe micrographique dès l'apparition du premier événement électrique. Il est donc nécessaire de concevoir des cartes de test munies d'un seul composant assemblé dédiées aux essais de vibration. Dans le cas des projets menés aux cours de la thèse les cartes étaient principalement dédiées aux essais thermomécaniques. Les analyses se focalisent sur les joints qui subissent les efforts les plus élevés, aux coins des boîtiers.

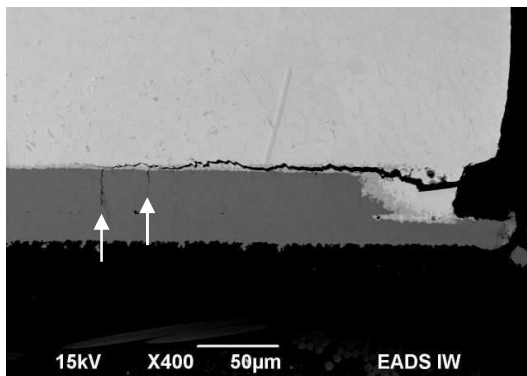
D'autres observations pertinentes sont mises en évidence. Dans le cas de ce composant, la Figure 124 présente une fissure qui se propage à l'interface substrat/brasure entre la brasure et la couche de  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  (phase 1) puis entre la couche de  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  et la couche de NiP (phase 2) et enfin dévie dans la brasure pour se propager le long d'une plaque de composés intermétalliques  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  (phase 3).



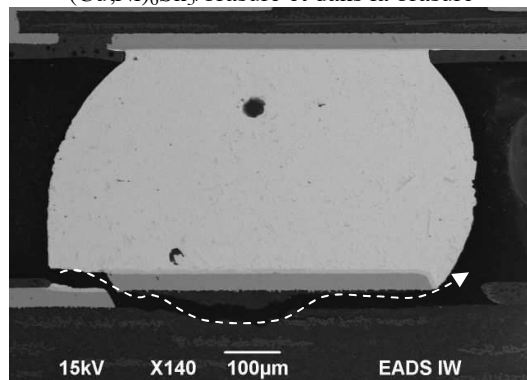
Fissure complète à l'interface substrat/brasure



Fissure complète qui se propage à l'interface  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ /brasure et dans la brasure



Fissure qui s'initie à la surface de la brasure, se propage le long de l'interface  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ /plage d'accueil puis dans le cuivre de plage



Fissure complète qui débute dans la brasure à l'interface brasure/plage d'accueil puis dans la plage d'accueil pour finir par se propager dans la résine du circuit imprimé

Figure 123 : Clichés MEB mettant en évidence divers modes de rupture des assemblages de type FBGA1152 en vibration après les essais de robustesse

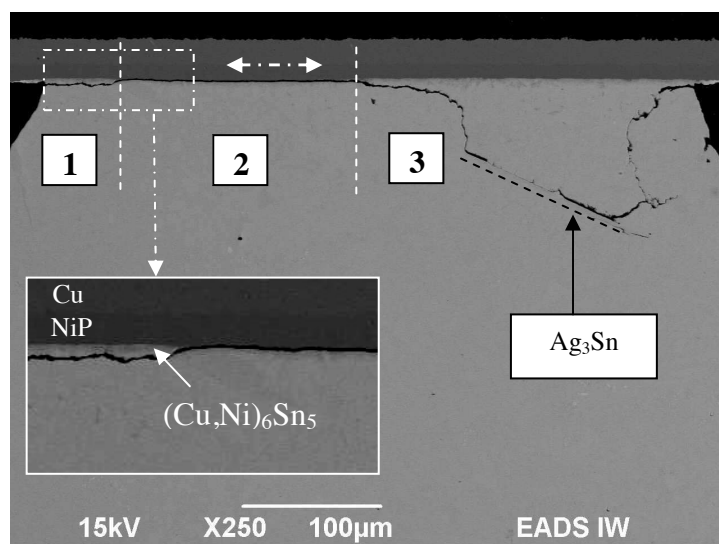
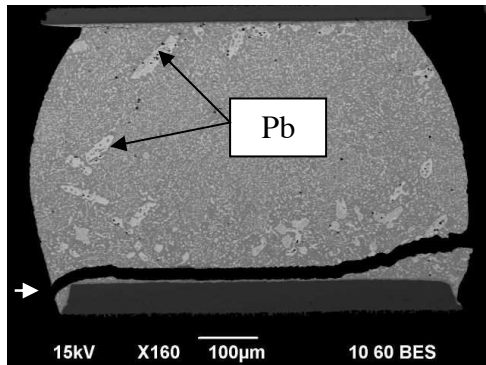


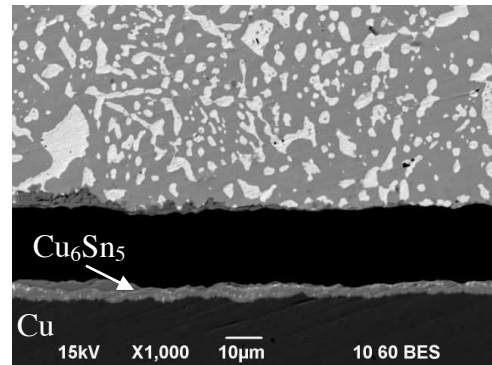
Figure 124 : Cliché MEB d'une fissure se propageant en plusieurs phases dans un joint brasé de composant FBGA1152

### 17.1.4 Comparaison avec les modes de rupture des assemblages Sn-Pb

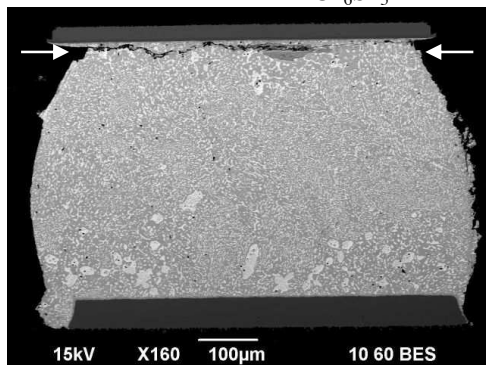
La Figure 125 présente des modes de rupture pour le même type de boîtier assemblé avec un alliage plombé. Le composant est extrait d'une carte de test de type B<sup>2</sup> testée en fatigue à 19 Grms pendant plus de 15 heures.



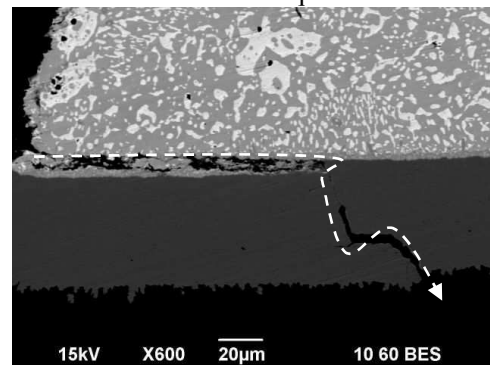
Fissure complète se propageant dans la brasure et à l'interface brasure/ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$



Zoom sur la rupture à l'interface brasure/composés intermétalliques



Fissure complète se propageant à l'interface substrat/brasure dans la brasure appauvrie, le long de la phase de composés intermétalliques  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$



Fissure complète s'initiant dans la brasure et se propageant dans la plage d'accueil en cuivre

**Figure 125 : Clichés MEB de différents modes de rupture des brasures plombées d'un composant FBGA1152 testé en fatigue – carte de test de type B<sup>1</sup>**

Les modes de rupture observés sont similaires à ceux observés pour l'alliage sans plomb étudié. La microstructure des brasures plombées est notablement différente. Elle présente des phases de plomb et de composés  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ . La quantité d'argent dans l'alliage Sn-Pb-Ag utilisé est trop faible pour observer la formation de composés  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ . Aux interfaces, on retrouve les composés présents dans les brasures sans plomb dont la nature varie selon la finition de circuit imprimé ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ou  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ ).



## 17.2 Etude du composant HITCE360

### 17.2.1 Présentation du boîtier

La Figure 126 présente une vue d'ensemble du boîtier de type HITCE360 assemblé.

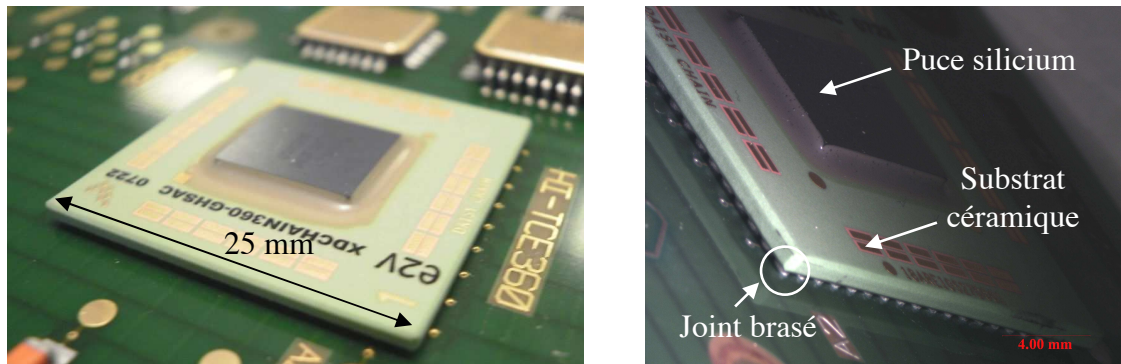


Figure 126 : Vues d'ensemble du composant de type HITCE360 assemblé

Ce composant a la particularité d'être constitué d'un substrat en céramique possédant un coefficient de dilatation thermique élevé (autour de 10 ppm/K) par rapport aux matériaux céramique couramment utilisés pour les substrats de composant (autour de 5 ppm/K). Le boîtier possède 360 billes de brasures et ne possède pas de capot, la puce est uniquement collée sur le substrat.

### 17.2.2 Analyse de la microstructure des joints après assemblage

La Figure 127 présente une photo optique d'une bille de brasure après assemblage ainsi qu'une photo en lumière polarisée d'une autre bille. Les dendrites d'étain sont mises en évidence ainsi que leurs orientations diverses. La photo en lumière polarisée montre que différentes orientations cristallines coexistent dans le plan de coupe. L'orientation cristalline est différente autour des cavités (cf. Figure 127- zone 3). Là aussi certaines billes ne présentent qu'une seule et même orientation cristalline dans le plan de coupe observé.

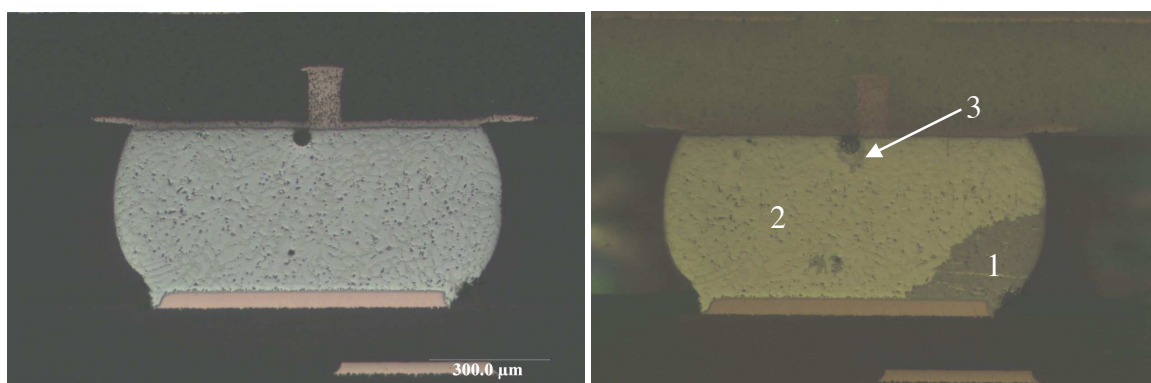


Figure 127 : Photos optiques et photo en lumière polarisée d'une bille de brasure d'un composant de type HITCE360 assemblé sur une finition de type ENIG (alliage SAC)

La microstructure présente également des phases de composés intermétalliques dans la brasure et aux interfaces. La Figure 128 présente un cliché MEB de la brasure mettant en évidence les diverses phases de la microstructure.

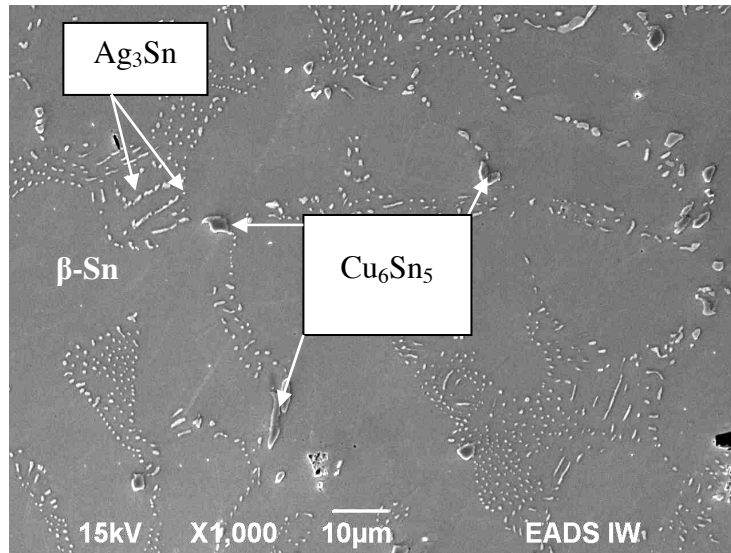
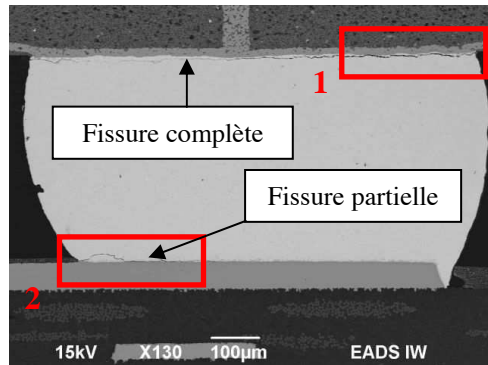


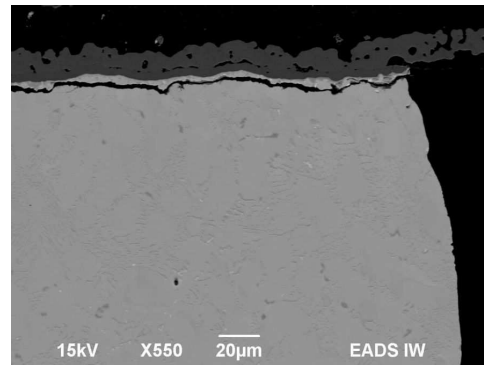
Figure 128 : Cliché MEB de la microstructure d'une brasure de composant HITCE (Sn-Ag-Cu)

### 17.2.3 Analyse des modes de rupture des joints en vibration

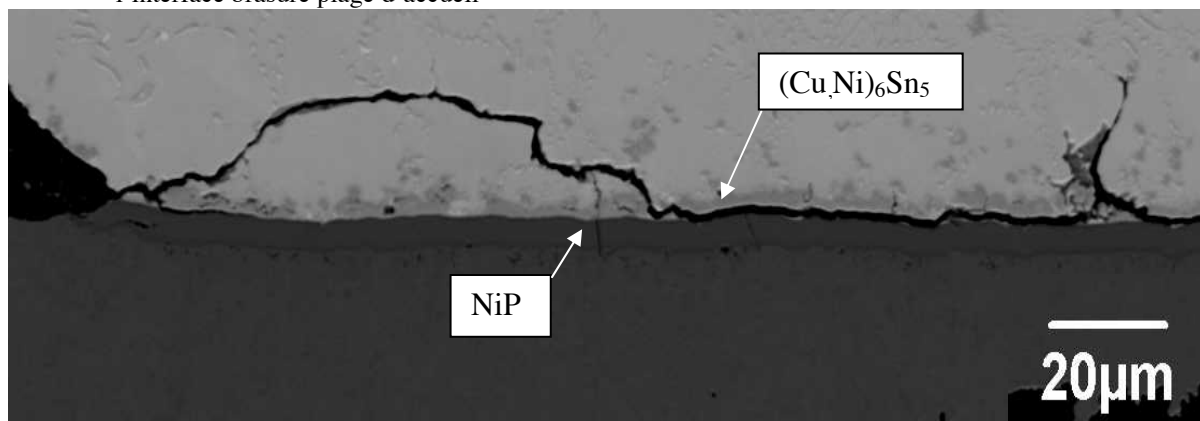
La Figure 129 présente un exemple de mode de rupture des interconnexions, observé après les essais de fatigue. L'analyse se concentre sur les billes de coins, qui sont les plus sollicitées mécaniquement lors de la flexion du circuit imprimé. Ces joints sont les premiers à rompre.



Vue d'ensemble d'une bille totalement fissurée à l'interface substrat/brasure et partiellement fissurée à l'interface brasure/plage d'accueil



Zoom sur la zone 1 - fissure complète dans la brasure le long de l'interface brasure/  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$



Zoom sur la zone 2 – fissure se propageant dans la brasure et à l'interface  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5/\text{NiP}$

**Figure 129 : Exemple de modes de rupture d'une bille de brasure dans le cas d'un composant HITCE360 – carte de test de type B<sup>2</sup>**

Les fissures sont localisées, comme pour la plupart des brasures de forme sphérique, dans les zones de concentrations de contraintes, aux interfaces (sections les plus petites). Elles se propagent le long de l'interface brasure/  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  où dans la brasure. La direction de propagation des fissures ne montre pas de mode de sollicitation privilégié. La propagation est en majeure partie guidée par les zones situées aux interfaces et les phases de composés intermétalliques. Dans ces zones, l'étain est appauvri après diffusion avec le cuivre pour former les composés intermétalliques  $\text{CuSn}$  lors de l'assemblage.

### 17.2.4 Mode de rupture des assemblages de type Sn-Pb

Les composants HITCE360 à brasure plombée présentent une géométrie de brasure différente. Une bille d'alliage Pb-10Sn est brasée aux deux interfaces via une brasure Sn37Pb. La

brasure de la bille sur le substrat est réalisée par le fabricant de composant. La Figure 130 présente une brasure fissurée après essai. La fissure est localisée à l'interface brasure/ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ , zone la plus contrainte. La brasure Sn-37Pb présente des phases riches en plomb dans une matrice d'étain. La fissure se propage de la surface de la brasure jusqu'à l'interface brasure/ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  à travers la matrice d'étain et les phases riches en Pb. Aucun chemin préférentiel entre les phases n'est observé au sein de la brasure Sn-37Pb.

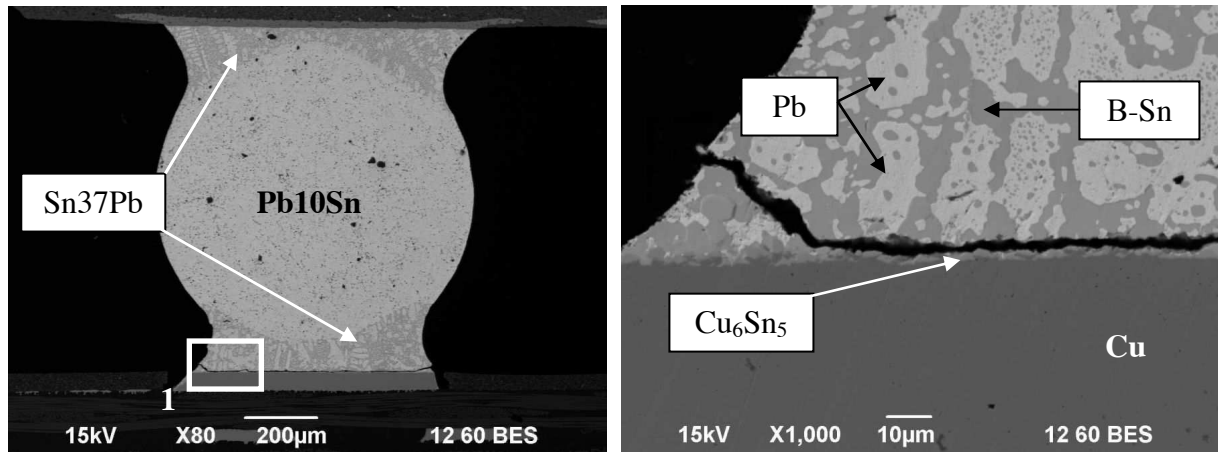


Figure 130 : Clichés MEB d'une bille de brasure d'alliage Sn-Pb (mixe) fissurée après un essai de fatigue – carte de test de type B<sup>1</sup>

Le changement d'alliage de brasure induit des changements technologiques pour certains assemblages. Pour ce composant, deux alliages de type Sn-Pb et Pb-Sn sont utilisés dans le cas plombé alors qu'un seul alliage est utilisé dans le cas sans plomb. La géométrie de brasure est fortement affectée mais les modes de rupture restent similaires (fissuration aux interfaces). Il existe également une version mixte avec des billes d'alliage Pb-90Sn brasées sur le substrat avec un alliage Sn-37Pb et sur les plages d'accueil du circuit imprimé avec un alliage Sn-Ag-Cu. Dans ce troisième cas, la géométrie des joints ressemble à la géométrie des joints plombés présentés sur la Figure 130. La bille dure en Pb-10Sn n'est pas totalement mixée lors de la refusion des alliages, car son point de fusion est plus élevé (température de fusion supérieur à 300 °C).

### 17.3 Etude du composant PLCC

Pour l'étude du boîtier PLCC, les observations s'appuient sur les analyses de défaillance réalisées sur la carte de test de type B<sup>1,2</sup> mais également sur des cartes de type A. Ces cartes ont la particularité d'utiliser des assemblages à brasure sans plomb avec des composants à finition de broche plombée. Ce type d'assemblage est étudié dans le cas du passage progressif aux technologies sans plomb. Il est nécessaire de connaître la tenue en vibration de composant pouvant être issus de stocks stratégiques, mais brasés avec les nouveaux procédés sans plomb mis en place.



### 17.3.1 Présentation du boîtier

Ce composant a la particularité de présenter des broches en forme de « J ». La brasure présente un ménisque important où sont concentrées les contraintes en vibration dues à la flexion du circuit imprimé et du boîtier. Les broches fléchissent et des fissures naissent en surface du ménisque, localisation des concentrations de contrainte. La Figure 131 présente une vue d'ensemble du composant assemblé.

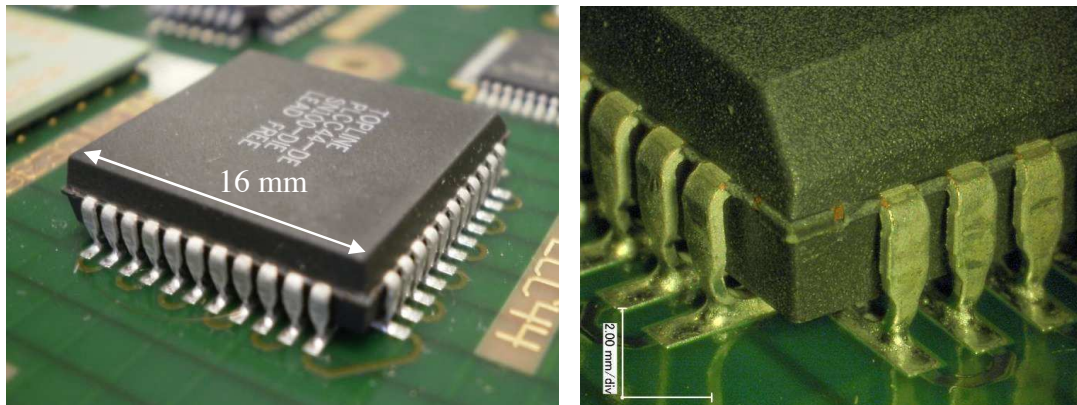


Figure 131 : Photos d'un composant de type PLCC44 assemblé

### 17.3.2 Analyse de la microstructure des joints après assemblage

La Figure 132 présente un cliché MEB donnant la forme générale d'une brasure ainsi qu'une photo optique en lumière polarisée d'une seconde brasure mettant en évidence deux orientations cristallines.

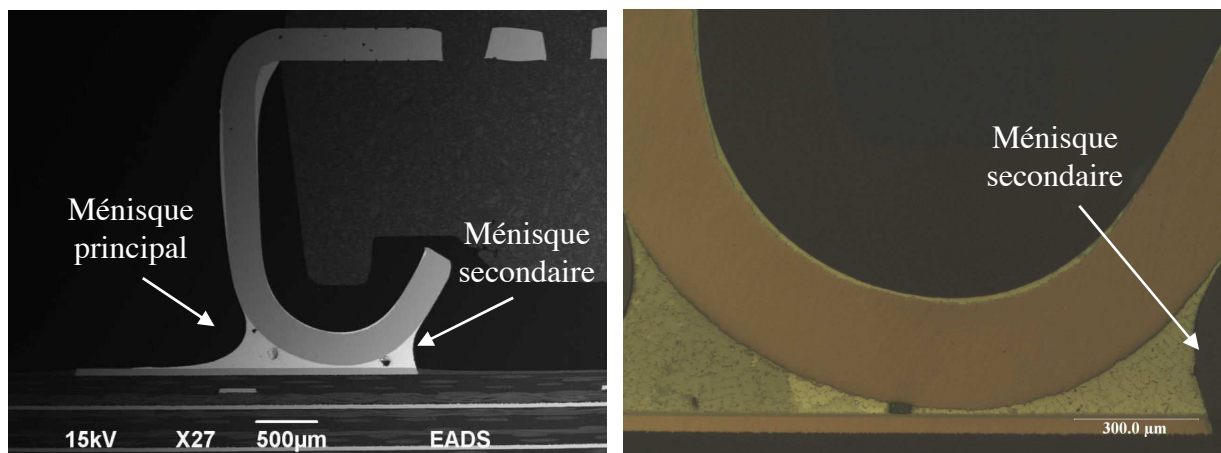


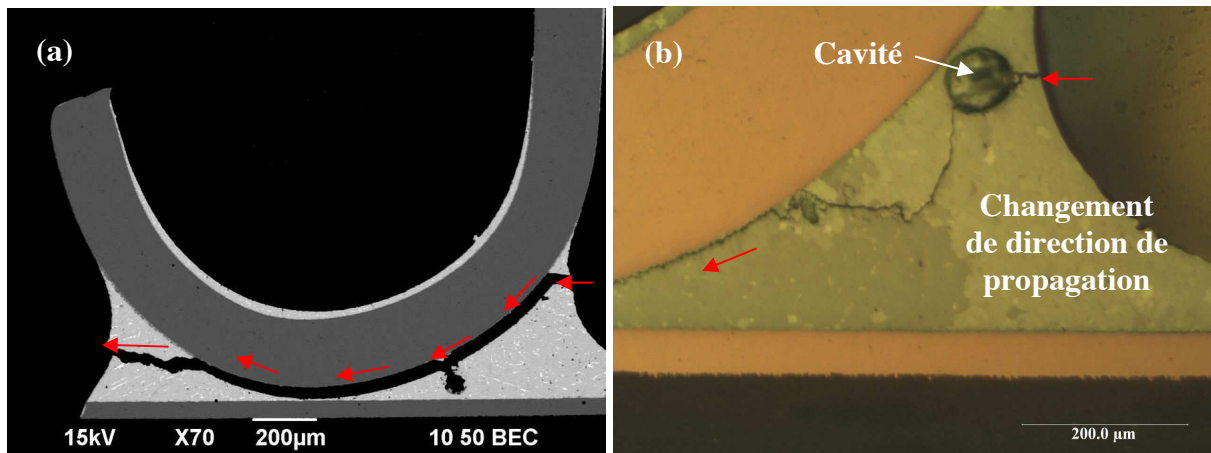
Figure 132 : Brasures Sn-Ag-Cu d'un composant PLCC vue en coupe– (a) cliché MEB d'une vue d'ensemble de la broche et de la brasure– (b) photo optique en lumière polarisée d'une brasure

Les brasures présentent également des composés intermétalliques aux interfaces ainsi que des cavités. Ce type d'assemblage permet de transférer les déformations dues à la flexion du circuit imprimé dans le haut des broches. Le boîtier mesure 16 mm de côté. La courbure du

circuit imprimé affecte donc les contraintes dans la brasure par l'intermédiaire des broches. Les brasures critiques aux coins du boîtier, sont majoritairement sollicitées en cisaillement lors de la flexion du circuit imprimé. Les broches fléchissent au niveau du boîtier, limitant ainsi les concentrations de contraintes au ménisque principal.

### 17.3.3 Analyse des modes de rupture en vibration (Sn-Ag-Cu et Sn-Pb)

La Figure 133 présente le mode de rupture de ce type de brasure en vibration. Un cliché MEB d'une rupture totale est présenté ainsi qu'une photo optique en lumière polarisée d'une fissure partielle.



**Figure 133 : Mode de rupture des brasures d'assemblage PLCC – (a) cliché MEB d'une rupture totale de la brasure (assemblage Sn-Ag-Cu et finition de broche Sn-Pb) – (b) photo optique polarisée d'une brasure présentant une fissure partielle (assemblage Sn-Ag-Cu et finition de broche Sn)**

La Figure 133-a montre que la fissure s'amorce à la surface du ménisque et se propage rapidement vers l'interface broche/brasure. La propagation se fait à l'interface  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ /brasure jusqu'à finir par se propager dans la brasure à l'autre extrémité. Les fissures se propagent également à l'interface broche/ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  dans certains cas (cf. Figure 134-b). La propagation finale dans la brasure est orientée par la direction de cisaillement et ne longe plus l'interface. Sur la Figure 133-b, une fissure partielle est observée. Celle-ci s'amorce à la surface du ménisque, se propage via une cavité et change de direction de propagation lorsque elle rencontre une orientation cristalline différente. La fissure finit par rejoindre l'interface  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ /brasure et continue à se propager le long de celle-ci. Lors des essais de vibration, ce type de composant a tendance à être éjecté de la carte car toutes ses brasures se sont rompues. Des analyses de faciès de rupture peuvent donc être réalisées. La Figure 134 présente des clichés MEB de faciès de rupture des brasures.

Différentes zones sont observées sur les faciès. Ces zones correspondent aux différentes phases de la fissuration (cf. Figure 134-a). La fissure se propage tout d'abord en zone 1 dans la brasure puis en zone 2 à l'interface broche/ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ . La zone 1 présente de petits grains, faciès de rupture typique des composés intermétalliques  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  (cf. Figure 135-b). La zone 2 met en évidence une rupture plus ductile dans l'alliage de brasure avec des cupules beaucoup plus grosses (cf. Figure 135-a).

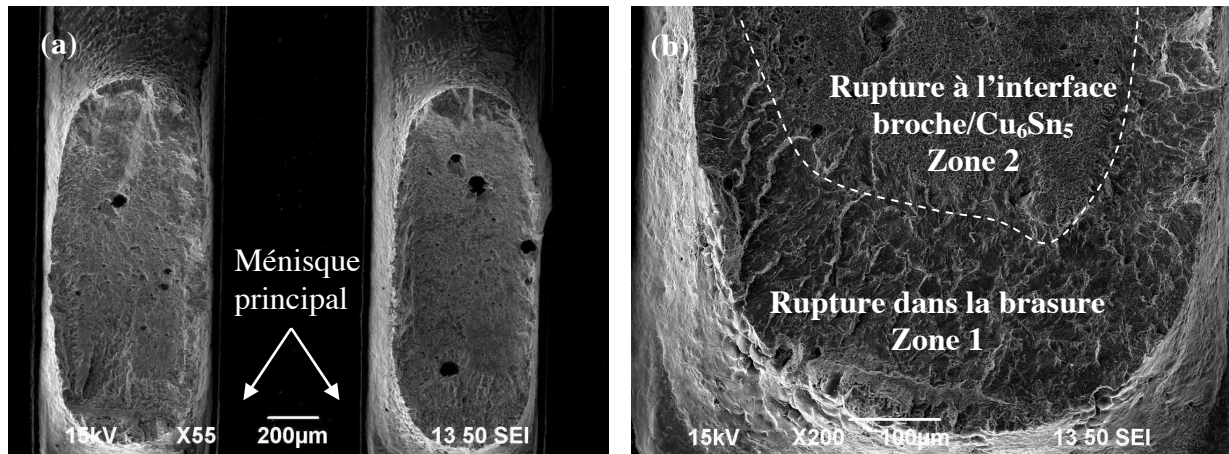


Figure 134 : Clichés MEB de faciès de rupture de brasures de composant PLCC Sn-Ag-Cu avec une finition de broche Sn-Pb-(a) vue d'ensemble de faciès pour deux brasures - (b) vue du faciès de rupture coté ménisque d'une brasure

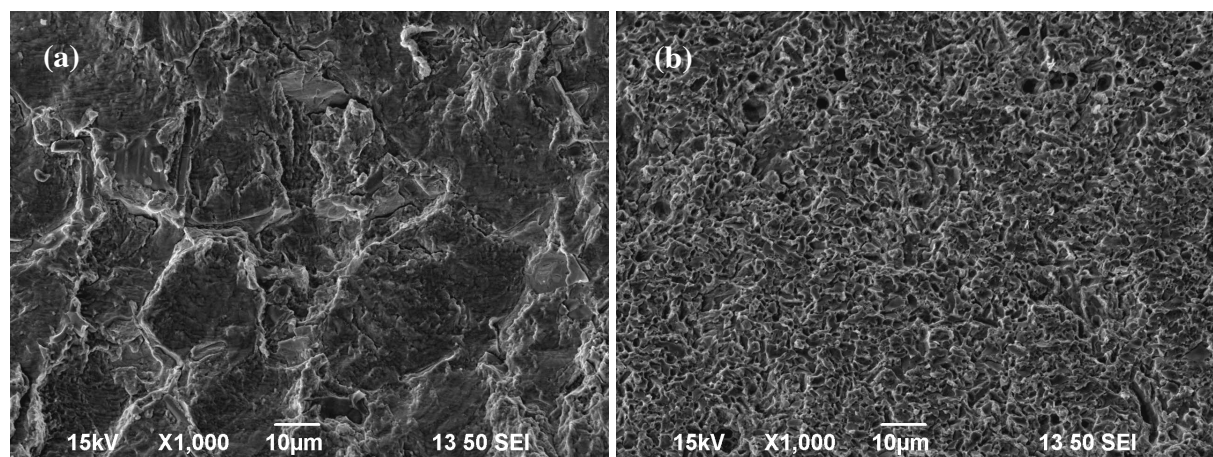


Figure 135 : Clichés MEB de faciès de rupture de brasures PLCC - (a) faciès en zone 1 dans la brasure - (b) faciès en zone 2 à l'interface broche/Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>

## 17.4 Etude de composant TQFP100

Ce type de boîtier est représentatif de nombreux composants qui possèdent la même forme de broche et donc la même géométrie de brasure. Les broches peuvent être plus ou moins hautes et les boîtiers de dimensions diverses.

### 17.4.1 Présentation du boîtier

L'intérêt de l'étude de ce boîtier réside dans la forme de ses broches qui est très courante. La brasure présente un ménisque où sont concentrées les contraintes lors d'une sollicitation en flexion du circuit imprimé. Une vue d'ensemble est présentée sur la Figure 136.

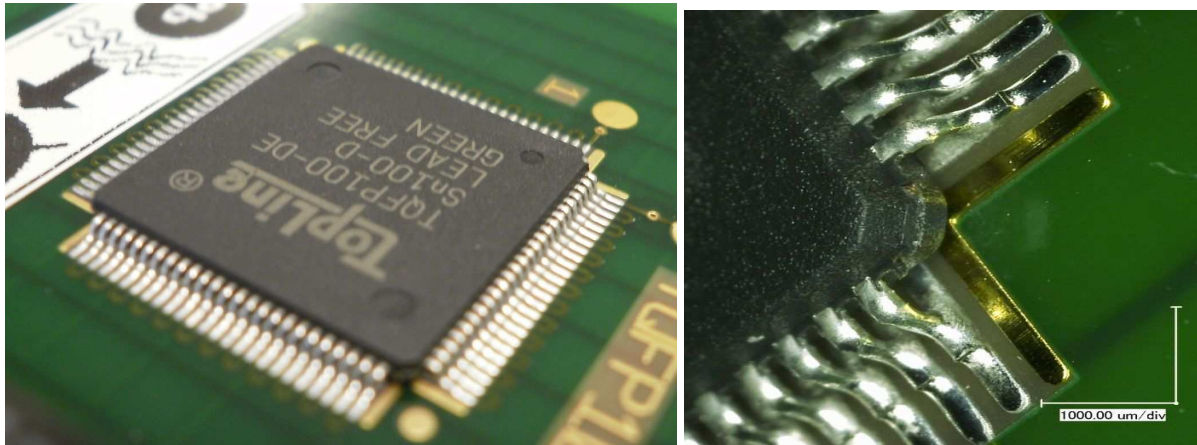


Figure 136 : Vue d'ensemble du composant TQFP100 assemblé

Le boîtier est en plastique avec un pourcentage important de charges en silice (environ 80 à 90 % de charge). Ce type de boîtier est plus souple que des boîtiers à capot métallique (FBGA1152) ou à substrat céramique (HITCE360). Ses plus faibles dimensions et sa souplesse lui donne une plus grande résistance aux sollicitations vibratoires. Les broches en cuivre apportent également une souplesse qui réduit les contraintes dans les brasures lors de la flexion du circuit imprimé.

#### 17.4.2 Analyse de la microstructure des joints après assemblage

La Figure 137 présente des vues en coupe de brasures de composants TQFP100. Les brasures présentent une microstructure typique de l'alliage Sn-Ag-Cu utilisé, avec des composés intermétalliques aux interfaces et dans la brasure. Les composés intermétalliques  $Ag_3Sn$  sont beaucoup moins présents que dans les billes de brasures présentées précédemment. Ils se présentent sous la forme de petits nodules et non de plaques minces. La vitesse de refroidissement lors de l'assemblage dans ce type de joint est plus rapide que dans un joint de type bille, plus volumineux. La croissance des composés intermétalliques est donc plus faible.

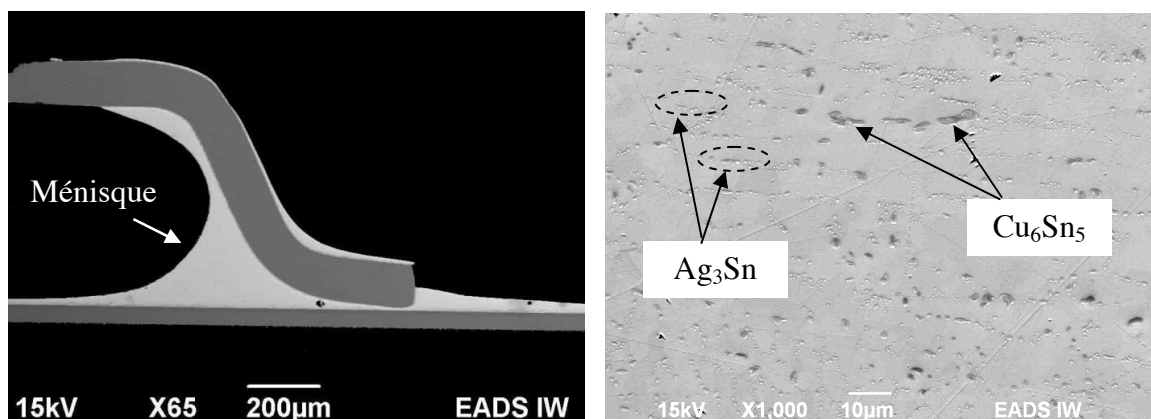
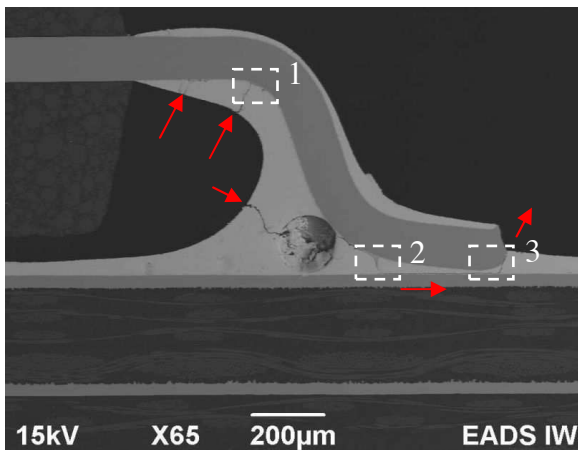


Figure 137 : Brasure (Sn-Ag-Cu) d'un composant TQFP100 - (a) cliché MEB de la microstructure - (b) cliché MEB d'une vue d'ensemble de la brasure

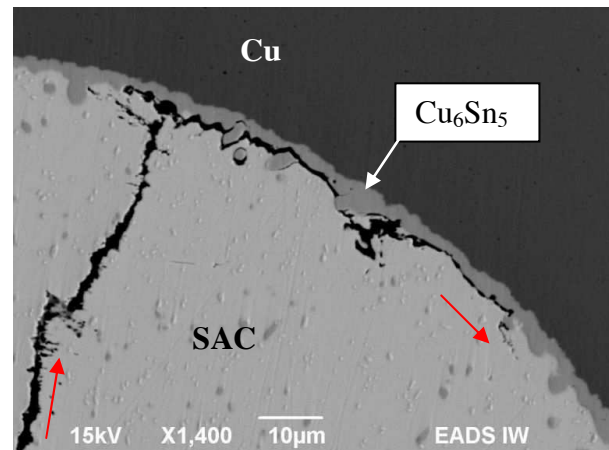


### 17.4.3 Analyse des modes de rupture en vibration

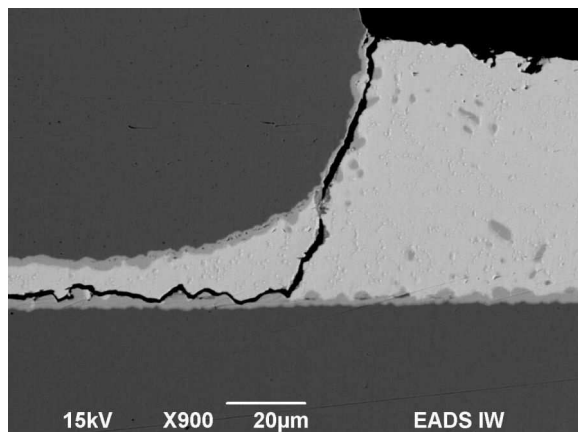
La Figure 138 présente un mode de rupture de ce type de brasure. Les fissures s'initient très souvent dans le ménisque, dans les zones de fortes concentrations de contraintes. La propagation des fissures est ensuite guidée par différentes caractéristiques telles que les cavités et les interfaces composés intermétalliques/brasure.



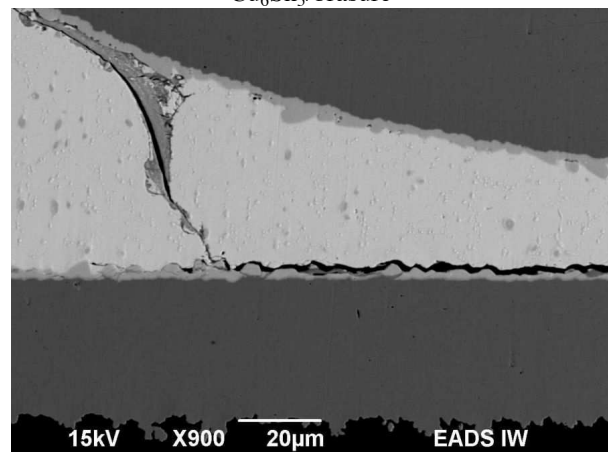
Vue d'ensemble de la brasure totalement fissurée



Zoom de la zone 1 - fissure partielle en haut de la broche qui s'initie en haut du ménisque et se propage à l'interface  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ /brasure



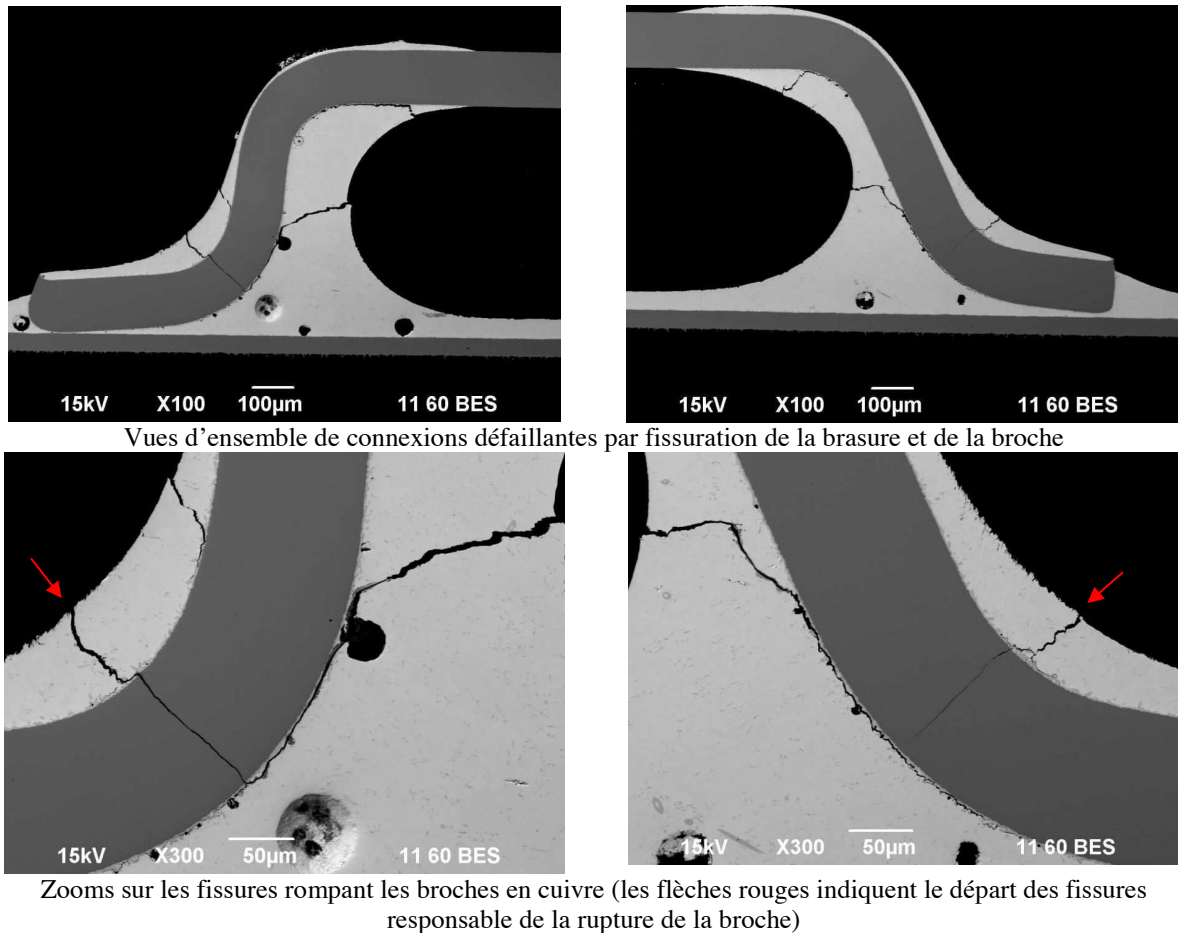
Zoom de la zone 2 - changement d'orientation de la propagation entre l'interface broche/brasure et brasure/plaque d'accueil



Zoom de la zone 3 - changement d'interface de propagation et fin de propagation

**Figure 138 : Cliché MEB d'une brasure (Sn-Ag-Cu) de composant TQFP100 mettant en évidence un mode de rupture possible et les différentes phases de propagation des fissures**

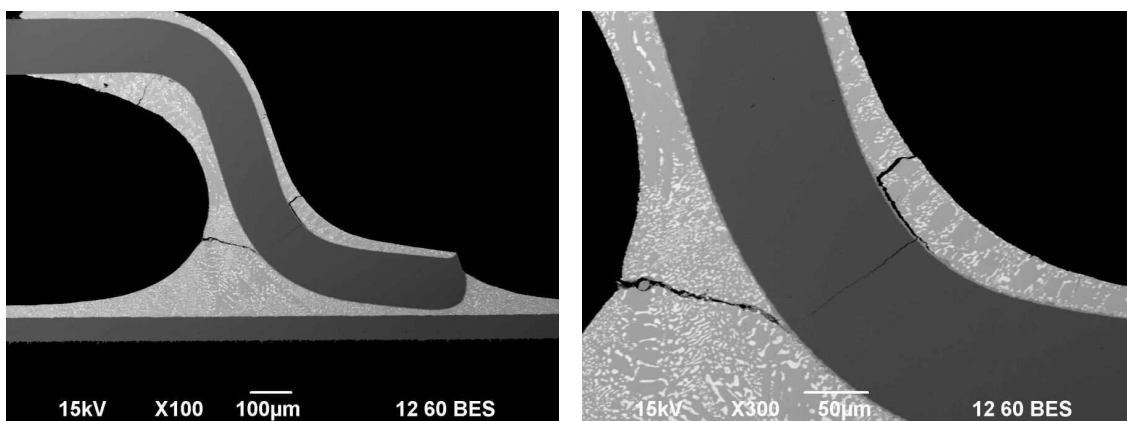
Un autre mode de rupture des connexions est également observé et illustré par des clichés MEB de la Figure 139. Dans ce cas, les fissures s'initient également à la surface du ménisque, rejoignent l'interface  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ /brasure au niveau de la broche et dévient perpendiculairement à la direction de propagation pour fissurer totalement la broche en cuivre. Il est clair que les fissures s'amorcent à la surface du ménisque ou de la face avant de la brasure, où les concentrations de contraintes sont les plus fortes. Ensuite, elles peuvent venir de part et d'autre fissurer la broche.



**Figure 139 : Cliché MEB d'une brasure (Sn-Ag-Cu) de composant TQFP100 mettant en évidence un autre mode de rupture possible ou la fissure se propage directement dans la broche en cuivre**

#### 17.4.4 Mode de rupture des assemblages Sn-Pb

Dans le cas des assemblages plombés de composant TQFP100, de même que pour les composants PLCC44, la géométrie de la brasure est la caractéristique qui domine le mode de rupture. Le mode de rupture observé dans le cas des assemblages à brasure plombée est illustré par les clichés MEB de la Figure 140.



**Figure 140 : Clichés MEB du mode de rupture d'un assemblage de type TQFP avec un alliage Sn-Pb**

Ce mode de rupture se retrouve également dans le cas des assemblages sans plomb (cf. Figure 139).

### **17.5 Synthèse des analyses de défaillance après vibration**

La microstructure des joints Sn-Ag-Cu révèle de nombreuses interfaces et composés intermétalliques à base d'étain sous différentes formes. Les couches de composés  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ou  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$  réalisent la liaison mécanique forte de la brasure, aux interfaces substrat/brasure et brasure/plage d'accueil. Ces couches de 2 à 3  $\mu\text{m}$  d'épaisseur, apparaissent néanmoins comme des interfaces privilégiées pour la propagation des fissures. Les analyses des modes de rupture des joints en vibration, mettent clairement en évidence une fissuration qui se propage majoritairement le long des couches de composés intermétalliques, à travers la brasure qui est appauvrie en étain. Ces fissures s'amorcent en surface de la brasure, où de nombreux reliefs permettent les concentrations de contraintes locales. Chaque forme de brasure possède ses sites d'initiation privilégiés tels que le ménisque pour les composants à broches en « J » ou les plus faibles sections des joints pour les composants à billes. Les composés d' $\text{Ag}_3\text{Sn}$  en forme de plaques minces et les cavités formées par le dégazage des flux de brasage lors de l'assemblage, peuvent contribuer à l'orientation de la propagation des fissures en créant des concentrations de contraintes locales au sein de la brasure. Les différentes orientations cristallines semblent également impacter la propagation des fissures mais l'observation n'est pas générale. Les joints ne présentent souvent qu'une seule et même orientation cristalline dans le plan d'observation.

Les analyses de faciès de rupture montrent que différentes phases de propagation existent. La taille des cellules observées révèle une fissuration dans la brasure et dans les composés intermétalliques. Des faciès similaires sont observés en fatigue oligocyclique sur les éprouvettes de torsion, présentés au chapitre 2.

La géométrie des joints est le facteur qui domine les sites d'initiations de fissures. La propagation se fait ensuite aux interfaces des phases à propriétés mécaniques différentes comme la matrice d'étain située le long des composés intermétalliques.

## 18 Conclusion

L'étude de la fatigue des assemblages en vibration nécessite la compréhension du phénomène vibratoire des cartes et des circuits imprimés. L'identification de l'ordre de grandeur du module d'élasticité en flexion dynamique d'un circuit imprimé (entre 19 et 25 GPa) donne les propriétés élastiques des multicouches utilisées en électronique. Ces valeurs identifiées expérimentalement permettent de modéliser le comportement des cartes en vibration par calculs éléments finis. Une étude est présentée dans le chapitre suivant. La caractérisation expérimentale du module d'élasticité du circuit se révèle plus aisée que le calcul des propriétés équivalentes à partir des propriétés des différents matériaux constituant le circuit ; résine époxyde, fibre de verre, cuivre électro déposé). La complexité de l'empilement ; piste d'interconnexions, vias, couches de composites non homogène, ne permet pas d'obtenir de façon efficace des ordres de grandeur par calcul.

Le comportement dynamique de plusieurs configurations de cartes de test a été identifié par des mesures de réponses fréquentielles sous une sollicitation harmonique balayée. L'épaisseur du circuit imprimé, le collage des composants et la température affecte considérablement le comportement des cartes de test. Une plus grande épaisseur de circuits imprimés accroît les fréquences de résonance de la carte. La fatigue des assemblages est réduite, car les déplacements du circuit imprimé sont diminués. Le collage des composants limite notablement la fatigue des assemblages. Cette technique modifie le comportement dynamique des cartes et limite les contraintes des joints critiques situés aux coins des boîtiers.

L'analyse des modes de ruptures des assemblages a montré que les zones proches des composés intermétalliques ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  et  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ ) sont des sites privilégiés pour la propagation des fissures. Les composés intermétalliques  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  et les cavités peuvent également détourner la propagation de fissure en créant des concentrations de contraintes locales. Des modes de rupture très similaires sont observés pour les brasures d'alliage SAC et Sn-Pb. La géométrie des joints est le facteur dominant des modes de rupture. Les alliages SAC possèdent néanmoins une microstructure plus complexe que celle des alliages Sn-Pb. Le module d'élasticité de l'alliage SAC305 a une valeur supérieure à l'alliage Sn-37Pb de plus de 20 GPa. La présence de composés intermétalliques au sein de la brasure accroît la dispersion des mesures de temps à défaillance. De plus, lors du refroidissement des alliages SAC lors de l'assemblage, des retassures se forment en surface et engendrent des concentrations de contraintes locales qui influencent l'amorçage des fissures. Les alliages sans plomb présentent donc de nombreuses particularités de microstructure absentes dans le cas des alliages Sn-Pb. Ces particularités rendent l'étude de la fatigue des joints sans plomb plus difficile car la dispersion des mesures est plus élevée.

Les résultats des essais de robustesse montrent que les composants de grandes dimensions et de boîtiers raides sont sensibles aux environnements vibratoires. Les résultats en fatigue mettent en évidence une grande dispersion dans les temps à défaillance des composants. Cette dispersion est en partie liée à l'activation de différents modes de rupture. Pour établir des tendances en fatigue pertinentes, il est nécessaire d'estimer le niveau de contrainte mécanique dans les joints critiques pour limiter le nombre de configurations de composants afin de proposer une tendance plus marquée pour l'alliage Sn-Ag-Cu étudié. Pour estimer le niveau



de contraintes dans les brasures, une méthodologie de modélisation par éléments finis est présentée dans le chapitre suivant et appliqué à certains composants de la carte de test A.

---

**V Chapitre 4 : Modélisation des cartes et assemblages  
électroniques en vibration – Evaluation du dommage  
cumulé dans les joints brasés**

---

## 19 Introduction

L'étude expérimentale du comportement des cartes électroniques et des modes de rupture des joints brasés en sollicitation vibratoire a montré que les défaillances des brasures étaient intimement liées aux configurations des cartes et aux types de technologies d'assemblage. Pour tenter d'établir des lois de fatigue en sollicitations vibratoire, il est nécessaire d'évaluer le niveau de contrainte dans les assemblages.

L'objectif est d'identifier un estimateur de dommage qui renseigne sur l'état de fatigue des assemblages en vibration. L'identification des valeurs des coefficients de la loi de Basquin pour les assemblages électroniques sans plomb en vibration à partir des résultats expérimentaux obtenus lors des essais de fatigue et de robustesse est alors nécessaire. Ce type de loi est couramment utilisé pour la fatigue à grand nombre de cycles du matériau dans le domaine de l'endurance limitée en élasticité. Les hypothèses de cumul linéaire du dommage et de l'endurance limitée en fatigue permettent de calculer à partir de l'historique des contraintes dans les joints, un estimateur de dommage pour évaluer la durée de vie des brasures. Pour obtenir l'évolution temporelle des contraintes dans les joints, il est possible, à partir de la réponse fréquentielle des efforts dans les joints en vibration, d'obtenir un signal correspondant au processus aléatoire état des contraintes dans les joints.

Les réponses fréquentielles des efforts dans les joints brasés peuvent être calculées par un calcul éléments finis. Elles peuvent ensuite être utilisées comme des fonctions de transfert de systèmes linéaires. Ainsi, l'évolution temporelle des contraintes dans les joints lors de l'excitation aléatoire de la carte peut être aisément calculée à partir du signal temporel de l'accélération d'entrée, appliquée aux fixations de la carte. Une opération de convolution permet d'obtenir l'évolution des contraintes et d'en déduire, par comptage de cycles de type « rainflow », la distribution des amplitudes des cycles de contraintes dans les joints. Cette distribution permet finalement de calculer le dommage cumulé dans les joints au moyen d'une loi de Basquin et de l'hypothèse de cumul linéaire du dommage.

Dans ce chapitre une méthodologie générale est présentée ainsi que les différentes étapes de la modélisation. Les hypothèses utilisées pour établir la méthode de calcul du dommage sont ensuite expliquées. Ces hypothèses permettent de proposer une méthode simple pouvant être appliquée à n'importe quelle configuration de carte en utilisant un code de calcul par éléments finis standard. Le comportement mécanique des brasures, leur modélisation et la prise en compte de la triaxialité des contraintes dans les joints sont des hypothèses fortes de la méthode.

Un exemple de carte de test est ensuite traité pour illustrer la méthode complète. La modélisation numérique de la carte et des assemblages électroniques est l'étape qui permet d'ajuster le comportement dynamique de la carte avec les mesures expérimentales. La pertinence des réponses fréquentielles dépend de la qualité de l'ajustement des fréquences de résonances et des amplitudes des réponses. Le dommage est finalement calculé pour cinq composants de la carte de test et des valeurs des coefficients de Basquin sont proposées pour trois types de technologies d'assemblage à partir des résultats expérimentaux.

Ce chapitre vise à établir des bases pour la modélisation des cartes électroniques en vibration et à démontrer par un exemple, que la méthode de calcul du dommage cumulé dans les joints sous sollicitations vibratoires est établie. Des perspectives sont néanmoins envisageables pour palier le recours à certaines hypothèses fortes telles que la prise en compte de la multiaxialité lors du comptage de cycle.

## 20 Présentation générale de la méthode

La méthodologie présentée dans ce chapitre et illustrée par un exemple, se décompose en deux étapes :

- le calcul des réponses fréquentielles en contrainte dans les joints critiques par modélisation et calcul éléments finis de la carte et des assemblages,
- l'estimation du dommage cumulé pendant un essai de vibration aléatoire par génération de signaux temporels et le comptage des cycles de contrainte dans les brasures.

### 20.1 Calcul des réponses fréquentielles

La méthode de calcul des réponses fréquentielles est illustrée par la Figure 141. Celle-ci nécessite l'utilisation de la modélisation par éléments finis pour construire, dans un premier temps, un modèle dynamique de la carte de test étudiée. Ce modèle est ensuite ajusté principalement avec les mesures expérimentales d'accélération comme présentées au chapitre précédent dans le cadre de l'analyse modale des cartes de test. L'ajustement du modèle se fait manuellement en modifiant la valeur du module d'élasticité du circuit imprimé et les valeurs des différents coefficients d'amortissement structuraux.

Dans un deuxième temps, les assemblages sont plus finement modélisés pour évaluer le niveau de contrainte qu'ils subissent lors d'une excitation harmonique balayée en fréquence. Le joint critique de chaque assemblage est alors ciblé par un premier calcul. Ainsi, des réponses fréquentielles sont calculées et permettent de quantifier les efforts dans les joints critiques des différents composants de la carte. A chaque composant d'une même carte étudié correspondent trois réponses fréquentielles : les trois composantes des efforts résultants dans les joints brasés.

Cette première démarche fait appel à différentes modélisations de la carte électronique et des assemblages et à plusieurs hypothèses simplificatrices. Celles-ci seront détaillées par la suite.

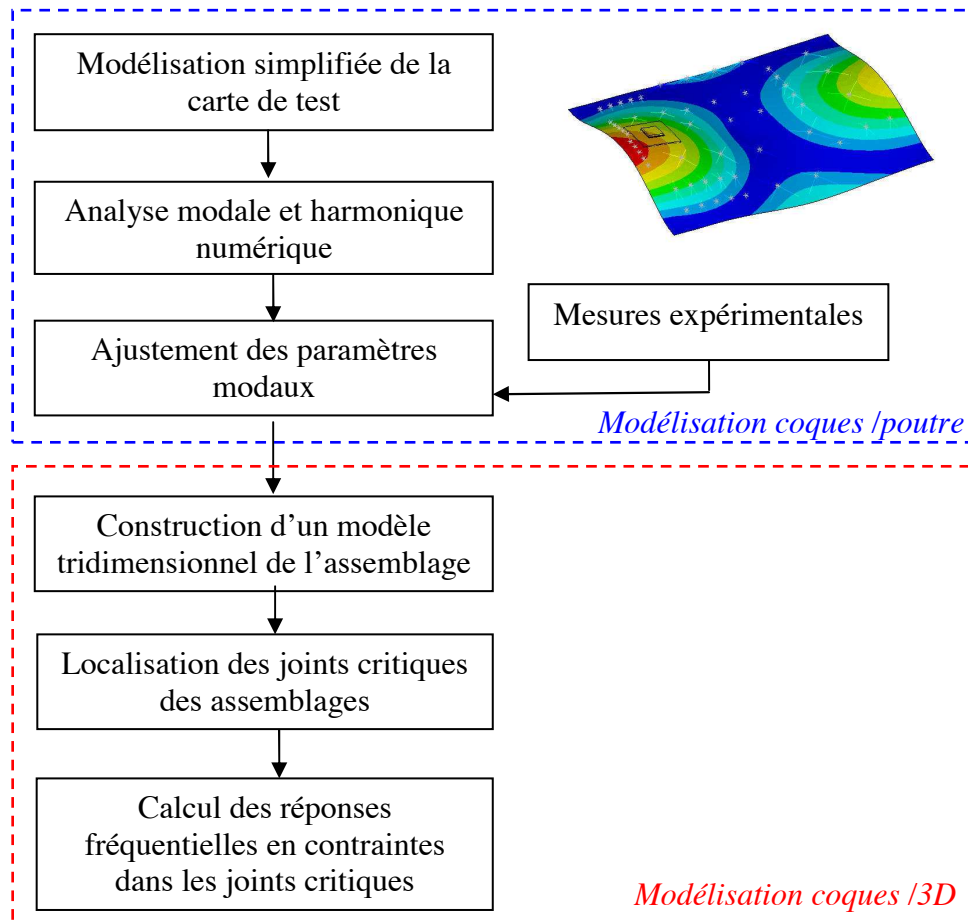


Figure 141: Illustration de la méthode permettant le calcul des réponses fréquentielles en contrainte dans les joints brasés

## 20.2 Estimation du dommage cumulé

Grâce aux réponses fréquentielles calculées, des signaux temporels sont générés en filtrant une réalisation temporelle de l'accélération appliquée à la carte. Le comportement des joints lors de l'application d'une sollicitation vibratoire est considéré comme un système linéaire. Les signaux générés correspondent à l'historique des contraintes mécaniques dans les joints critiques lors d'une excitation aléatoire dont la valeur efficace et la forme spectrale sont imposées sur un intervalle de temps donné.

A partir des signaux temporels, la distribution des amplitudes des cycles de contrainte est établie par un comptage de type « rainflow » [RAIN00]. L'étude des formes des distributions permet de proposer des hypothèses simplificatrices visant à tenir compte de la triaxialité des contraintes sans devoir mettre en œuvre des calculs de type rainflow tridimensionnels [HERB09].

Finalement, le dommage est calculé par sommation du dommage des cycles de contraintes individuels sur la durée considérée au moyen d'une loi de Basquin, de la règle de cumul linéaire de Palmgren-Miner et d'hypothèses sur les distributions statistiques des efforts normaux et tangentiel. Des valeurs de coefficients de la loi de fatigue peuvent ainsi être proposés à partir des résultats expérimentaux en termes de nombre de cycles à défaillance et

de l'estimation du dommage. Une illustration de la méthode est présentée par la Figure 142. Le calcul du dommage est présenté par la suite.

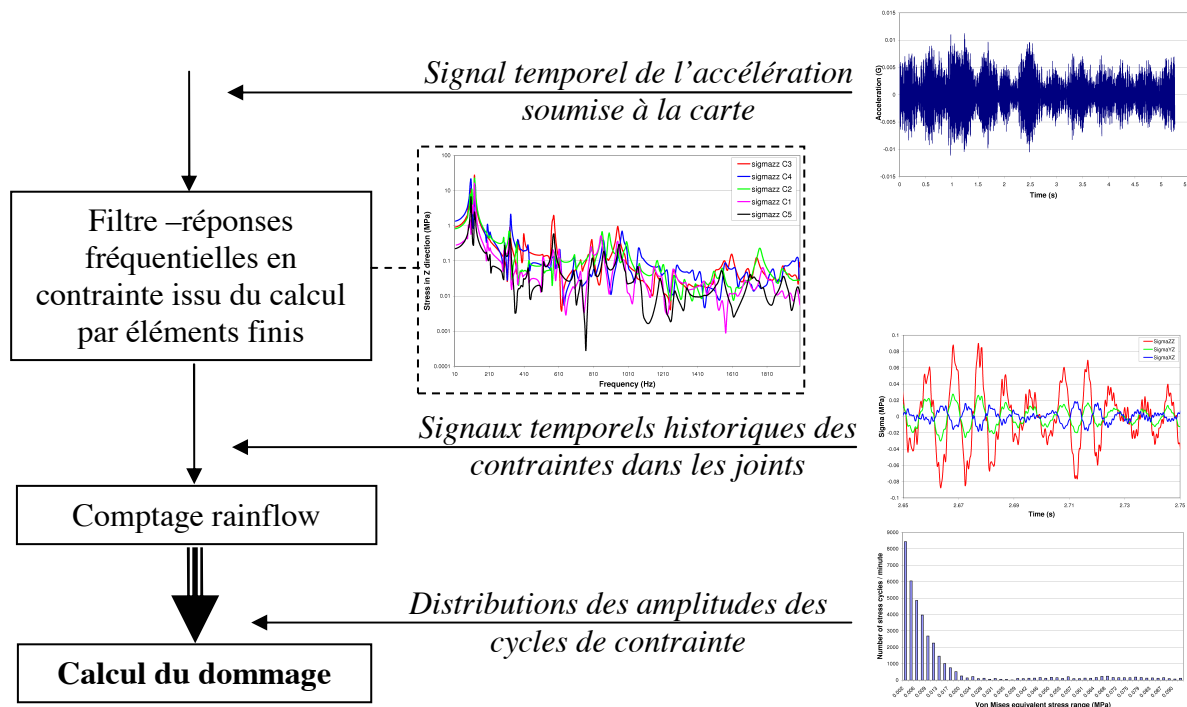


Figure 142: Illustration du calcul des distributions des amplitudes des cycles de contrainte à partir des réponses fréquentielles issues du calcul par éléments finis

## 21 Hypothèses de la modélisation

Plusieurs hypothèses simplificatrices sont nécessaires pour rendre la méthode applicable dans le cas des assemblages électroniques et d'un code de calcul standard comme Ansys. La modélisation du comportement des joints en vibration se heurte aux possibilités des codes de calculs dans le cas du calcul fréquentiel. La puissance de calcul est également un frein qui vise à limiter le nombre d'éléments pour minimiser les systèmes d'équations à résoudre et pour obtenir des temps de résolution raisonnables. Des hypothèses mécaniques et géométriques sont donc nécessaires.

### 21.1 Comportement mécanique

Les calculs par éléments finis sont réalisés dans le domaine fréquentiel. Le comportement des matériaux est considéré comme purement élastique linéaire. La recherche bibliographique a montré que le comportement des brasures en vibration était souvent considéré comme élastique, élasto-plastique ou même élasto-viscoplastique. L'étude se place dans l'hypothèse de l'endurance limitée et du comportement élastique macroscopique de l'alliage. Dans ce chapitre, l'objectif n'est pas de calculer très précisément les contraintes et déformations dans les assemblages mais d'évaluer simplement le niveau de sollicitation des brasures en fonction du niveau de sollicitation appliqué au circuit imprimé. La contrainte mécanique calculée est donc utilisée comme indicateur de dommage. La méthode ne prétend pas calculer la

contrainte mécanique apparente dans un joint compte tenu des multiples interfaces et matériaux des assemblages ainsi que des géométries très variées.

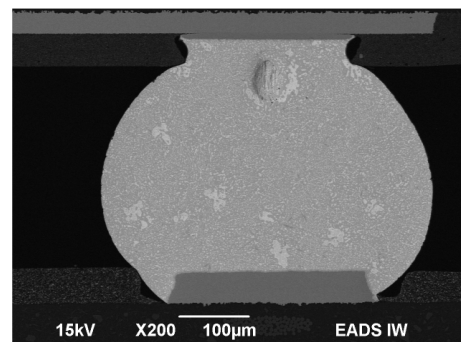
## 21.2 Simplification des géométries

Les géométries des joints sont liées à la solidification de l'alliage et aux tensions de surfaces lors du procédé d'assemblage liées aux règles de conception des plages d'accueil du circuit imprimé. Pour la modélisation, il est difficile de tenir compte des géométries complexes des joints et des défauts telles que les cavités dans les brasures. Les assemblages sont donc modélisés à partir de dimensions mesurées au moyen de coupes micrographiques et de formes simples.

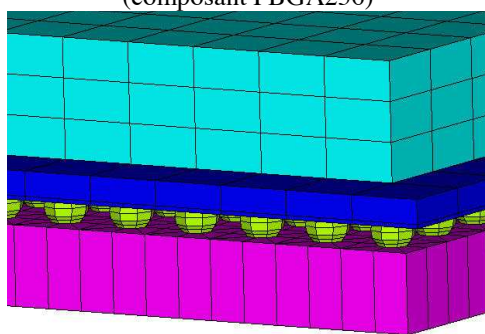
Les analyses de défaillances présentées au chapitre précédent ont montré que les sites de concentrations des contraintes se situaient au niveau des liaisons métallurgiques entre la brasure et les plages d'accueil en cuivre, proche des composés intermétalliques formés lors de l'assemblage. Pour s'affranchir de la modélisation du comportement des différentes phases et composés intermétalliques, une seule entité modélise le joint de brasure comme le présente la Figure 143 dans le cas d'un composant de type BGA. Les différentes couches de composés intermétalliques ne sont pas modélisées.



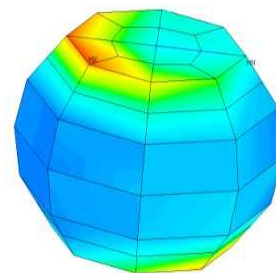
Photo d'un assemblage de type BGA  
(composant FBGA256)



Vue en coupe d'une bille de brasure d'un  
composant de type BGA



Modèle éléments finis de l'assemblage construit  
avec le logiciel Ansys V11



Modèle simplifié d'une bille de brasure –  
répartition des contraintes au sens de Von Mises  
lors d'une sollicitation vibratoire harmonique –  
contrainte maximale calculée autour de 8 MPa

**Figure 143: Exemple de modélisation par éléments finis d'un assemblage de type BGA**



### 21.3 Calcul des efforts dans les joints

Chaque technologie d'assemblage présente ses caractéristiques géométriques et ses modes de rupture des joints. Pour chaque modèle de composant, il est indispensable de choisir une interface où seront calculés les efforts permettant d'évaluer le niveau de contrainte. La méthode se propose de calculer les efforts résultants dans une section critique selon le type de joint. L'identification des sections critiques est guidée par les analyses de défaillances des assemblages qui permettent d'identifier les interfaces qui sont les sites d'amorçage des fissures. La Figure 144 présente une schématisation des efforts résultants calculés sur une bille de brasure modélisée par éléments finis. Les valeurs de ces efforts permettent ensuite de calculer un niveau de contrainte en connaissant les dimensions de la section critique du joint. Les efforts sont calculés aux nœuds de cette section. Les réponses fréquentielles des efforts sont établies en calculant les trois composantes  $F_X$ ,  $F_Y$  et  $F_Z$  dans la section considérée à chaque valeur de fréquence de la bande d'intérêt. Les valeurs complexes des forces  $F_X$ ,  $F_Y$  et  $F_Z$  calculées lors d'une simulation harmonique constituent les réponses fréquentielles du joint.

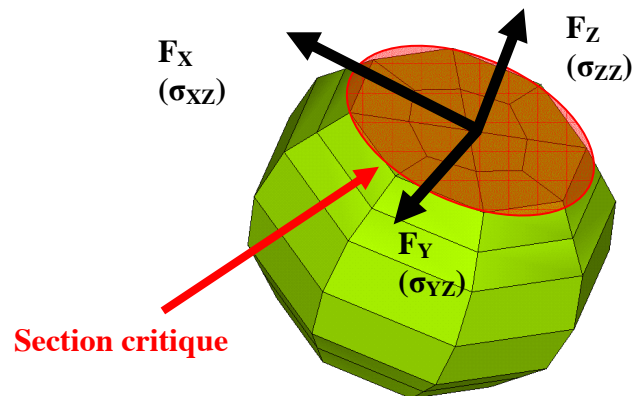


Figure 144: Schématisation des efforts calculés pour évaluer le niveau de contrainte dans les joints - exemple d'une bille de brasure

### 21.4 Cumul du dommage et prise en compte de la multiaxialité

La formulation du dommage utilisée est issue de la définition de la loi de Basquin et de la règle de cumul linéaire de Palmgren-Miner. Le dommage est formulé sous la forme :

$$D = \sum_{\text{cycles}} 2 \left( \frac{\Delta \sigma_{eq}}{2\sigma_f'} \right)^{1/b} \quad (74)$$

Les paramètres  $\sigma_f'$  et  $b$  sont respectivement le coefficient et l'exposant de la loi de Basquin. Les cycles de contrainte  $\Delta \sigma_{eq}$  sont les amplitudes des cycles de contrainte équivalente calculées dans le joint critique considéré. Le dommage est donc calculé en sommant sur les cycles de contrainte calculés pour une durée de sollicitation  $\Delta t$ . L'amplitude de la contrainte équivalente est définie telle que :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_{ZZ}^2 + 3(\sigma_{XZ}^2 + \sigma_{YZ}^2)} \quad (75)$$

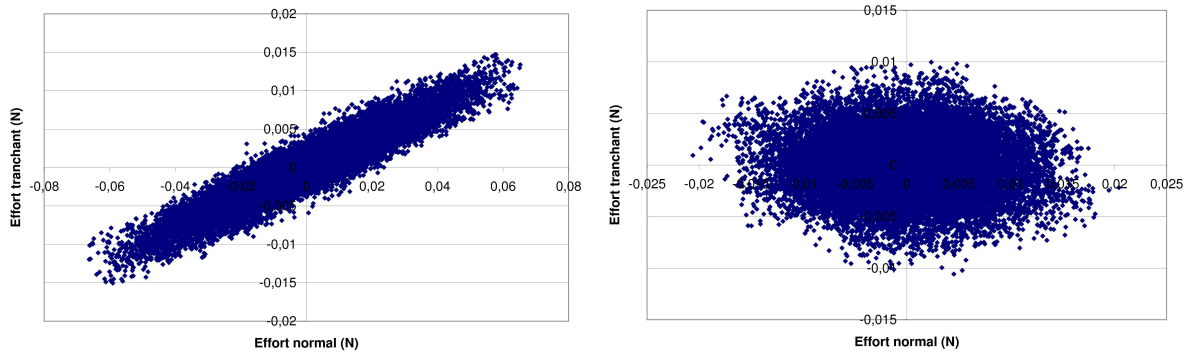
$$\Delta\sigma_{eq} = \sqrt{\Delta\sigma_{ZZ}^2 + 3(\Delta\sigma_{XZ}^2 + \Delta\sigma_{YZ}^2)} \quad (76)$$

$$\Delta\sigma_{XZ} = \lambda_x \Delta\sigma_{ZZ} \text{ et } \Delta\sigma_{YZ} = \lambda_y \Delta\sigma_{ZZ} \quad (77)$$

$$\Delta\sigma_{eq} \approx \Delta\sigma_{ZZ} \sqrt{1 + 3(\lambda_x^2 + \lambda_y^2)} \quad (78)$$

Les facteurs  $\lambda_x$  et  $\lambda_y$  permettent de tenir compte de la triaxialité des contraintes en réalisant uniquement le comptage sur la composante normale de l'effort résultant  $F_Z$ . Le calcul des efforts  $F_X$  et  $F_Y$  permet de déterminer les coefficients  $\lambda_x$  et  $\lambda_y$ . Pour les technologies d'assemblage à billes ou à colonnes, les contraintes de traction/compression sont prépondérantes alors que pour les composants à broches, la tendance est inversée à cause de la flexion des broches. La prise en compte de la triaxialité des contraintes est donc indispensable.

Le choix de l'expression de l'amplitude de la contrainte équivalente a été guidé par le critère de Von Mises et par plusieurs calculs qui ont montré qu'une relation simple entre les efforts normaux et tranchants n'était pas possible dans tous les cas. La Figure 145 présente l'évolution des efforts normaux et tranchants générés pour deux joints critiques de deux composants distincts d'une même carte lors d'une excitation aléatoire de quelques minutes. Dans un cas, la corrélation géométrique est flagrante alors que dans l'autre, il est difficile de proposer une corrélation simple.



**Figure 145: Evolution des efforts normaux et tranchants dans les sections de deux joints critiques lors d'une simulation - excitation aléatoire d'une carte de test**

Une hypothèse forte est donc faite sur la distribution des amplitudes des cycles de contrainte. Les distributions des amplitudes des cycles de cisaillement ( $\Delta\sigma_{XZ}$  et  $\Delta\sigma_{YZ}$ ) sont considérées comme statistiquement proportionnelles à la distribution des amplitudes des cycles de contrainte de traction/compression. L'hypothèse admet que les distributions sont de mêmes formes mais que les composantes de l'effort résultant sont décorrélées. La proportionnalité entre les distributions est établie par les facteurs  $\lambda_x$  et  $\lambda_y$  tels que :

$$\Delta\sigma_{XZ} = \lambda_x \Delta\sigma_{ZZ} \text{ et } \Delta\sigma_{YZ} = \lambda_y \Delta\sigma_{ZZ} \quad (79)$$

Ces facteurs sont calculés à partir des valeurs efficaces des signaux temporels, historiques des contraintes, tels que :

$$\lambda_x = \frac{\sigma_{XZ-efficace}}{\sigma_{ZZ-efficace}} \text{ et } \lambda_y = \frac{\sigma_{YZ-efficace}}{\sigma_{ZZ-efficace}} \quad (80)$$

A chaque cycle de contrainte normale est associé statistiquement un cycle de contrainte en cisaillement dont l'amplitude est proportionnelle à l'amplitude de la contrainte normale.

Toutes les hypothèses énoncées précédemment constituent le cadre de la méthode de calcul du dommage cumulé dans les assemblages. Elles sont utilisées à différentes étapes de la modélisation.

## 22 Modélisation des cartes électroniques

La modélisation du comportement des assemblages électroniques en vibration nécessite de construire des modèles complets des cartes dans leur environnement de fixation. L'étude dynamique des cartes débute par l'analyse modale de la carte pour l'identification des fréquences propres et déformées modales. Selon l'objectif des calculs, les composants sont modélisés plus ou moins finement. L'objectif de la modélisation est d'approcher le comportement dynamique réel des cartes en termes de fréquences de résonance et d'amplification. L'estimation des niveaux de contraintes dans les joints brasés est ensuite possible. Toutes les modélisations sont ici construites au moyen du logiciel Ansys V.11 et de son langage de programmation interne APDL. La dernière version V.12 du logiciel Ansys permet d'apporter des simplifications et des modélisations complémentaires mais l'approche reste la même.

### 22.1 Modélisation du circuit imprimé

Pour la modélisation des circuits imprimés, il n'est pas envisageable de modéliser finement l'empilement des différentes couches ainsi que ses constituants tels que les fibres de verres et les couches de cuivre dans un modèle complet d'une carte électronique. Il est nécessaire de faire des hypothèses sur les propriétés mécaniques équivalentes du multicouche. Les essais de flexion dynamique réalisés sur des éprouvettes extraites de circuit imprimé fonctionnel, présentés au chapitre précédent, permettent d'obtenir la valeur du module d'élasticité du multicouche équivalent. Dans le cas du circuit imprimé de la carte de test A, le module de Young dans le sens des fibres est identifié à une valeur de 22500 MPa en flexion dynamique. Le circuit imprimé étudié possède des fibres à 90° et à 0°. L'orientation des fibres change de couche en couche. Les circuits imprimés sont principalement sollicités en flexion lors d'une sollicitation vibratoire. Ils s'apparentent à des plaques minces. La modélisation en coque est donc utilisée (élément de type « Shell181 » dans Ansys). Les propriétés élastiques transverses ainsi que la masse volumique équivalente suffisent à la modélisation. Le circuit imprimé est modélisé par sa fibre neutre. Les perçages de fixation sont modélisés uniquement par des nœuds situés sur la fibre neutre. Des éléments poutres modélisent les vis de fixation de la carte sur le pot vibrant (cf. Figure 146).

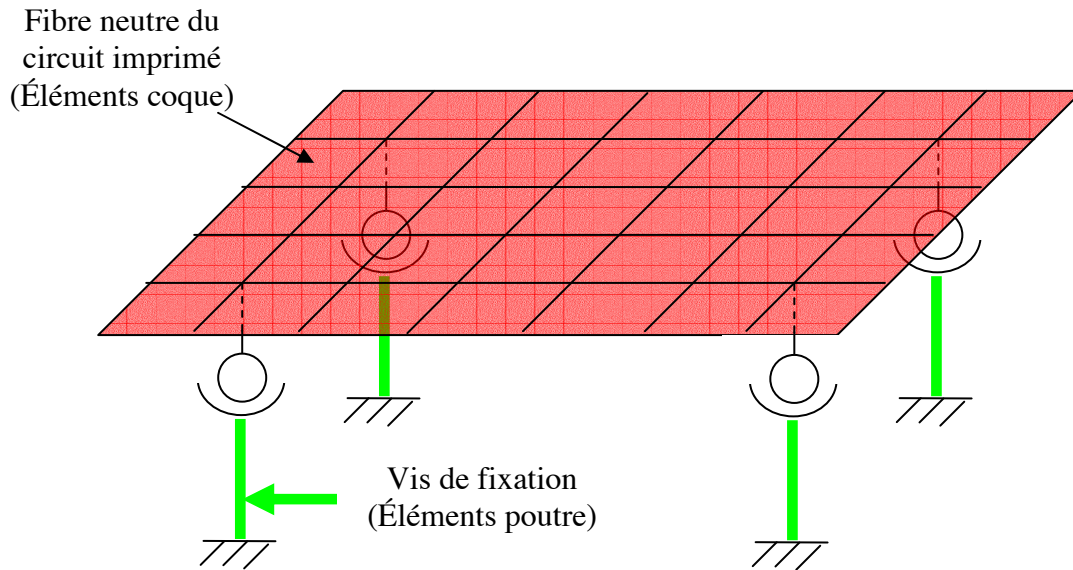


Figure 146 : Schéma cinématique de la modélisation des fixations par vis de la carte sur son support mobile (bobine du pot vibrant)

Une liaison rotule est modélisée entre le circuit imprimé et l'encastrement de fixation (nœuds fixes). Des calculs ont été menés pour mettre en évidence l'influence du type de modélisation des fixations sur les réponses fréquentielles. La modélisation simplifiée proposée et une modélisation plus fine du perçage donnant des résultats similaires. Les valeurs des fréquences propres calculées ne diffèrent que de quelques Hertz.

## 22.2 Modélisation des composants

Les composants peuvent être modélisés plus ou moins finement. L'analyse modale numérique ne nécessite que la masse et la raideur des composants alors que le calcul des efforts mécaniques dans les joints requiert la construction plus fine de l'assemblage ainsi que des joints brasés pour modéliser la raideur des boîtiers et les réactions aux interfaces.

### 22.2.1 Modélisation simplifiée

Dans le chapitre précédent, des mesures ont montré que les composants assemblés impactaient le comportement dynamique global de la carte et notamment la valeur des amplitudes des accélérations aux modes. Pour évaluer les valeurs des fréquences propres d'une carte électronique ainsi que les déformées modales associées, les composants sont simplement construits avec des masses ponctuelles. Ses masses sont reliées aux nœuds des éléments coques du circuit imprimé par l'intermédiaire d'éléments poutres (élément de type « Pipe 16 » dans Ansys). Des liaisons rotules sont modélisées entre les masses ponctuelles et les nœuds du circuit imprimé comme pour les fixations. La Figure 147 illustre ce type de modélisation pour un composant. Le type de technologie d'assemblage n'est donc pas pris en compte. Seules les masses des composants ainsi que les coordonnées du centre de gravité sont nécessaires.

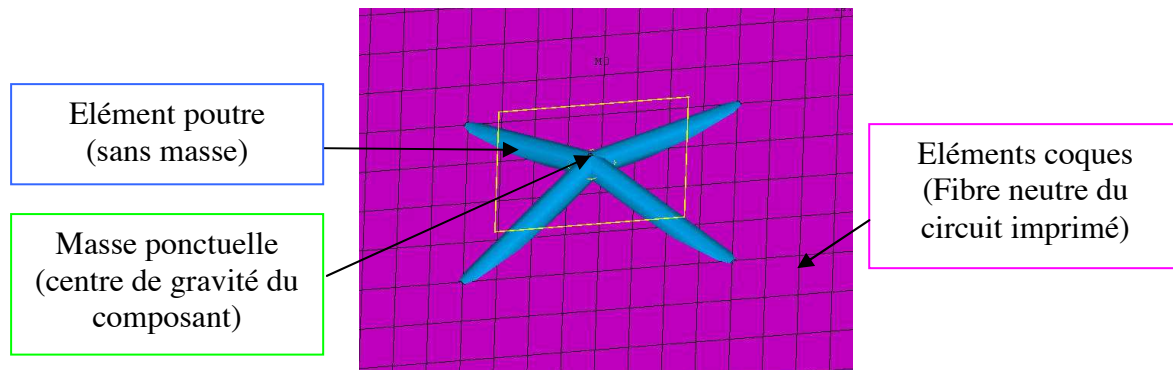


Figure 147 : Illustration de la modélisation d'un composant par une masse ponctuelle

### 22.2.2 Modélisation des assemblages

Pour évaluer les efforts mécaniques dans les brasures, les joints et les divers matériaux de l'assemblage sont modélisés. Selon la complexité des géométries de brasures et des technologies, la construction d'un modèle éléments finis de l'assemblage est plus ou moins aisée. Dans ce chapitre, les modélisations fines de composants de technologie CIGCA et FBGA sont présentées. Les géométries de brasures de ces technologies sont relativement simples à construire. Une modélisation approchée d'un composant PLCC à broches est également utilisée.

La Figure 148 présente la géométrie modélisée d'un composant CIGCA360. Celle-ci utilise des éléments tridimensionnels (éléments de type Solid45 dans Ansys). Pour les propriétés mécaniques des matériaux de l'assemblage tels que les matériaux d'enrobage plastique ou céramique, des données de la littérature sont utilisées. Le Tableau 36 donne les données utilisées pour la modélisation du composant CIGCA de la carte de test A.






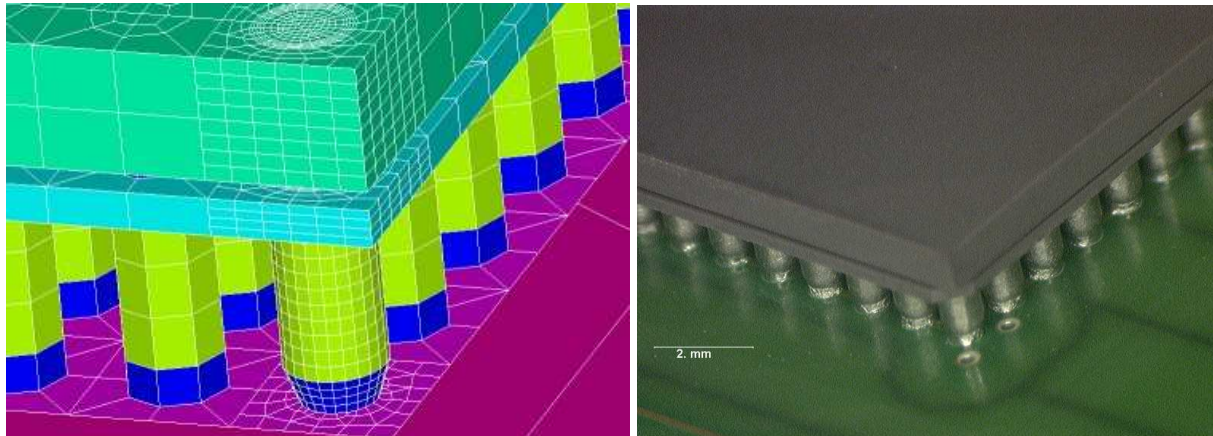
Matériau	Module d'Elasticité (GPa)	Coefficient de Poisson	Masse volumique (kg.m <sup>-3</sup> )	
Sn-37Pb	31,7	0,4	8400	 ← Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Pb-10Sn	22,5	0,4	10800	 ← Sn-37Pb
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	300	0,23	3750	 ← Pb-10Sn
Multicouche équivalent	22 (X,Y)* 7(Z)*	0,3	2290*	 ← SAC305
SAC305	54	0,4	7300	 ← Multicouche

Tableau 36 : Exemple de valeurs des propriétés matériaux utilisées pour la simulation par éléments finis des assemblages en vibration dans le cas d'un composant CIGCA - \*les valeurs ont été mesurées sur le circuit fonctionnel

La taille des boîtiers ne permet pas d'extraire des échantillons pour réaliser des essais de caractérisation pertinents. Les propriétés mécaniques des matériaux utilisés sont donc celles de la littérature, identifiées sur des matériaux bruts et des éprouvettes massives à une autre échelle que celle de l'assemblage électronique. Cette approche est cependant celle utilisée fréquemment pour la simulation des assemblages électroniques.



**Figure 148 : Modélisation éléments finis de la géométrie d'un assemblage CIGGA360 et photo du composant**

Des éléments de contact sont également employés pour limiter le nombre d'éléments des modèles. Certaines zones d'intérêt sont maillées plus finement telles que la colonne située au coin du boîtier de la Figure 148. Ces zones d'intérêt sont localisées par un premier calcul grossier qui permet de cibler les joints critiques, les plus contraints mécaniquement.

## 23 Etude d'un cas de carte de test

L'étude d'un cas de carte de test permet d'illustrer les différentes étapes de la méthode. La démarche présentée dans le paragraphe 20 est appliquée pour cinq composants de la carte de test A. Les mesures d'accélération de l'analyse modale expérimentale permettent d'ajuster le comportement numérique de la carte en modifiant la valeur du module d'élasticité du multicouche équivalent quand celle-ci n'a pas été déterminée expérimentalement. La comparaison des fréquences calculées et mesurées permet d'ajuster la valeur du module. Ces mesures permettent également de déterminer la valeur des coefficients d'amortissements modaux par comparaison des amplitudes des réponses en accélération. Les temps à défaillance des composants relevés lors des essais de fatigue et la valeur du dommage cumulé permettent de proposer des valeurs pour les coefficients de la loi de Basquin. L'étude se focalise sur les cinq composants localisés sur la Figure 149.

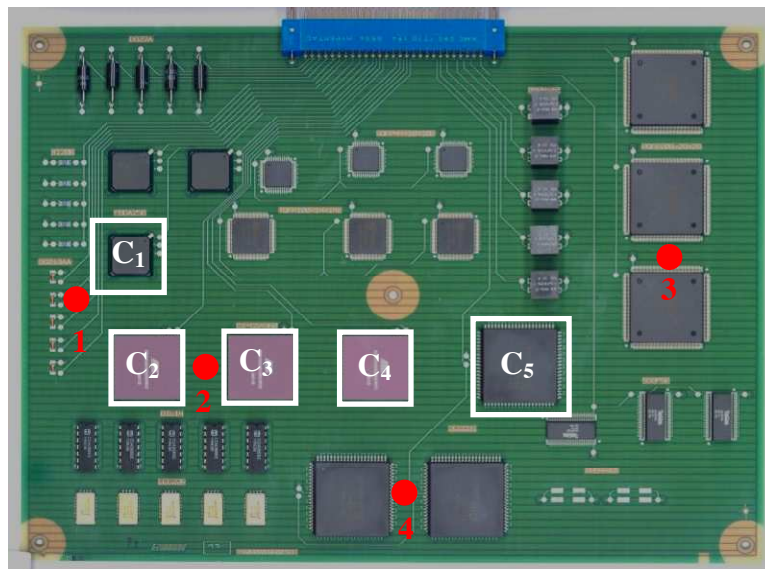


Figure 149: Localisation des composants étudiés sur la carte de test et des points de mesures utilisés lors des essais expérimentaux

### 23.1 Analyse modale numérique

L'analyse modale numérique permet d'identifier l'ordre de grandeur des premières fréquences propres d'une carte électronique dans son environnement de fixation. Les déformées modales donnent également des informations sur la sensibilité des composants assemblés, selon leur emplacement sur la carte. Les gradients d'amplitude modale donnent les courbures élevées qui induisent des contraintes dans les joints brasés. Dans le cas du calcul par éléments finis, la structure a un comportement considéré comme linéaire qui peut être décrit par le système discret :

$$[M]\{\ddot{x}\} + [C]\{\dot{x}\} + [K]\{x\} = \{F\} \quad (81)$$

$\{x\}$  est le vecteur des déplacements,  $[M]$  la matrice masse,  $[K]$  la matrice des raideurs et  $[C]$  la matrice des amortissements.  $\{F\}$  est le vecteur des forces appliquées au système. Toutes ces



matrices sont d'ordre  $n$ , nombre de degrés de liberté du modèle. L'analyse modale consiste à résoudre le système homogène sans amortissement :

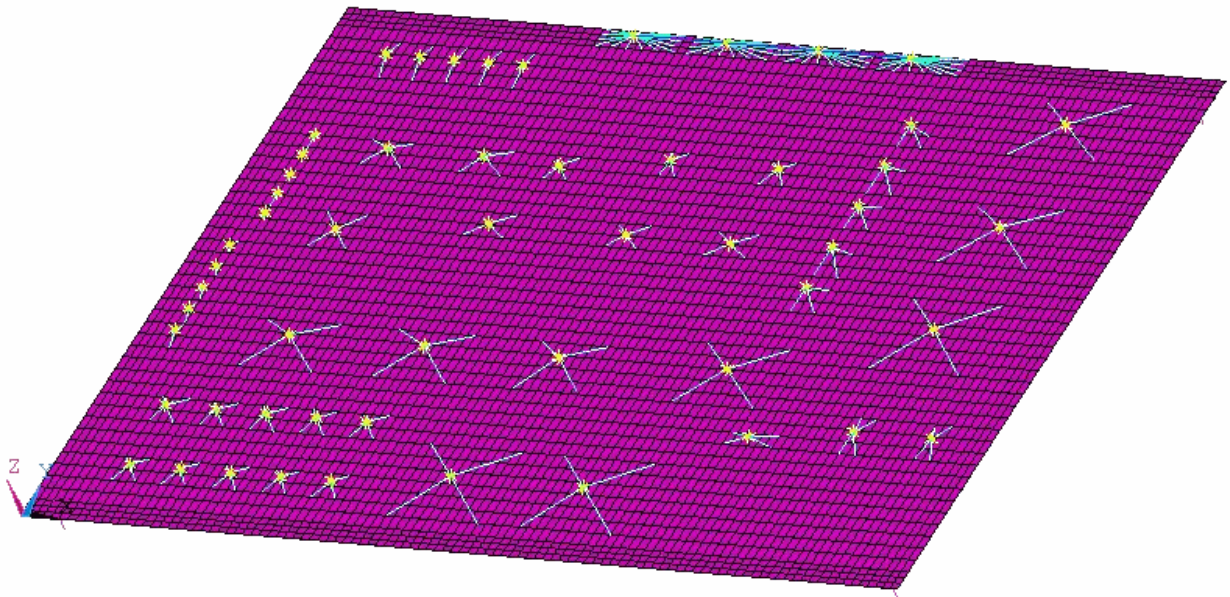
$$[M]\{\ddot{x}\} + [K]\{x\} = 0 \quad (82)$$

Les pulsations propres  $\omega_i$  du système sont les racines de l'équation aux valeurs propres :

$$([K] - \omega^2[M])\{\phi\} = 0 \quad (83)$$

$\{\phi\}$  est le vecteur propre des déplacements associé à la pulsation propre  $\omega$ . Les fréquences propres calculées lors de l'analyse modale sont donc les solutions du système conservatif associé, système homogène tel que  $\{F\}=0$  et  $\{x\}$  exprimé sous la forme  $\{\phi\}e^{i\omega t}$ .

Pour l'évaluation du dommage dans les joints, l'analyse modale permet de s'assurer que le comportement dynamique modélisé est proche du comportement réel observé. L'estimation des niveaux de contraintes et du nombre de cycles dans les joints lors d'une excitation aléatoire de la carte est donc plus pertinente. La Figure 150 présente le modèle éléments finis de la carte de test A avec une modélisation simplifiée des composants comme présentée au paragraphe 22.2.1.



**Figure 150 : Modèle EF de la carte de test A avec une modélisation simplifiée des composants (fibre neutre du circuit imprimé)**

Des calculs préliminaires ont montré que plus la taille des éléments coques est faible et plus les valeurs des fréquences sont basses. Ces valeurs tendent à se stabiliser à partir d'un certain nombre d'éléments. Le type de maillage a d'autant moins d'influence sur les valeurs des fréquences que le nombre d'éléments est important.

La modélisation du circuit imprimé par des éléments tridimensionnels ou des éléments coques donne également des résultats équivalents. La modélisation tridimensionnelle nécessite un nombre d'éléments au moins trois fois plus élevé. Le nombre de degré de liberté est donc plus élevé et les calculs plus longs.



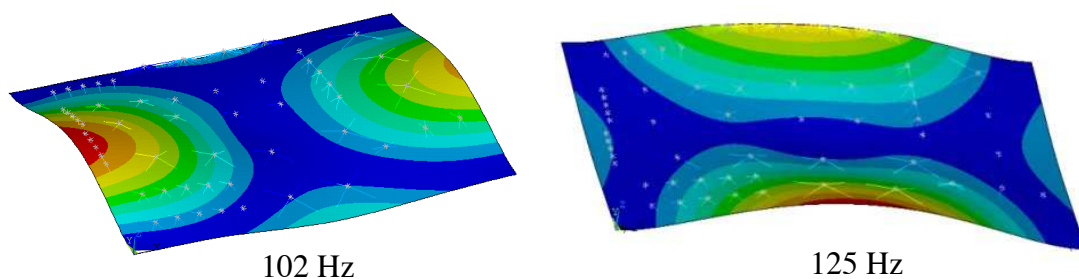
### 23.1.1 Calcul des fréquences propres

Le Tableau 37 donne les valeurs des fréquences propres calculées et identifiées expérimentalement sur les réponses en accélération issues de l'analyse expérimentale. Les mesures ont été effectuées dans la bande de fréquences [50 ; 500 Hz]. Globalement le calcul permet d'obtenir des valeurs de fréquence en bonne corrélation avec les mesures expérimentales.

Mode	Fréquences calculées (Hz)	Fréquences mesurées (Hz)	$\Delta f$ (Hz)
1	88	87	1
2	102	99	3
3	108	105	3
4	125	125	0
5	195	130	65
6	214	225	-11
7	295	290	5
8	327	320	7
9	375	359	16
10	384	400	-16
11	407	410	-3
12	433	449	-16

**Tableau 37 : Valeurs des fréquences propres calculées et mesurées expérimentalement pour la carte de test A fixée en 5 points.**

Lors du calcul des fréquences de résonance, le code Ansys calcule également des facteurs de participation pour chaque mode dans chaque direction. Ces facteurs sont intimement liés aux vecteurs propres des modes. La valeur de ces facteurs permet d'identifier les directions de sollicitation qui excitent plus particulièrement certains modes. Dans le cas de la carte étudiée, les facteurs de participation dans la direction Z, perpendiculaire au plan de la carte, sont les plus élevés pour les modes 2 et 4. Une excitation selon l'axe Z va donc exciter plus particulièrement ces deux modes. Les modes 2 et 4 sont donc considérés comme dominants pour la carte de test étudiée dans la direction perpendiculaire. La Figure 151 présente les déformées modales associées (vecteurs propres normalisés).

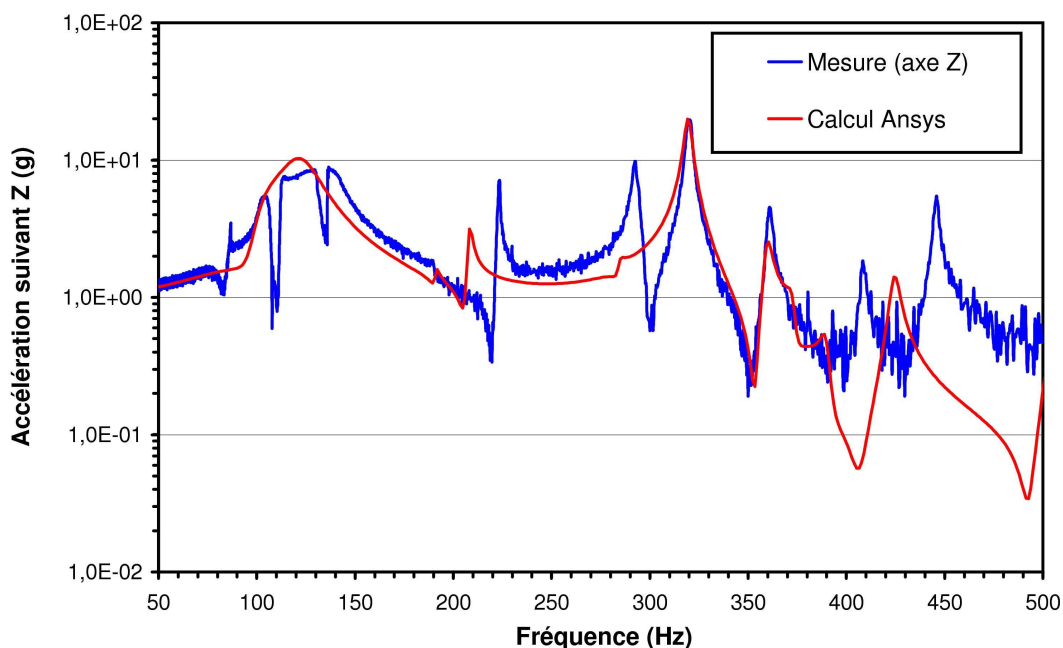


**Figure 151 : Déformées modales de la carte de test A pour ses deux modes dominants selon l'axe Z - les couleurs représentent les amplitudes modales (vecteurs propres), les modes étant normalisés par la matrice de masse**

La forme des modes permet de cibler les composants sensibles qui subissent les courbures maximales du circuit imprimé. Cette première étape peut être utilisée indépendamment par les concepteurs de carte pour limiter les contraintes dans les assemblages ou ajuster les modes de fixation des cartes pour augmenter la valeur de la première fréquence de résonance. Ici, la comparaison des fréquences calculées et mesurées permet d'ajuster le modèle. Le principal paramètre d'ajustement est le module d'élasticité du matériau équivalent de circuit imprimé lorsqu'il n'a pas été identifié expérimentalement. Plus le module est faible et plus les fréquences sont basses. La raideur des poutres permet également d'ajuster la raideur apportée par l'assemblage à la carte dans le cas de composants à matériau de boîtier raides comme le composant FBGA1152 étudié au chapitre précédent. Les éléments poutres utilisés ne sont pas des éléments parfaitement rigides. Ils possèdent un comportement élastique ajusté par un module d'élasticité et une section tubulaire fictifs.

### 23.1.2 Calcul des réponses en accélération par une analyse harmonique.

Les fréquences propres étant ajustées, une simulation harmonique a été réalisée pour comparer les réponses fréquentielles en accélération calculées et mesurées. Ce calcul consiste à simuler l'analyse modale expérimentale par l'application d'une excitation sinusoïdale balayée sur la bande de fréquence d'intérêt. La Figure 152 présente les réponses calculées et mesurées entre 50 Hz et 500 Hz au point de mesure N°1 pour une excitation d'amplitude 1 g crête aux fixations de la carte. L'excitation est appliquée aux nœuds fixes des poutres modélisant les liaisons vissées.



**Figure 152 : Réponses en accélération calculée et mesurées au point de mesure N°1 de la carte de test A lors d'un balayage sinusoïdal (1-g crête)**

Les modes principaux générant les plus fortes amplifications sont correctement calculés pour ce point de la carte. Trois autres points de mesures sont confrontés aux calculs. Les résultats calculés sont tous acceptables (cf. Figure 153). Le modèle numérique permet de rendre

compte du comportement dynamique de la carte pour les modes qui engendrent les amplifications les plus élevées. La justesse des réponses calculées dépend également des méthodes de résolution et des possibilités d'ajustement, notamment par l'introduction de coefficients d'amortissement structuraux. Ces coefficients permettent d'ajuster les amplitudes des réponses calculées. Le matériau de circuit imprimé possède son amortissement propre indépendant de la fréquence. La structure complète de la carte vissée sur son support possède également un comportement qui engendre l'amortissement plus ou moins élevé de certains modes lié à des pertes d'énergie tel que le frottement.

### 23.1.2.1 Méthodes de résolution

Pour effectuer les calculs harmoniques avec le code Ansys, deux méthodes sont proposées :

- la superposition modale,
- la méthode complète.

La méthode de superposition modale permet de résoudre le système en exprimant la réponse sur la base des vecteurs propres  $\{\phi_i\}$  calculés lors de l'analyse modale. La réponse du système est alors exprimée sous la forme :

$$\{x\} = \sum_{i=1}^n \{\phi_i\} y_i \quad (84)$$

Les  $y_i$  sont les coefficients modaux calculés qui permettent d'établir la réponse du système. Cette méthode est plus rapide que la méthode complète et permet de spécifier des coefficients d'amortissement pour chacun des modes. Un nombre de modes limité est utilisé pour former la base modale des  $\{\phi_i\}$ . Le nombre d'équations à résoudre est donc plus faible car le nombre de modes choisi pour former la base modale est toujours plus faible que le nombre de degrés de liberté du système. L'inconvénient majeur de la superposition modale avec Ansys V.11 est l'impossibilité de traiter les problèmes non linéaires. Une étape supplémentaire est également nécessaire pour le calcul des contraintes.

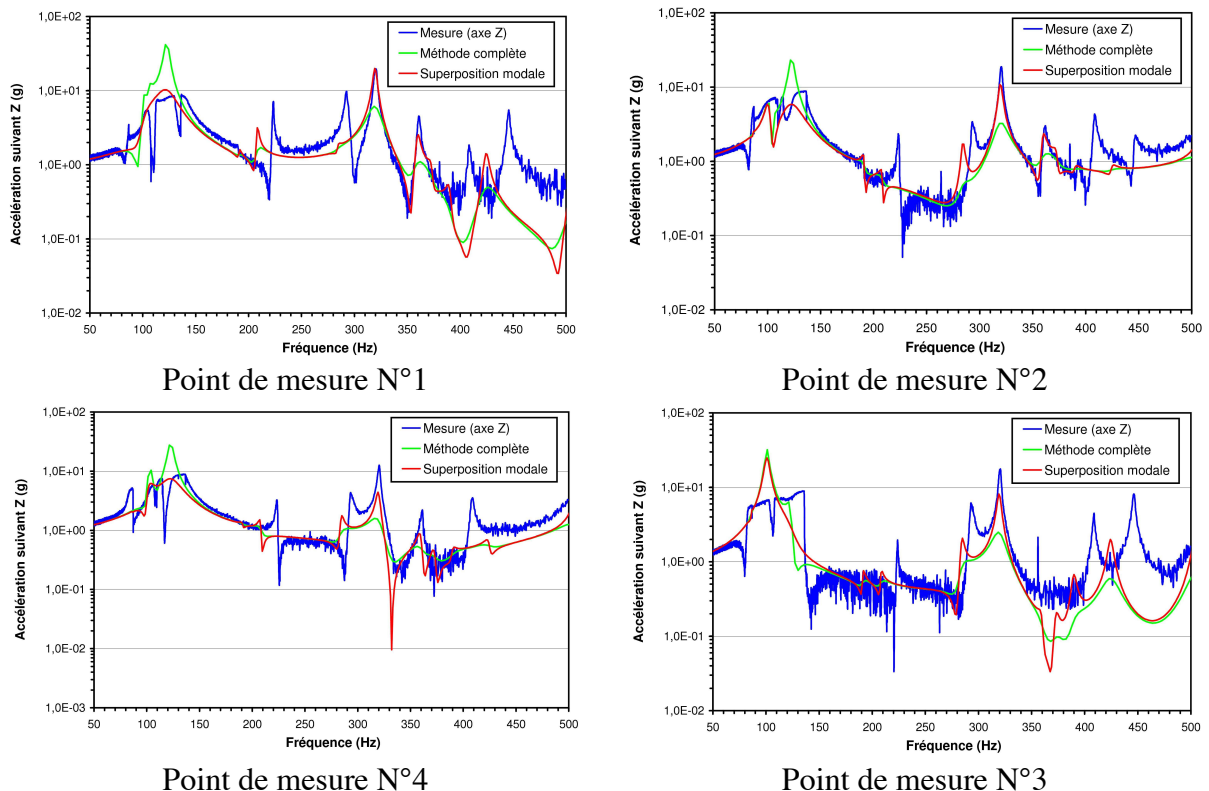
La méthode complète à l'avantage de calculer directement les contraintes. Cette méthode ne permet pas de spécifier des coefficients d'amortissement pour chacun des modes mais permet d'introduire des non linéarités de comportement. Les temps de calcul sont plus longs car il y a autant d'équations à résoudre que de nombre de degrés de liberté. Trois types d'amortissement peuvent être introduits :

- un amortissement constant pour l'ensemble de la bande de fréquence,
- un amortissement qui s'applique à la matrice de masse,
- un amortissement qui s'applique à la matrice des raideurs.

Dans le cas de la réponse calculée par la méthode de superposition modale, présentée sur la Figure 152, l'ajustement des amplitudes est réalisé par l'introduction de coefficients d'amortissements pour certains modes et pour le matériau équivalent du circuit imprimé. Un coefficient d'amortissement structural de 0,6 % du matériau de circuit imprimé est utilisé. Des

amortissements de 6 % pour le mode 3 et de 8 % pour les modes 4 et 5 permettent d'ajuster les amplitudes d'accélération aux environs des fréquences associées.

La Figure 153 présente une comparaison entre les réponses calculées avec les deux méthodes pour les quatre points de mesures. La méthode complète, avec un amortissement global de 2 %, surestime les amplitudes d'accélération autour de 100 Hz. A l'inverse, les amplitudes calculées autour du mode 8 à 320Hz sont sous estimées. L'ajustement des coefficients amortissements appliqués aux matrices masse et raideur n'a pas permis un meilleur ajustement avec la méthode complète.



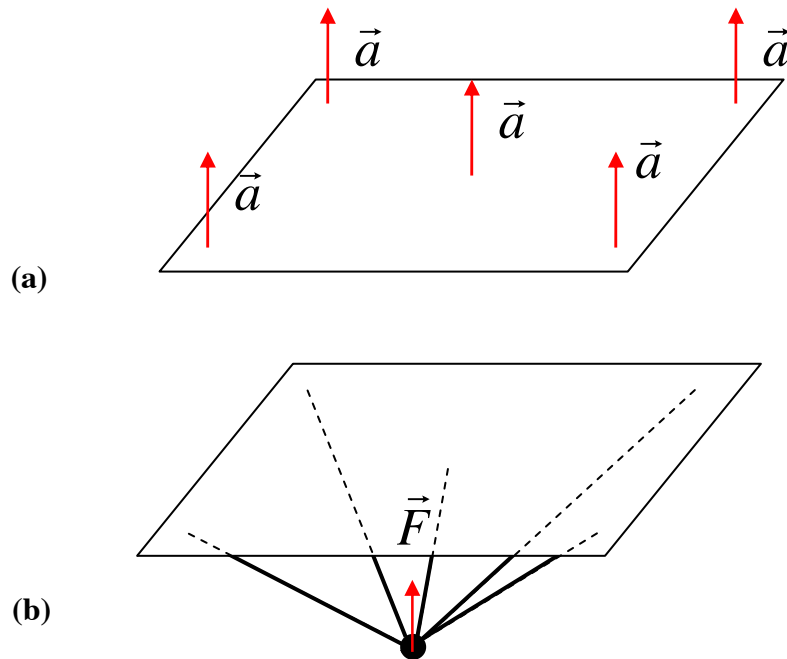
**Figure 153: Comparaison des réponses mesurées et calculées avec la méthode complète et la méthode de superposition modale avec Ansys**

### 23.1.2.2 Application des conditions aux limites

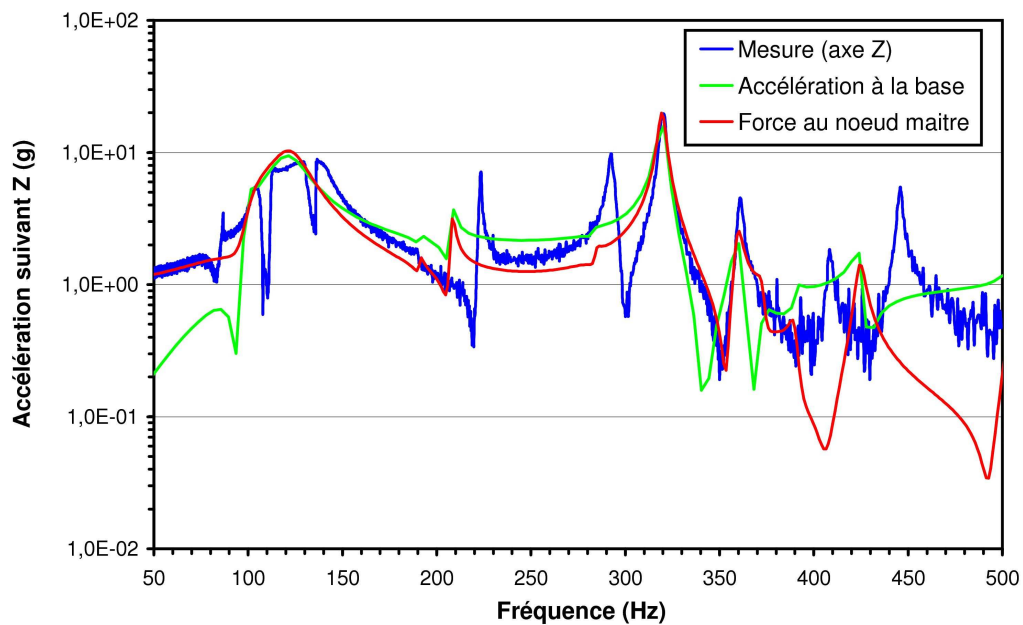
Dans le code Ansys, plusieurs méthodes sont possibles pour modéliser l'excitation appliquée aux fixations de la carte lors d'une simulation harmonique :

- l'application d'une accélération à la base sur les points de fixation (cf. Figure 154-a),
- l'application d'une force proportionnelle à la valeur de l'excitation sur un nœud maître lié aux fixations de la carte par des liaisons rigides (cf. Figure 154-b).

L'application d'une accélération à la base ne permet pas de rendre compte du comportement en basse fréquence. La Figure 155 présente les réponses calculées au point de mesure N°1 par les deux méthodes.



**Figure 154 : Modélisation des conditions aux limites (accélération constante) dans les deux cas d'applications des conditions aux limites sous ANSYS – (a) accélération à la base – (b) méthode du nœud maître**



**Figure 155: Comparaison des réponses mesurées et calculées en utilisant deux méthodes pour l'application des conditions aux limites**

La deuxième méthode permet d'obtenir des réponses en accélération aux basses fréquences, qui s'ajustent avec les mesures. La méthode d'accélération à la base sous-estime fortement la réponse en basses fréquences car le code calcule les forces aux conditions aux limites qui correspondent à l'accélération imposée. La méthode du nœud maître donne des résultats plus satisfaisants.

Il est important de rendre correctement compte du comportement dynamique de la carte en basses fréquences. A ces fréquences, les déplacements du circuit imprimé sont maximaux, les contraintes dans les joints sont les plus élevées. Pour l'utilisation de la méthode « du nœud maître », il est nécessaire de réaliser une analyse modale en libre-libre, sans fixation de la carte. Le code calcule donc les six modes rigides de la structure en plus des modes de vibration. La modélisation de la fixation de la carte intervient uniquement à partir de la simulation harmonique par l'introduction de liaisons rigides entre le nœud maître et les nœuds de fixation au moyen d'équations de contrainte.

## 23.2 Calcul des réponses fréquentielles

La construction d'un modèle numérique en bonne corrélation avec les mesures expérimentales par ces fréquences propres et amplifications aux modes dominants est l'étape nécessaire pour modéliser le comportement des assemblages. Les composants doivent maintenant être modélisés plus précisément pour évaluer le niveau de contrainte dans les brasures. Une étape de construction du modèle est donc nécessaire pour intégrer un modèle tridimensionnel de l'assemblage à la carte pour le calcul des réponses fréquentielles dans les joints.

### 23.2.1 Intégration des modèles tridimensionnels

Trois types de technologies d'assemblage sont étudiés : un composant FBGA, un composant CIGGA et un composant PLCC à broches en « J ». Trois modèles par éléments finis sont construits. Ces modèles sont intégrés à la carte indépendamment pour le calcul des efforts dans les brasures. La Figure 156 présente les trois géométries construites avec le code Ansys ainsi que des photos des composants. La géométrie du composant PLCC a été fortement simplifiée. Les rayons de courbure des broches ne sont pas construits, ce qui implique des répartitions de contraintes erronées dans les broches.

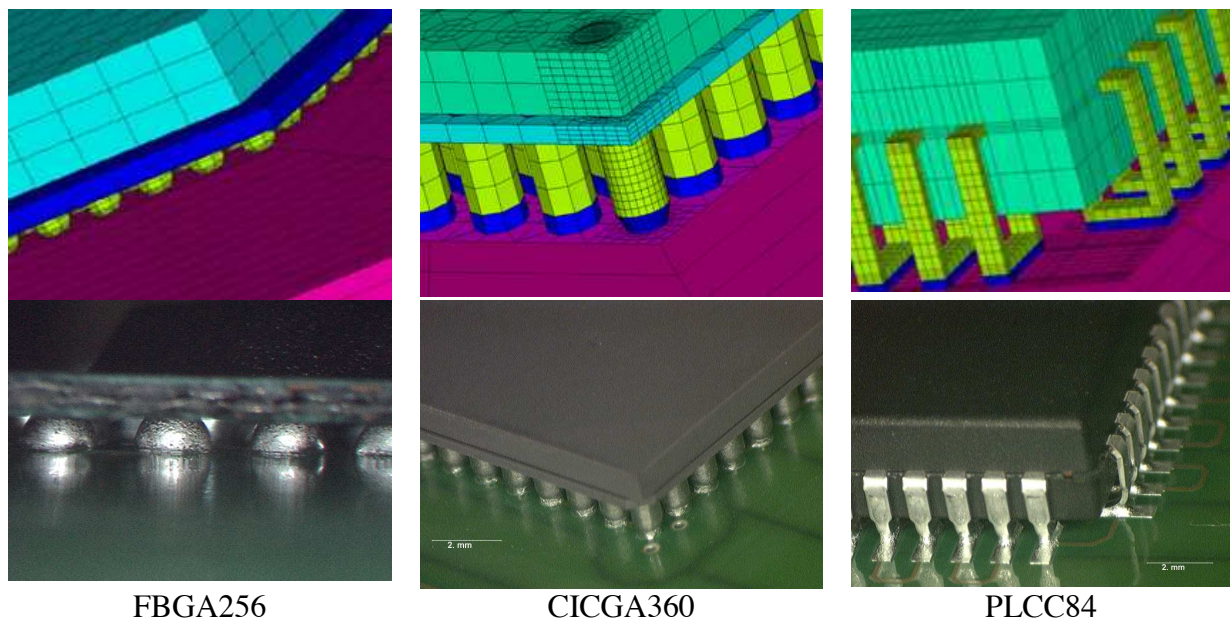


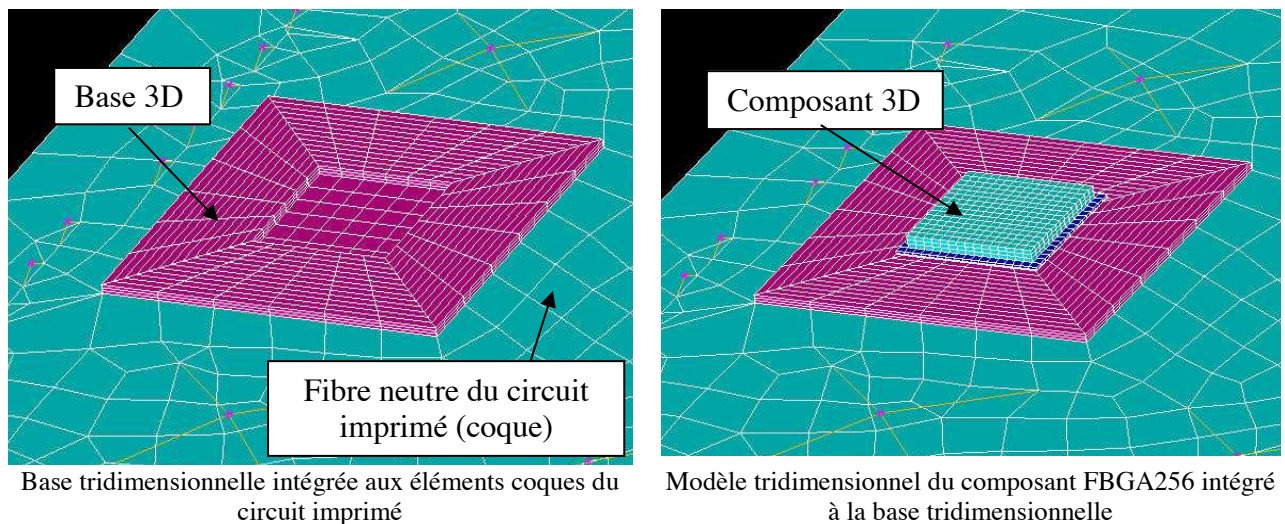
Figure 156 : Géométries des trois types de composants étudiés construites sous le logiciel Ansys avec des éléments tridimensionnels de type Solid45



Le calcul du dommage exploite les efforts de la brasure. La souplesse qu'apportent les broches au boîtier doit néanmoins être modélisée.

Les modèles tridimensionnels sont ensuite intégrés aux éléments coques du circuit imprimé par l'intermédiaire d'une base construite au moyen d'éléments tridimensionnels. Ces éléments possèdent les mêmes propriétés matériaux que le circuit imprimé. La Figure 157 présente la base intégrée au modèle coque du circuit imprimé ainsi que le modèle du composant FBGA intégré à la base. Cette base est liée aux éléments coques par des éléments de transition. Ceci permet de modéliser correctement la continuité des courbures entre les éléments coques et les éléments tridimensionnels formant le socle. Les modèles de composants sont assemblés aux bases par l'intermédiaire d'éléments de contact pour limiter le nombre de nœuds.

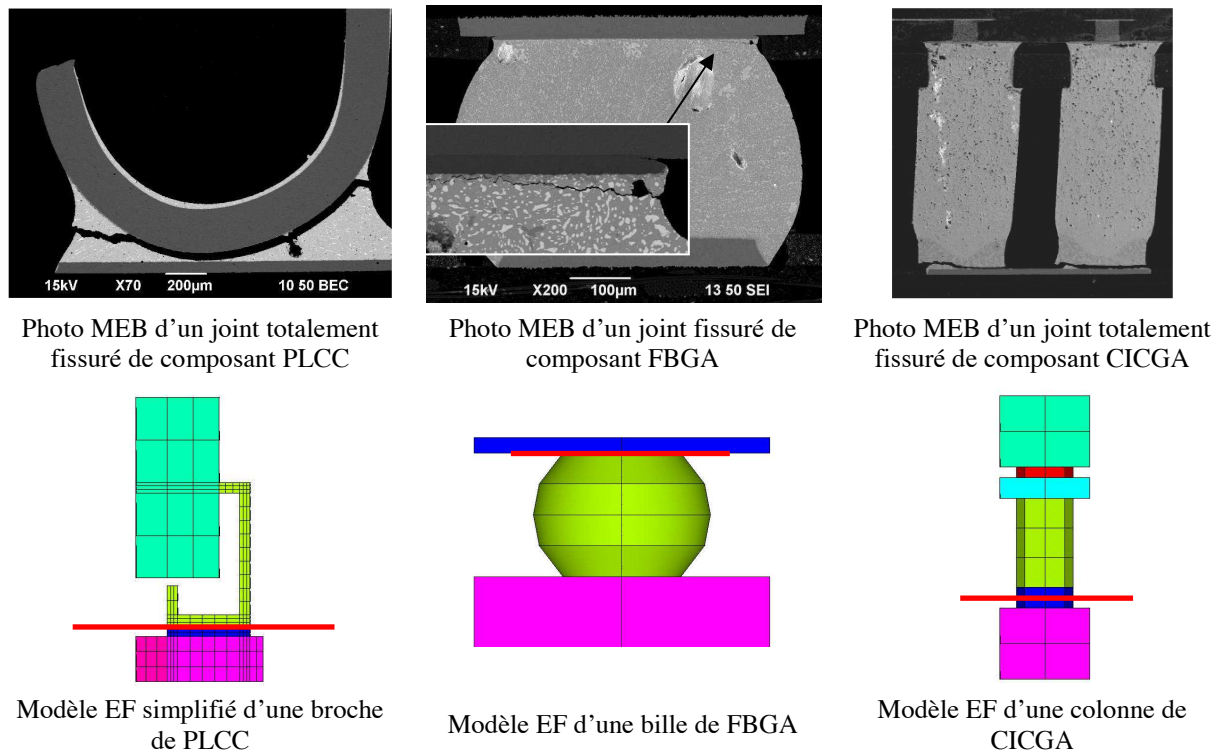
Le modèle tridimensionnel étant intégré, une analyse modale supplémentaire est réalisée pour vérifier que la modification locale des éléments finis du circuit imprimé ne modifie pas le comportement modal de la structure. Les valeurs des fréquences peuvent varier de quelques Hertz.



**Figure 157: Illustration de l'intégration des modèles tridimensionnels des composants au circuit imprimé**

### 23.2.2 Identification des joints critiques et calcul des réponses fréquentielles

Pour chaque composant, un joint critique est identifié. Le calcul des efforts se focalise sur le maillon le plus faible c'est-à-dire le joint le plus contraint. Le joint critique dépend essentiellement de l'emplacement du composant sur la carte et des modes de déformation de celle-ci. Ces joints sont très souvent localisés aux coins des boîtiers, lorsque le circuit imprimé fléchit. Les réponses fréquentielles en effort sont calculées dans les sections critiques de chaque joint situé sur la circonférence des boîtiers. Les sections critiques de chaque type de joints sont présentées sur la Figure 158 ainsi que des photos de coupes micrographiques mettant en évidence les sites de concentration des contraintes et les modes de ruptures des trois technologies.



**Figure 158:** Localisation des sections critiques pour chaque type d'assemblage par des traits rouges – photos MEB de joints fissurés et modèles élément finis

Les efforts dans les sections critiques sont calculés sur la bande de fréquences [20 ; 2000 Hz] avec un pas de calcul de 5 Hz. 400 valeurs complexes des efforts  $F_x$ ,  $F_y$  et  $F_z$  sont calculées pour chaque joint. La valeur efficace des efforts permet de comparer le niveau de contrainte équivalente au sens de Von Mises dans les joints. La contrainte équivalente est calculée comme suivant :

$$F_x(f) = F_{xRe} + i \cdot F_{xIm}$$

$$F_y(f) = F_{yRe} + i \cdot F_{yIm}$$

$$F_z(f) = F_{zRe} + i \cdot F_{zIm}$$

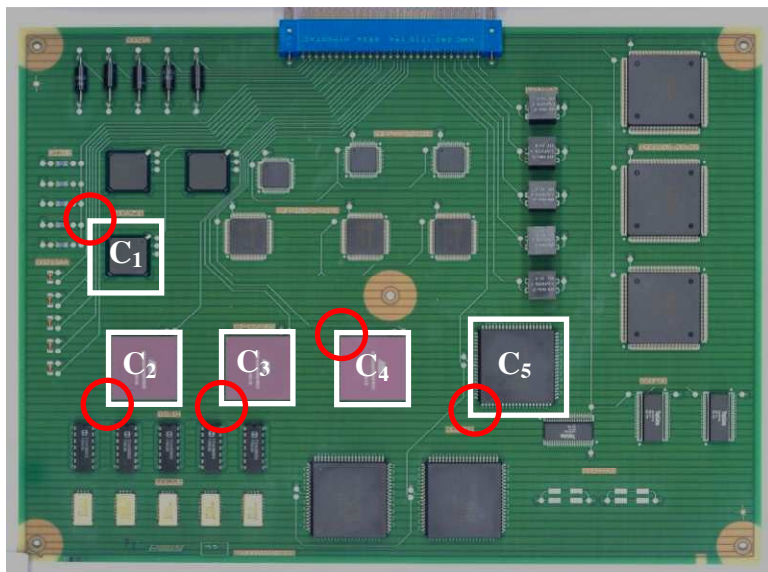
$$\sigma_{eq-VM}(f) = \sqrt{\sigma_{zz}(f)\bar{\sigma}_{zz}(f) + 3(\sigma_{xz}(f)\bar{\sigma}_{xz}(f) + \sigma_{yz}(f)\bar{\sigma}_{yz}(f))}$$



$$\sigma_{zz}(f) = \frac{F_z \bar{F}_z}{S}, \sigma_{xz}(f) = \frac{F_x \bar{F}_x}{S}, \sigma_{yz}(f) = \frac{F_y \bar{F}_y}{S}$$

$$\sigma_{eq\text{-efficace}} = \sqrt{\frac{1}{\Delta f} \sum_{j=1}^{400} \sigma_{eq\text{-VM}}^2(j) \Delta f_e} \quad (85)$$

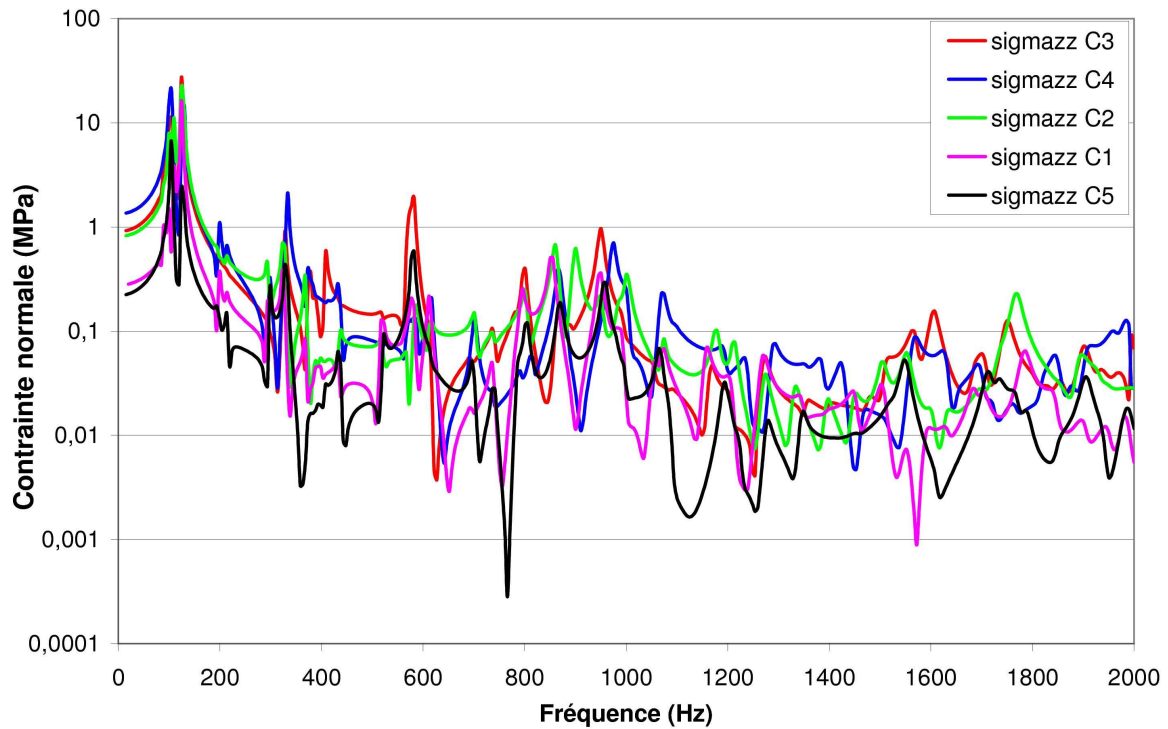
S est la section critique du joint,  $f$  la fréquence et  $\Delta f_e$  le pas d'échantillonnage en fréquence. La valeur efficace  $\sigma_{eq\text{-efficace}}$  la plus élevée permet d'identifier le joint critique de chaque composant. La Figure 159 localise les joints critiques de chaque composant étudiés et donne les valeurs efficaces des contraintes équivalentes associées. Ces joints sont tous situés aux coins des boîtiers.



Composant	$\sigma_{eq\text{-efficace}}$ (MPa) joint critique
C1	1,2
C2	1,8
C3	1,9
C4	1,8
C5	1,2

Figure 159 : Localisation des joints critiques des composants étudiés et valeurs efficaces de la contrainte de Von Mises associées sur [20 ; 2000 Hz]

Une simulation harmonique est donc effectuée pour chacun des cinq composants C1, C2, C3, C4 et C5 de la carte. Cette étape permet de cibler les joints critiques et dans un même temps, de calculer les réponses fréquentielles des efforts. La Figure 160 présente les réponses fréquentielles pour la contrainte normale  $\sigma_{zz}(f)$  des cinq joints critiques associés aux cinq composants étudiés. Trois réponses correspondent à chaque joint : deux réponses en cisaillement  $\sigma_{xz}(f)$  et  $\sigma_{yz}(f)$  et une réponse en traction/compression  $\sigma_{zz}(f)$ .



**Figure 160 : Réponses fréquentielles de la contrainte normale dans les joints critiques des cinq composants étudiés issues d'une simulation harmonique avec 400 points de calcul**

Les réponses fréquentielles calculées sont représentatives du niveau de sollicitation dans les brasures critiques dans la bande de fréquence d'intérêt. Ces réponses sont uniquement valables pour la carte de test et les composants étudiés. La pertinence des réponses calculées dépend de plusieurs paramètres :

- l'ajustement du comportement dynamique de la carte modélisé par éléments finis,
- la précision de modélisation des géométries des assemblages,
- les propriétés mécaniques élastiques des matériaux des assemblages,
- le nombre de pas de calcul sur la bande de fréquence d'intérêt.

Les réponses fréquentielles calculées sont considérées comme les fonctions de transfert de systèmes linéaires régissant le comportement des joints lors d'une excitation aux fixations de la carte.

### 23.3 Evaluation du dommage cumulé dans les joints critiques

L'objectif de la deuxième étape de la méthode est d'obtenir la distribution des amplitudes des cycles de contraintes subis par les joints critiques lors d'une sollicitation aléatoire de la carte. Les sollicitations aléatoires sont considérées par la suite comme des signaux gaussiens, stationnaires et ergodiques. Le dommage cumulé dans les joints peut être estimé en utilisant les hypothèses présentées au paragraphe 21.4 et comparé aux résultats expérimentaux. Pour calculer les distributions des amplitudes de cycles de contrainte, il est nécessaire de générer des réalisations temporelles correspondantes aux évolutions des contraintes de traction/compression et de cisaillement dans les joints critiques pendant un intervalle de temps donné.

#### 23.3.1 Génération des signaux historiques des contraintes

Les réponses fréquentielles donnent les valeurs des efforts dans les joints pour une sollicitation harmonique d'amplitude 1-g crête aux fixations de la carte. Ce sont des fonctions de transfert de systèmes linéaires. Les signaux temporels peuvent donc être calculés en filtrant l'accélération excitant la carte par ces fonctions de transfert tel que le schématise la Figure 161. Le signal temporel de l'accélération appliquée à la carte peut être obtenu soit par calcul à partir d'un générateur pseudo aléatoire approprié, soit par l'enregistrement de l'excitation appliquée à la carte lors des essais expérimentaux.

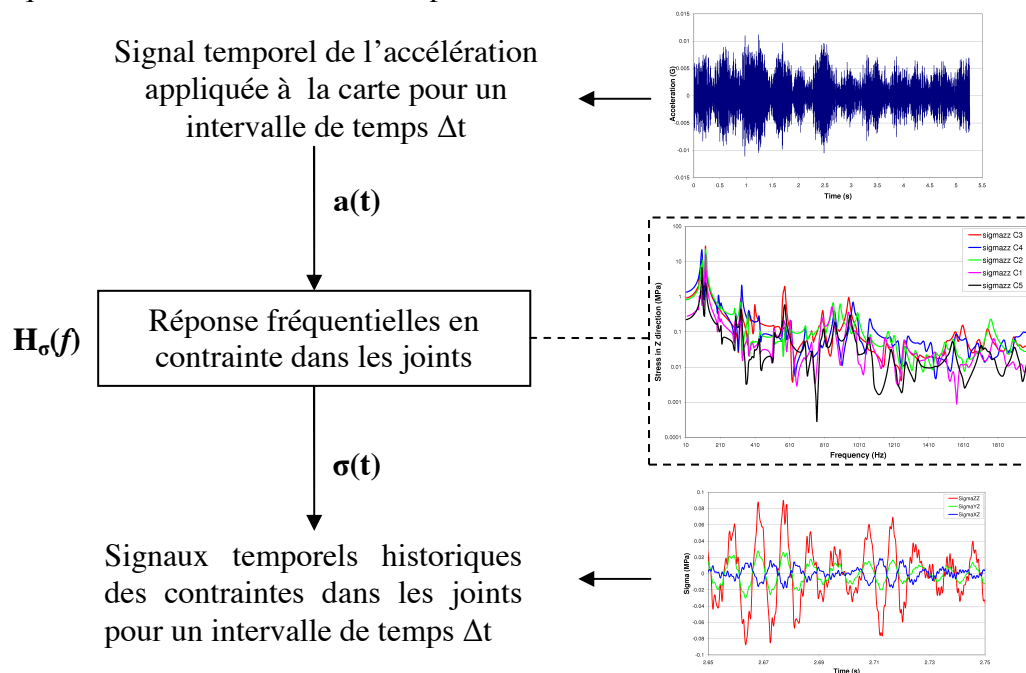


Figure 161 : Schéma de la méthode de génération des historiques des contraintes dans les joints à partir de l'accélération temporelle appliquée à la carte et des réponses fréquentielles

Ainsi il est possible d'écrire :

$$\tilde{\sigma}(f) = H_{\sigma_{ij}}(f) \tilde{a}(f) \quad (86)$$

$\tilde{a}(f)$  est la transformée de Fourier du signal  $a(t)$ , accélération appliquée à la carte.  $\tilde{\sigma}(f)$  est la transformée de Fourier du signal  $\sigma(t)$ , historique de la contrainte mécanique dans la section critique du joints brasé. La Transformée de Fourier inverse de  $\tilde{\sigma}(f)$  permet ensuite d'obtenir un signal qui correspond à l'historique de la contrainte mécanique dans le joint brasé pendant un intervalle de temps donné  $\Delta t$ . La Figure 162 présente les signaux obtenus pour le joint critique du composant C1 pendant quelques secondes pour une accélération efficace de 4 g. La fréquence propre dominante située autour de 100 Hz est nettement visible sur la Figure 162.

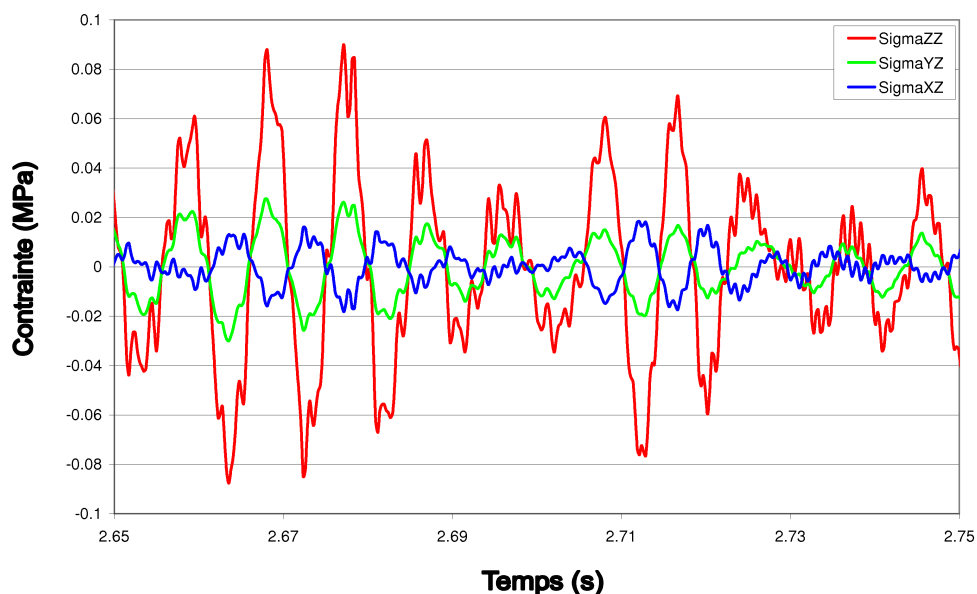


Figure 162 : Contraintes calculées dans le joint critique du composant C1 généré pour une accélération efficace de 4 g

### 23.3.2 Comptage rainflow des amplitudes des cycles de contraintes

Le comptage rainflow appliqué aux signaux historiques des contraintes permet d'établir la distribution des amplitudes des cycles de contrainte pendant un intervalle  $\Delta t$  pour chaque joint critique. Dans l'hypothèse présentée au paragraphe 21.4, seul le comptage des cycles sur l'évolution de la contrainte normal  $\sigma_{zz}(t)$  est nécessaire. Cinq distributions sont établies pour les cinq composants étudiés. La Figure 163 donne un exemple de distribution des amplitudes des cycles de contrainte équivalente par minute obtenue pour le composant C2 pour une valeur efficace de l'accélération de 4 G.

Pour l'exemple traité, les calculs ont été effectués pour une durée  $\Delta t$  de quelques minutes. Cet intervalle est considéré comme représentatif du processus aléatoire stationnaire. Pour cet exemple, l'accélération temporelle a été générée numériquement par des nombres aléatoires constituant un bruit blanc. Ce bruit blanc a ensuite été filtré par une fonction de transfert adéquate correspondant à la donnée d'un spectre normalisé.

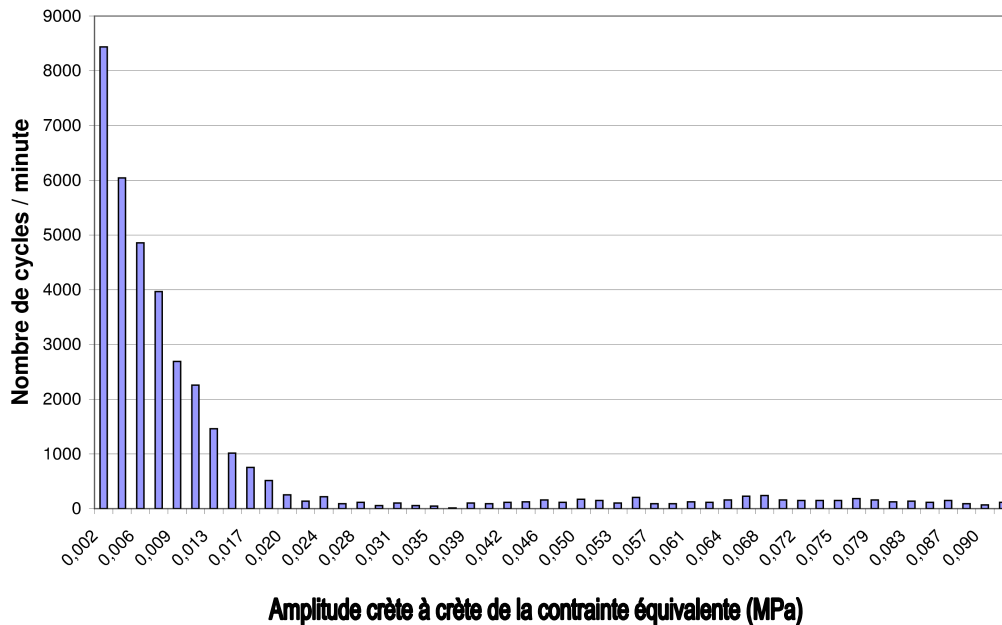


Figure 163 : Distribution des amplitudes des cycles de contrainte équivalente dans joint critique du composant C2 pour une accélération efficace de 4 g

### 23.3.3 Calcul du dommage cumulé et ajustement des coefficients de Basquin

Le calcul du dommage cumulé dans l'hypothèse présentée au paragraphe 21.4 permet d'obtenir une valeur de dommage  $D$  comprise entre 0 et 1 par sommation des cycles de contraintes sur une durée de sollicitation  $\Delta t$ . Lors des essais sur la carte de test A, la valeur de l'accélération efficace augmentait par palier. Trois paliers d'une durée d'une heure ont été appliqués à la carte. Trois valeurs efficaces de l'accélération aléatoire sont donc utilisées : 4, 7 et 10 g. Le Tableau 38 donne les résultats expérimentaux enregistrés. Une mesure de résistance est effectuée en continu pour vérifier l'intégrité des assemblages et détecter les défaillances. Deux cartes ont été utilisées lors des essais. Pour la carte 1, les composants C1CGA sont tous défaillants lors du deuxième palier qui correspond à une valeur efficace de l'accélération d'entrée de 7 g. Pour la carte 2, deux de ces composants sont défaillants lors du palier à 10 g. La dispersion expérimentale est là aussi observée comme lors des essais présentés au chapitre précédent. Pour les deux cartes testées, les composants C1 et C5 ne sont pas défaillants, même après 3 heures d'essai. Les résultats sont cohérents pour chaque carte selon le type d'assemblage et le composant. La dispersion est notable entre les deux cartes. Les cartes ont été testées l'une après l'autre. Certains paramètres ont été modifiés entre les deux essais tels que le couple de serrage des vis qui affecte la raideur des fixations. La finition de circuit imprimé est également différente entre les deux cartes, les interfaces métallurgiques ne sont donc pas les mêmes.

Composant	Temps à défaillance (carte 1)	Temps à défaillance (carte2)
C1 (FBGA)	Non défaillant	Non défaillant
C2 (CICGA)	1 h 08 min	2 h 17 min
C3 (CICGA)	1 h 22 min	2 h 16 min
C4 (CICGA)	1 h 17 min	1 h 49 min
C5 (PLCC)	Non défaillant	Non défaillant

**Tableau 38 : Temps à défaillance relevés lors des essais expérimentaux**

Pour illustrer la méthode et ajuster les coefficients de Basquin sur les résultats expérimentaux, seuls les résultats de la carte 1 sont utilisés. Les facteurs de corrélation statistiques définis au paragraphe 21.4 sont préalablement calculés à partir des signaux historiques des contraintes sur l'intervalle  $\Delta t$ . Les valeurs des coefficients pour chaque composant sont données dans le Tableau 39.

Composant	$\sqrt{1 + 3(\lambda_x^2 + \lambda_y^2)}$
C1 (FBGA)	1,47
C2 (CICGA)	1,16
C3 (CICGA)	1,17
C4 (CICGA)	1,17
C5 (PLCC)	3,12

**Tableau 39 : Valeurs du facteur de proportionnalité statistique entre contrainte équivalente et contrainte normale calculés dans l'hypothèse présentée au paragraphe 21.4**

Le Tableau 40 donne les valeurs de dommage D pour chaque composant après 1 h 22 min d'essai, temps à défaillance le plus élevé, pour le composant C3 de la carte 1. Expérimentalement ce temps correspond à 1 h d'essai pour le premier palier à une valeur efficace de l'accélération aléatoire d'entrée de 4 G et 22 minutes pour le deuxième palier à 7 g.

Les valeurs des coefficients de Basquin sont ajustées à une valeur de 2 MPa pour  $\sigma'_f$  et de 0,15 pour b pour obtenir une valeur de D égale à 1 pour le composant C3, défaillant après 1 h 22 min de test. Le dommage est calculé tel que :

$$N_f = \frac{1}{2} \left( \frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\sigma'_f} \right)^{-1/b} \quad (87)$$

$$D = \sum_{cycles} 2 \left( \frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\sigma'_f} \right)^{1/b} \quad (88)$$

$N_f$  est le nombre de cycles à défaillance pour une valeur constante de l'amplitude de la contrainte équivalente dans le joint. D est le dommage calculé par sommation des cycles de contrainte équivalente obtenus par le comptage rainflow. La valeur de 0,15 pour b est très proche des valeurs rencontrées dans la littérature [DASG00].

Composant	Domage après 1 h 22 min de test (D)
C1 (FBGA)	0,06
C2 (CICGA)	0,63
C3 (CICGA)	1
C4 (CICGA)	0,88
C5 (PLCC)	0,04

**Tableau 40 : Valeurs de dommage D calculées pour chaque composant après 1 h 22 min de test sous sollicitation aléatoire**

Les valeurs calculées montrent clairement que les composants non défaillants après 1 h 22 min de test ont une valeur de dommage très inférieure aux valeurs calculées pour les composants défaillants. La valeur du dommage D calculée par la méthode est donc un bon indicateur. Pour les trois composants défaillants les valeurs de D ne sont pas totalement cohérentes avec les temps à défaillance. Par exemple, le composant C2, défaillant après 1 h08 min de test devrait avoir une valeur de D supérieure à 1. Compte tenu de la dispersion expérimentale et des nombreuses hypothèses associées à la méthode proposée, ces résultats ne sont pas étonnants. Globalement les résultats calculés dans le cas de l'exemple de la carte de test A sont pertinents et montrent que la méthode proposée dans ce chapitre permet d'évaluer le dommage cumulé dans les assemblages soumis à des sollicitations vibratoires aléatoires.

L'incertitude sur le calcul de D n'a pas été évaluée. L'incertitude sur les fonctions de transfert issues du calcul par éléments finis dépend essentiellement du modèle et des propriétés matériaux utilisées. L'incertitude sur le calcul de D à partir des fonctions de transfert dépend de la qualité du signal aléatoire de l'accélération d'entrée, générée numériquement ou mesurée lors des essais. La dispersion des mesures sur les cartes 1 et 2 montre que le calcul déterministe du temps à défaillance se heurte au caractère statistique de l'apparition des défaillances des composants. Comme souvent, le temps à défaillance pour 50 % ou 63 % de composants défaillants peut être choisi pour déterminer, à partir d'un plus grand nombre de résultats expérimentaux ; les valeurs du coefficient et de l'exposant de la loi de fatigue. Un critère de défaillance expérimentale sur la valeur de D doit être choisi. Une valeur de  $D = 0,5$  suffit à donner une défaillance expérimentale.

## 24 Conclusion

Les lois de fatigue en vibration pour les joints brasés sont difficiles à établir compte tenu de la difficulté à mesurer la déformation des joints lors des essais expérimentaux. Cette problématique se retrouve également en thermomécanique où des éprouvettes représentatives peuvent être utilisées comme présenté au chapitre 2. En vibration et notamment pour des fréquences élevées, supérieures à 50 Hz, l'utilisation d'éprouvettes représentatives n'est pas aisément réalisable au moyen de banc de tests conventionnels.

La modélisation des contraintes dans les joints est donc de toute façon indispensable pour appliquer les lois de fatigue à grand nombre de cycles aux joints brasés de composants électroniques. La méthode présentée dans ce chapitre permet, à partir de résultats en termes de temps à défaillance relevés lors des essais de fatigue aléatoire, d'établir une loi de fatigue pour les brasures. Les valeurs des coefficients de Basquin identifiées ici méritent d'être validées par d'autres calculs et résultats expérimentaux. Cette méthode permet également à partir de valeurs de coefficients de la loi de Basquin identifiés expérimentalement, d'évaluer dans une certaine mesure, la durée de vie des composants soumis à une sollicitation aléatoire. La méthode fait l'objet d'un brevet déposé dans le cadre de la réalisation de capteurs embarqués permettant le calcul en temps réel d'un estimateur d'une durée de vie restante avant défaillance des assemblages électroniques à partir d'une mesure d'accélération et de la connaissance du comportement dynamique de la carte.

Un premier modèle éléments finis de la carte de test A a été construit et ajusté aux mesures expérimentales. Malgré des conditions aux limites qui ne sont pas élémentaires telles que des encastremements parfaits aux bords de la carte, les réponses calculées sont en cohérence avec les mesures expérimentales pour les 10 premiers modes de vibration. La modélisation par éléments finis des cartes électroniques en vibration permet d'établir des modèles représentatifs du comportement dynamique réels des cartes. Pour la carte de test B fixée en 26 points présentée dans le chapitre 3, un modèle a été construit mais l'ajustement du comportement modal s'est révélé plus difficile. Le nombre élevé de fixations implique des déformées modales complexes et des fréquences de résonance plus élevées. Néanmoins, les modèles éléments finis permettent de calculer les réponses fréquentielles des efforts dans les joints. Les joints critiques des composants peuvent être ciblés. La méthode se révèle également utile à la conception des cartes électroniques dans tous les domaines.

Le calcul du dommage sur le cas de la carte de test A montre que les hypothèses utilisées permettent d'obtenir des résultats qui s'approchent des mesures expérimentales. La prise en compte de la multiaxialité mérite d'être améliorée par un comptage de cycles tridimensionnels par exemple.





---

## **VI Conclusion générale et perspectives**

---

## Conclusion générale

La thèse avait pour objectif d'étudier la fatigue des brasures sans plomb de composants électroniques sous sollicitations sévères et complexes de type cyclage thermiques, vibrations et combinaisons des deux. Cette étude a comporté différentes phases expérimentales et de modélisation numériques pour aboutir à un modèle de comportement et d'endommagement pour l'alliage SAC305 en fatigue oligocyclique et à d'autres résultats sur les modes de ruptures des joints brasés en vibration. Cette thèse s'inscrit dans un contexte à dominante industrielle dans le cadre de la fiabilité des systèmes embarqués sur les avions du groupe EADS. Les conséquences du bannissement du plomb dans les assemblages électroniques introduit en Europe par la directive environnementale RoHS ont initié ces travaux.

Les joints brasés sont tous spécifiques aux technologies de boîtiers associées. Chaque géométrie de joint implique des microstructures différentes plus ou moins riches en composés intermétalliques. La microstructure des alliages SAC est sensible aux compositions d'alliages, aux géométries de joints brasés et aux matériaux de finitions aux interfaces des composants et des circuits imprimés. Une approche purement microstructurale semble donc difficile pour proposer un modèle générique pouvant s'adapter à une ou plusieurs technologies d'assemblage dans une gamme restreinte de vitesses et amplitudes de déformation ainsi que de températures. Néanmoins l'étude des modes de ruptures des joints SAC a permis de comprendre que les hétérogénéités de microstructure donnent des résultats plus dispersés en fatigue comparés aux alliages Sn-Pb.

Dans le but de comprendre l'impact de la microstructure de l'alliage SAC305 et des géométries de joints sur la durée de vie des assemblages, les modes de rupture ont été étudiés en fonction du type de sollicitations mécaniques ou thermiques. En fatigue oligocyclique et en thermomécanique, les sites de concentrations de contraintes aux interfaces développent des cavités macroscopiques qui amorcent les fissures et orientent leur propagation. On parlera également de « recristallisation partielle » dans ces sites. La structure cellulaire se reforme en petits grains sous les actions conjuguées des contraintes, des déformations mécaniques et des variations de température. Les profils de refusion lors de l'assemblage en convection et en phase vapeur créent également des hétérogénéités de microstructure selon la géométrie, le volume des brasures et l'inertie thermique des cartes. En vibration, les sites de concentration de contraintes et les interfaces entre les différentes phases et composés intermétalliques montrent des fissurations multiples qui ont tendance à se propager le long des plaques de composés  $Ag_3Sn$  ou des composés  $Cu_6Sn_5$  et  $Ni_xSn_y$ . Les cavités apportent également des concentrations de contraintes locales qui amorcent ou stoppent la fissuration macroscopique selon leur répartition spatiale au sein de la brasure.

L'influence de la finition des plages d'accueil du circuit imprimé et du type de procédé de refusion a été étudiée. La dispersion expérimentale en vibration n'a pas permis de conclure directement sur l'influence du matériau de la finition des plages d'accueil. Néanmoins certaines tendances sont mises en évidence pour certains composants. Dans ces cas c'est la finition ENIG (NiAu) qui semble la plus sensible en vibration, les premières défaillances apparaissent plus tôt. Sous sollicitations combinées et successives, on observe les mêmes types de mode de rupture aux interfaces que ceux observés en vibration. Dans ce cas, pour certains composants à billes, les résultats montrent également que la finition ENIG (NiAu) est plus sensible. Les temps à défaillances des assemblages soumis à des charges successives et combinées sont plus faibles que pour la finition de circuit imprimé à base d'étain (Sn).

Néanmoins, les fissures sont souvent localisées à l'interface entre le composant et la brasure. Le matériau de finition du circuit imprimé ne rentre donc pas en compte dans ce type de mode de rupture. Les finitions des plages d'accueil des boîtiers sont quant à elles très variées. Les fissures sont localisées dans la brasure le long des composés intermétalliques. L'interdiffusion entre l'étain de la brasure et la finition du circuit imprimé appauvrit plus ou moins la brasure en étain le long des composés. Les composés à base d'or ( $Au_xSn_y$ ) et de nickel ( $Ni_xSn_y$ ) sont par nature plus fragiles et rendent le assemblage moins performant en fatigue mécanique quand les fissures se propagent à travers ou dans les couches de composés.

Une approche majoritairement macroscopique de la modélisation de la fatigue a donc été choisie pour permettre d'établir des modèles de comportement et d'endommagement applicables dans les bureaux d'études, dans lesquels les choix technologiques et la conception des cartes électroniques sont primordiaux pour atteindre les critères de fiabilité et de durée de vie requis. Les modèles empiriques de fatigue en loi puissance et les procédures expérimentales associées aboutissent à des lois très similaires en termes de valeurs des constantes. Les modèles de type Coffin-Manson les plus pertinents ont donc été présentés dans le **premier chapitre**. Les procédures d'indentification établies sur des mesures directes de déformations sont plus robustes, mais permettent difficilement de travailler sur des éprouvettes représentatives des joints de brasure des composants. La microstructure, la taille et le volume des éprouvettes de traction ou torsion conventionnelles ne sont pas représentatifs des joints de composants. Les interfaces métallurgiques qui sont les sites de concentration des contraintes ne rentrent pas en jeu lors de l'endommagement des éprouvettes conventionnelles en fatigue. Hors, compte tenu des volumes en présence, les réactions interfaciales peuvent modifier le comportement global du joint brasé. Les éprouvettes de torsion constituées de deux tubes en cuivre brasés par l'intermédiaire d'un joint brasé ont donc été choisies pour réaliser les essais de fatigue oligocyclique. Leur microstructure peut être suffisamment représentative de celles des joints brasés de composants sur cartes. La mesure directe de déformation et la microstructure de ces éprouvettes garantissent la représentativité de la fatigue thermomécanique des joints de composants électroniques.

Le travail plastique dissipé sur un cycle semble le paramètre le plus adapté aux brasures en thermomécanique et en fatigue oligocyclique isotherme pour les modèles empiriques en loi puissance. Il permet de tenir compte directement du couple contrainte –déformation et de la triaxialité des contraintes. Il est aisément calculable au moyen d'un code de calcul par éléments finis standard. La zone de calcul du travail plastique dissipé lors des modélisations doit être définie et ajustée sur des résultats expérimentaux pour permettre d'atteindre une bonne représentativité des modèles pour les appliquer sur différentes technologies d'assemblages utilisant le même alliage. Néanmoins, l'influence de la température est difficilement prise en compte dans ce type de modèle. Les constantes identifiées sont donc valables uniquement pour un type de sollicitation : cycles thermiques de profils bien définis ou cycles mécaniques à température constante. Ils ne permettent pas de donner des tendances pertinentes lors de successions complexes de sollicitations mécaniques ou thermomécaniques. Par exemple, l'influence de la vitesse de déformation sur les alliages ductiles à basse température de fusion doit être nécessairement prise en compte dans les modèles pour tenir compte correctement de l'endommagement de fluage. La règle de cumul linéaire du dommage montre également ses faiblesses pour les alliages de brasure en thermomécaniques comme il a été démontré dans la littérature.

En vibration, peu de modèles sont proposés dans la littérature. Les modèles de type loi de Basquin sont les seuls à être proposés. Là aussi, les valeurs des constantes proposées sont très proches. La valeur de l'exposant de Basquin est toujours proche de 0,15 comme proposé par Steinberg [STEI86]. La dispersion se retrouve essentiellement sur la constante de fatigue identifiée par les différents auteurs. L'approche purement expérimentale par des mesures directes de déformation est rarement employée. La mesure de déformation en vibration à des fréquences de sollicitation comprises entre 100 Hz et 2000 Hz même sur des éprouvettes conventionnelles, est rarement employée, car difficile à mettre en œuvre. L'approche la plus courante est l'identification par confrontation des résultats expérimentaux obtenus sur des cartes de test et les résultats des modélisations et simulations par éléments finis en vibrations harmoniques ou aléatoires. Les sollicitations harmoniques sont plus courantes, car elles permettent de fixer la valeur des contraintes dans les joints si seul le comportement purement élastique des joints est modélisé. Cette hypothèse de comportement est presque toujours faite en vibration étant données les faibles valeurs de déformations des brasures. Cette approche purement élastique n'est pas rigoureusement vérifiée expérimentalement.

Dans le cas des sollicitations combinées, deux approches sont proposées ; la modélisation par l'endommagement continu de l'élément de volume et la modélisation de la fatigue par des lois en puissance modifiées. La deuxième approche est rendue non linéaire par l'introduction d'exposants supplémentaires qui possèdent des valeurs différentes selon l'ordre des successions des sollicitations vibratoires et thermomécaniques. Elle est donc très dépendante du type de sollicitations et de la fréquence des successions des charges mécaniques et thermomécaniques. L'approche de l'endommagement continu permet quant à elle d'établir des modèles à partir des lois de comportement viscoplastiques à écrouissages préalablement identifiées. Elle permet de tenir compte de multiples paramètres et s'adapte plus facilement au comportement des brasures dans une gamme variée de températures, vitesses et amplitudes de déformations. Cette approche est donc choisie dans le **deuxième chapitre** pour présenter une loi de comportement et un modèle d'endommagement pour l'alliage SAC305 à température ambiante.

Les essais expérimentaux présentés dans ce **deuxième chapitre** ont permis de travailler sur des éprouvettes représentatives des joints de composants électroniques. Des essais de torsion ont été mis en place afin de mesurer les déformations cycliques en vue d'élaborer une loi de comportement. Ainsi, les modes de ruptures sont similaires à ceux des joints de composants électroniques ; amorces des fissures dans la brasures et propagations de celles-ci le long des composés intermétalliques de type  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ . Une loi de comportement élasto-viscoplastique à écrouissage cinématique est établie à 25°C dans le cas de la torsion pure des joints. Celle-ci est valable pour des gammes de déformation allant de 0,8 % à 2 % et pour des vitesses de déformations allant de  $10^{-5}\text{s}^{-1}$  à  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ . Ces gammes de vitesses et amplitudes de déformation correspondent aux ordres de grandeur calculés ou mesurés sur des composants électroniques assemblés sur des cartes. Là aussi, les résultats peuvent être dispersés. Cette dispersion expérimentale s'explique par la présence de cavités au sein de la brasure. Ce type de cavités se retrouve également dans les brasures de composants.

Dans le cas de la fatigue oligocyclique des mêmes éprouvettes en torsion, les résultats mettent clairement en évidence l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur la durée de vie des joints. Plus la vitesse de déformation est faible et plus le l'endommagement de fluage des joints est important, ce qui écourte sensiblement leur durée de vie en nombre de cycles et en temps. Une température plus élevée a le même impact sur le comportement et la

fatigue des brasures. Ces résultats montrent clairement que les modèles empiriques en loi de puissance, même avec un critère énergétique, ne sont pas réellement adaptés aux alliages de brasage. Pour une même valeur de travail plastique dissipé sur un cycle, les durées de vie sont très différentes. La température et la vitesse de déformation appliquées sont deux paramètres très influents sur la fatigue oligocyclique.

Les tendances en fatigue issues des résultats à 25°C et à 75°C ne sont pas compatibles avec une loi de fatigue en puissance représentée dans un diagramme log-log à cause de légères différences des vitesses de déformations. Un modèle de fatigue empirique en loi puissance ne permet pas d'ajuster tous les résultats expérimentaux, même avec une prise en compte de la vitesse de déformation. Finalement un modèle d'endommagement continu basé sur l'équation d'évolution du dommage de Lemaitre est établi. Le modèle est en accord avec les résultats jusqu'à un quart de la vie des éprouvettes dans le cas des essais à 25°C, 1,3 % de déformation totale de cisaillement à une vitesse de déformation de  $1,3 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$ . A partir de cet état de fatigue, il apparaît un couplage entre endommagement de volume et fissuration lors des essais. Cette fissuration fait chuter la rigidité des joints. Le modèle proposé ne tient pas compte de cette chute de rigidité lors des remontées en charge et est donc limité en termes de nombres de cycles. La valeur limite du nombre de cycles donnant une corrélation entre calculs et résultats expérimentaux dépend des gammes de températures, vitesses et amplitudes de déformation appliquées. Le **deuxième chapitre** donne des résultats expérimentaux et expose des limites de la modélisation par l'endommagement viscoplastique de volume pour les brasures.

Pour l'étude de la fatigue vibratoire l'approche employée dans le **troisième et le dernier chapitre** utilisent des cartes de test avec des composants électroniques. Plusieurs campagnes de test réalisées par le consensus des entités du groupe EADS ont permis de réaliser des essais sur des cartes de test en vibration aléatoires. Les mesures d'accélération lors de la recherche des fréquences de résonance montrent que l'épaisseur du circuit imprimé ou le collage des composants aux coins des boîtiers modifie sensiblement l'ordre de grandeur des fréquences propres des cartes et les amplifications associées. La valeur des contraintes dans les joints est majoritairement liées à l'amplitude de flexion du circuit imprimé pour des composants de faible masse (<17 g), de dimensions élevées (entre 10 et 30 mm de côté) avec une faible hauteur de boîtier (<3 mm). Les fréquences et les amplifications résultantes impactent donc fortement la durée de vie des assemblages en vibration. L'ensemble des mesures réalisées a permis de conclure qu'une épaisseur plus élevée du circuit imprimé, le collage des composants ou une basse température de l'ordre de -55°C se caractérisent par des fréquences plus élevées comparées aux fréquences d'une carte standard sans collage à 25°C. La durée de vies des assemblages est donc plus élevée dans ces trois cas de figure. Le collage des boîtiers, en plus d'augmenter la fréquence de résonance de la carte, limite les contraintes dans les joints les plus sensibles, ceux situés à proximité des coins des boîtiers.

Les résultats des essais de fatigue sur les cartes de test donnent certaines tendances de durée de vie en fonction du niveau vibratoire appliqué aux fixations des cartes. Ces résultats sont utilisables tels quels pour des technologies de composants similaires et une conception du circuit imprimé sensiblement identique. Les modes de déformation aux résonances doivent être les mêmes pour que les brasures soient sollicitées par les mêmes ordres de grandeur de contraintes aux mêmes fréquences et amplifications des cartes. Ces résultats pourront être exploités via des simulations par éléments finis pour extraire des tendances de durée de vie qui dépendront du niveau de contraintes mécaniques dans les joints et non du niveau appliqué aux fixations de la carte. Ceci permettra d'établir des lois de fatigue adaptées à tous types de

cartes et technologies utilisant le même alliage. Néanmoins, l'analyse des modes de ruptures des différentes technologies de joints et composants permet d'établir une synthèse des types de fissuration rencontrés en vibration aléatoire dans une gamme restreinte de fréquences et de niveaux vibratoires.

Le **quatrième chapitre** ouvre des perspectives de la thèse qui sont en ce moment développées au centre de recherche d'EADS IW. Ce chapitre donne des bases pour la simulation des cartes en vibrations au moyen d'un code éléments finis standard. La démarche présentée est quant à elle générale et elle est illustrée sur un exemple simple d'une carte étudiée lors du projet européen coordonné par EADS IW entre 2004 et 2007. L'utilisation d'une loi de Basquin et de l'hypothèse de cumul linéaire du dommage permet de calculer, dans une première approche, un indicateur d'endommagement à partir de simulations par éléments finis et de résultats expérimentaux sur cartes de test et composants électroniques. Cette méthodologie a contribué au dépôt d'un brevet EADS publié en 2010 pour l'estimation in situ de l'état de fatigue des cartes électroniques. La méthode vise à calculer en temps réel un indicateur du temps de vie restant d'une carte électronique en se focalisant sur le composant le plus sensible de la carte. Une étude amont telle que celle présentée dans le dernier chapitre est nécessaire à la programmation d'un capteur muni d'un microcontrôleur réalisant les calculs en temps réel à partir d'une mesure d'accélération sur les fixations de la carte.

L'ensemble de ces travaux de recherche a contribué à apporter une connaissance sur le comportement mécanique et thermomécanique de l'alliage SAC305, pour un remplacement potentiel de l'alliage traditionnel Sn-Pb. Les données obtenues ont permis de proposer un modèle d'endommagement continu pour les sollicitations thermomécaniques et à évaluer la tenue de cet alliage soumis à des contraintes vibratoires. L'exploitation de ces travaux doit permettre d'améliorer la prévision de durée de vie des assemblages de composants électroniques soumis à des environnements sévères où les sollicitations peuvent être combinées. Par ailleurs, les méthodologies développées dans ce travail de recherche pourront être exploitées pour être introduites dans les systèmes de suivi continu des cartes électroniques embarquées.

### *Perspectives des travaux*

L'ensemble des études de cette recherche ; bibliographie sur les modèles de fatigue, fatigue cyclique en cisaillement pur, modélisation du comportement cyclique et de l'endommagement en cisaillement pur des joints brasés, fatigue vibratoire de assemblages et modélisation dynamique du comportement des cartes et assemblages a permis d'établir une base solide pour l'écriture, la présentation et la mise en place d'un modèle générique adapté aux brasures SAC en sollicitations combinées qui s'inscrit dans les perspectives de la thèse.

Un modèle générique a donc déjà été établi au sein de l'équipe d'EADS IW. Ce modèle est en cours d'évaluation. Des calculs et simulations sont effectuées pour montrer que le modèle est adapté et peut s'appliquer, au même titre que le modèle de Basquin en vibration à une application de capteur dans le cadre du suivi continu de la durée de vie de cartes électroniques de systèmes embarqués. Ce modèle couple le modèle d'endommagement continu présenté au deuxième chapitre avec une loi de Basquin telle qu'utilisée dans le dernier chapitre concernant la modélisation de la fatigue en vibration. Il s'agit d'une version incrémentale du dommage viscoplastique du modèle continu en fatigue oligocyclique et de la loi de Basquin établie en vibration. Ce modèle fonctionne en temps réel sur une petite unité de calcul embarquée.

Le modèle d'endommagement proposé en fatigue oligocyclique nécessite des résultats supplémentaires et une formulation des constantes en fonction de la température par une énergie d'activation thermique du comportement et de l'endommagement. Une approche de la mécanique de la rupture pourrait y être ajoutée pour tenir compte de la fissuration des joints au cours de la vie des assemblages. Un critère de fatigue devra nécessairement être proposé. La dispersion expérimentale liée aux hétérogénéités des microstructures pourra être introduite dans le modèle via la prise en compte des distributions statistiques des valeurs des paramètres. La microstructure des éprouvettes testées en température pourra être plus précisément étudiée pour analyser l'évolution des phases et l'organisation des cellules après rupture totale de l'éprouvette ou chute de charge supérieure à 90 % de la charge initiale appliquée. Ces différentes étapes nécessitent de nombreuses heures de calcul et d'ajustement numérique mais également des essais spécifiques tels qu'un essai d'écrouissage cyclique à différentes valeurs de charges ou déformations consécutives.

Le modèle doit être étendu et formulé en tridimensionnel pour être intégré à un code de calcul standard par une programmation Fortran dédiée et effectuée au sein de l'équipe d'EADS IW. Ainsi une comparaison quantitative pourra être effectuée entre un calcul de fatigue au moyen d'un modèle empirique en loi puissance et un modèle d'endommagement continu. La pertinence de ce type de modélisation sera donc jugée et discutée. Le compromis entre le temps de calcul et l'augmentation de la précision des calculs est au centre de la discussion.

Les essais de vibration en température et les essais successifs (vibration suivie par des cycles thermiques) ont été menés dans les derniers mois de la thèse. Ceux-ci n'ont pas été complètement exploités. Les analyses des coupes micrographiques ont été réalisées et le sont encore actuellement. Les résultats en termes de nombre de cycles à défaillance seront exploités plus précisément pour mettre en évidence des tendances de durée de vie en fatigue sous sollicitations combinées et successives. Ces résultats pourront permettre d'évaluer le modèle générique.



Le dispositif de torsion vibratoire des éprouvettes de cisaillement mis en place au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines est disponible et peut être exploité par une future étude complémentaire qui pourrait aboutir à des conclusions très attendues concernant le comportement des joints brasés en vibration. Un moteur rotatif délivrant un couple d'une valeur d'1 N.m à une fréquence de 200 Hz a été conçu et réalisé au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines. Un banc expérimental permettant de solliciter les mêmes éprouvettes tubulaires en torsion à 200 Hz a donc été mis en place. La contrainte apparente pouvant être atteinte dans le joint est de l'ordre de 5 MPa. L'objectif était d'être représentatif des sollicitations des joints de composants assemblés sur une carte de test en vibration. Les performances du dispositif ont été évaluées et validées mais malheureusement, la mesure des déformations par un pont de jauges standard à 200 Hz pour des faibles valeurs de déformation de l'ordre de 0,02 % s'est révélée difficile avec les moyens disponibles. Le banc de test est disponible au Centre des Matériaux pour une suite potentielle de l'étude. Le comportement de l'alliage est-il réellement purement élastique étant donné les faibles valeurs de déformation, élasto-plastique ou bien même viscoplastique comme en fatigue thermomécanique ? Ne doit-on pas utiliser une approche continue de l'endommagement également en vibration ?

L'ensemble des travaux menés à ce jour a permis d'apporter des réponses sur l'endommagement des joints brasés réalisés avec un alliage sans plomb de type Sn-Ag-Cu. Des travaux complémentaires sont en cours et des études supplémentaires permettront d'affiner l'approche développée dans ce travail de recherche afin d'apporter les éléments nécessaires à la prévision de fiabilité des assemblages électroniques soumis à des sollicitations thermiques et vibratoires.

---

## **VII Références bibliographiques**

---

- [ABDU05] Abdul-Baqi, A., Schreurs, P.J.G.; Geers, M.G.D, "Fatigue Damage Modeling in Solder Interconnects using a Cohesive Zone Approach", *International Journal of Solids and Structures* 42, 927-942, 2005
- [ADAM76] Adams, P.J, "Thermal Fatigue of Solder Joints in Micro-electronic Devices", M.S thesis, Department of Mechanical Engineering, MIT, Cambridge, MA. , 1981
- [AMAG02] Amagai, M. et al, "Mechanical characterization of Sn-Ag-based lead-free solders", *Microelectronic Reliability* 42, 951-966, 2002
- [ANAN92] Anand, L, "Constitutive Equations for the Rate-Dependent Deformation of Metals at Elevated Temperatures", *Transaction of the ASME* 104, 12-17, 1982
- [ANDE04] Andersson, C., "Comparison of isothermal mechanical fatigue properties of lead-free solder joints and bulk solders", *Material Science and Engineering A* 394, 20-27, 2005
- [ANDE07] Anderson, I.E., "Development of Sn-Ag-Cu and Sn-Ag-Cu-X alloys for Pb-free electronic solder applications", *J Mater Sci: Mater Electron*, 55-76, 2007
- [BANN90] Bannantine, J.A. et al, *Fundamentals of metal fatigue analysis*, Prentice Hall, 1990
- [BARK91] Barker, D.B, Dasgupta, A., Pecht, M.G, "PWB Solder Joint Life Calculations under Thermal and Vibrational Loading", *Annual Reliability and Maintainability Symposium Proc.*, 451-459, 1991
- [BASA02] Basaran, C., Tang, H., "Implementation of a Thermodynamic framework for damage Mechanics of Solder Interconnects in Microelectronics Packaging", *International journal of Damage Mechanics* 11, 87-108, 2002
- [BASA04] Basaran, C., Tang, H., Nie S., "Experimental damage mechanics of microelectronic solder joint under fatigue loading", *Mechanics of Material* 36, 1111-1121, 2004
- [BASA98] Basaran, C., Chandaroy, R., "Mechanics of Pb40/Sn60 near-eutectic solder alloys subjected to vibrations", *Applied Mathematical Modeling* 22, 601-627, 1998
- [BUSS92] Busso, E.P., Kitano, M., "A Visco-Plastic constitutive Model for 60/40 Tin-Lead Solder used in IC Package Joints", *Journal of Engineering Materials and Technology* 114, 331-337, 1992
- [BUSS94] Busso, E.P., Kitano, M., "Modeling Complex Inelastic Deformation Processes in IC Packages " Solder Joints, *Transaction of the ASME* 116, 6-15, 1994
- [CHE04] Che, F.X, Pang, J.H.L., "Thermal Fatigue Reliability for PBGA with Sn3.8Ag0.7Cu Solder Joints", *Electronic Packaging Technology Conference Proc.*, 787-792, 2004
- [CHEN07] Chen, G., Chen, X., "Fatigue damage coupled constitutive model for 63Sn37Pb solder under proportional and non-proportional loading", *Mechanics of Materials* 39, 11-23, 2007
- [COFF54] Coffin, L.F., "A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal, " *Transaction of the ASME* 76, 931-950, 1954
- [DARV00] Darveaux, R., "Effect of Simulation Methodology on Solder Joint Crack Growth Correlation", *Electronic Components & Technology Conference*, 1048-1058
- [DING06] Ding, J. et al, "Fatigue crack growth from foreign object damage under combined low and high cycle loading. Part 1: Experimental studies", *International Journal of Fatigue*, 2006

- [DUNG04] Dungey, C., Bowen, P., “The effect of combined cycle fatigue upon the fatigue performance of TI-6AL-4V fan blade material“, Journal of Materials Processing Technology 153-154, 374-379, 2004
- [ERIN07] Erinc, M., Schreurs, P.J.G., Geers, M.G.D., “Integrated-experimental analysis of interfacial fatigue fracture in SnAgCu solder joint”, International Journal of Solids and Structures, 2007
- [MATN07] Matin, M.A., Vellinga, W.P., Geers, M.G.D., “Thermomechanical fatigue damage evolution in SAC solder joint”, Material Science and Engineering A445-446, 73-85, 2007
- [DO-160] Norme Eurocae ED-14D / RTCA DO-160D, “Environmental Conditions and test procedures for airborne equipment”, 1997
- [DUFF04] Duffek, D., “Effects of combined thermal and mechanical loading on the fatigue of solder joints”, Rapport de master, Université de Notre Dame, Inde, 2004
- [ENG07] Engelmaier, W., “How to estimate solder joint reliability, part 1”, Global SMT and Packaging, Sept. 2007
- [GOME04] Gomez, J., Basaran, C., “Damage mechanics constitutive model for Pb/Sn solder joints incorporating nonlinear kinematics hardening and rate dependent effects using a return mapping integration algorithm”, Mechanics of Materials 38, 585-598, 2006
- [GONG08] Gong, J. et al, “Mesomechanical modelling of SnAgCu solder joints in flip-chip”, Computational Material Science 43, 199-211, 2008
- [GU07] Gu, J., Barker, D., Pecht, M., “prognostic implementation of electronic under vibration loading“, Microelectronics reliability, 2007
- [HALP99] Halfpenny, A., “A frequency domain approach for fatigue life estimation from Finite Element Analysis”, International Conference on Damage Assessment of Structures, Damas, 1999
- [HERB09] Herbland, Thibault (2009), Une méthode de correction élastoplastique pour le calcul en fatigue des zones de concentration de contraintes sous chargement cyclique multiaxial non proportionnel. Doctorat Sciences et génie des matériaux, MAT- Centre des matériaux P.M Fourt, ENSMP p.206
- [JGPP06] Bradford, J. et al, “JCAA/JG-PP Lead-free solder project: failure analysis of test vehicles subjected to combined environments test”, Rapport d’évaluation publique, 2006
- [KACH86] Kachanov, L.M, Introduction to Continuum damage Mechanics, Edition Martinus Nijhoff, ISBN-90-247-3319-7, 132 pages, 1986
- [KANC03] Kancanomaï, C. et al, “Influence of frequency on low cycle fatigue behaviour of Pb-free solder 96.5Sn-3.5Ag, Materials Science and Engineering A345, 90-98, 2003
- [KATC00] Katchmar, R., “Overload fracture of package solder joints”, Microelectronic reliability 40, 123-129, 2000
- [KIM02] Kim, K.S., Huh, S.H., Sukanuma, K., “Effects of cooling speed on microstructure and tensile properties of Sn-Ag-Cu alloys”, Materials Science and Engineering A333, 106-114, 2002
- [KIM03] Kim, K.S., Huh, S.H., Sukanuma, K., “Effects of intermetallic compounds on properties of Sn-Ag-Cu lead-free soldered joints”, Alloys and Compounds 352, 226-236, 2003
- [KIM06] Kim, Y.B., Noguchi, H., Amagai, M., “Vibration fatigue reliability of BGA-IC package with Pb-free solder and Pb-Sn solder”, Microelectronics reliability 46, 459-466, 2006

- [LEHM05] Lehman, L.P et al, "Microstructure and damage evolution in Sn-Ag-Cu solder Joints", ECTC2005 Proc., 2005
- [LEMA96] Lemaitre, J., Chaboche, J.L., *Mécanique des matériaux solides*, 2<sup>nd</sup> edition, Dunod, ISBN 2-10-001397-1, 539 pages, 1996
- [LIU03] Liu, X.W., Plumbridge, W.J., "Thermomechanical fatigue of Sn-37wt.%Pb model solder joints", *Materials Science and Engineering A362*, 309-321, 2003
- [LIU05] Liu, X. et al, "Experimental study and life prediction on high cycle vibration fatigue in BGA packages", *Microelectronic Reliability* 46, 1128-1138, 2006
- [LIU08] Liu, Y. et al, "3D Modeling of electromigration combined with thermal-mechanical effect for IC device and package", *Microelectronic Reliability* 48, 811-824, 2008
- [MAIO07] Maio, D.D., Hunt, C., "High-Frequency Vibration Tests of Sn-Pb and Lead-free Solder Joints", *Rapport NPL, MAT 2*, 2007
- [MASS06] Rapport interne EADS, "A Review of Thermo-mechanical Constitutive Equations and Fatigue Failure Models of Lead-Free Solder Joints", 2005
- [MINE45] Miner, M.A., "Cumulative Damage in Fatigue", *Aviation Division Conference*, ASME, Los Angeles, Californie, 1945
- [MOON00] Moon, K.W. et al, "Experimental and Thermodynamic Assessment of Sn-Ag-Cu Solder alloys", *Journal of Electronic materials* 29, 1122-1236, 2000
- [MORR65] Morrow, J., "Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals", *ASTM STP 378*, ASTM, Philadelphie, 1965
- [MULL07] Muller M. et al, "Influence of size, cooling rate and composition on the grain orientation of lead-free solder joints", *Conference MicroNanoreliability*, Sept. 2007
- [NGAR03] Ngargueudejim, K., "Contribution à l'étude des lois d'endommagement en fatigue", *Thèse*, INSA Lyon, 2003
- [OCHO03] Ochoa F. et al, "Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical behaviour of Sn3.5Ag", Avril 2003, [http://www.pbfree.com/pdf/university\\_research/jom\\_final\\_nc.pdf](http://www.pbfree.com/pdf/university_research/jom_final_nc.pdf)
- [PANG04] Pang, J.H.L., Xiong, B.S., Low, T.H., "Low cycle fatigue models for lead-free solders", *Thin Solid films* 462-463, 408-412, 2004
- [PANG05] Pang, J.H.L., Xiong, B.S., "Mechanical properties for 95.5Sn-3.8Ag-0.7Cu Lead-Free Solder Alloy", *Trans. on Components and Packaging Technologies*, Vol 28, No 4, 2005
- [PITO03] Pitoiset, X., "Méthodes spectrales pour une analyse des structures métalliques sous chargements aléatoires multiaxiaux", *Thèse*, Université libre de Bruxelles, 2001
- [QI06] Qi, H., "Plastic Ball Grid Array solder joint reliability assessment under combined thermal cycling and vibration loading conditions", *Thèse*, laboratoire CALCE, University of Maryland, 2006
- [NFA03] NF-A03-406, "Produits métalliques - Fatigue sous sollicitations d'amplitude variable - Méthode Rainflow de comptage des cycles", *AFNOR*, Nov. 1993, 32 pages
- [ROEL07] Roelling, M. et al, "Fatigue analysis of miniaturized lead-free solder contacts based on a novel test concept", *Microelectronic Reliability* 47, 187-195, 2007
- [SCHU03] Schubert, A. et al, "Fatigue Life Models for SnAgCu and SnPb Solder Joints Evaluated by Experiments and Simulation", *ECTC2003 Proc.*, 2003

- [SHI00] Shi, X.Q. et al, "Low cycle fatigue analysis of temperature and frequency effects in eutectic solder alloy", *International Journal of Fatigue* 22, 217-228, 2000
- [SHIR07] Shirley, D.R, Ghorbani, H.R, Spelt, J.K, "Effect of primary creep and plasticity in the modelling of thermal fatigue of SnPb and SnAgCu solder joints", *Microelectronic Reliability*, 2007
- [SOLO89] Solomon, H.D, "Strain-Life Behavior in 60Sn40Pb Solder", *Journal of Electronic Packaging*, Vol. 111, 1989
- [STEI86] Steinberg, *Vibration analysis for electronic equipment*, 3ème édition, Wiley, ISBN 0-471-37685-X, 414 pages, 2000
- [SUND06] Sundelin, J.J, "Mechanical and microstructural properties of SnAgCu solder joints", *Material Science and Engineering A420*, 55-62, 2006
- [SYED04] Syed, A., "Accumulated Creep Strain and Energy Density Based Thermal Fatigue Life Prediction Models for SnAgCu Solder Joints", *ECTC2004 Proc.*, 737-746, 2004
- [SYED06] Syed, A., "Solder Joint Reliability Test, Simulation, and Life Prediction", *Tutorial, EuroSIME2006*, Como, Italy, 2006
- [WE01] Wei, Y., Chow, C.L., "Characteristic of Creep Damage for 60 Sn-40Pb Solder Material", *Trans. of the ASME*, Vol. 123, Sept. 2001
- [WEI06] Wei, Y., Chow, C.L., "Isothermal Fatigue Damage Model for Lead-free Solder", *International Journal of Damage Mechanics*, Vol. 15, Avril 2006
- [ZHUA98] Zhuang, W.Z., Swansson, N.S., "Thermo-Mechanical Fatigue Life Prediction: A Critical Review", *DSTO-TR-0609*, Aeronautical and Maritime Research Laboratory, 1998
- [ZHAO98] Zhao, Y. et al, "Inelastic behavior of microelectronics solder joints under concurrent vibration and thermal cycling", *Inter Society Conference on Thermal Phenomena*, 2000.
- [ZHOU06] Zhou, Y., Scanff, E., Dasgupta, A., "Vibration durability comparison of Sn37Pb vs SnAgCu Solder", *IMECE2006 Proc.*, ASME Int. Mechanical Engineering congress and Exposition, Chicago, Illinois, Nov. 2006
- [ZHOU07] Zhou, Y., Dasgupta, A., "Vibration durability assessment of Sn3.0Ag0.5Cu and Sn37Pb solders under harmonic excitation", *IMECE2007 Proc.*, ASME Int. Mechanical Engineering congress and Exposition, Seattle, Washington, Nov. 2007



---

## **VIII Annexes**

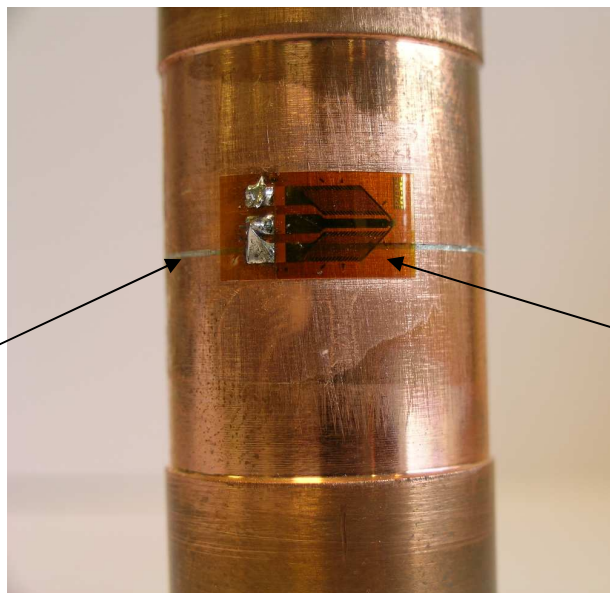
---



## Annexe 1 : Dimensions des éprouvettes de torsion

Numéro de l'éprouvette (Ep.)	Hauteur du joint ( $\mu\text{m}$ ) $\pm 10 \mu\text{m}$	$D_{\text{ext}}$ (mm) $\pm 0,01 \text{ mm}$	$D_{\text{int}}$ (mm) $\pm 0,01 \text{ mm}$	Test $\gamma$ (%) - $f$ (Hz) - $T$ (°C)
I	350	19,63	16,50	1,3-0,05-25
J	420	19,65	16,50	1,3-0,05-25
H	370	19,64	16,50	1,3-0,05-25
L	270	19,55	16,50	1,3-0,05-25
Q	430	19,54	16,50	1,3-0,05-25
S	410	19,55	16,50	2-0,05-25
T	380	19,44	16,50	2-0,05-25
W	340	18,98	16,50	0,8-0,05-25
41	290	19,40	16,50	0,8-0,05-25
42	300	19,40	16,50	0,8-0,05-25
44	320	19,40	16,50	0,8-0,625.10 <sup>-3</sup> -25
31	300	19,40	16,50	2-0,25.10 <sup>-3</sup> -25
18	340	19,39	16,50	2-0,25.10 <sup>-3</sup> -25
8	220	19,40	16,50	0,8-0,05- <b>75</b>
13	250	19,38	16,50	0,8-0,625.10 <sup>-3</sup> -25
24	290	19,40	16,50	2-0,02- <b>75</b>
36	330	19,38	16,50	0,8-0,625.10 <sup>-3</sup> - <b>75</b>
33	360	19,39	16,50	2-0,25.10 <sup>-3</sup> - <b>75</b>
2	310	19,40	16,50	2-0,25.10 <sup>-3</sup> -25
1	330	19,39	16,50	2-0,02- <b>75</b>
6	360	19,40	16,50	0,8-0,05- <b>75</b>
28	320	19,40	16,50	2-0,02- <b>75</b>
40	320	19,38	16,50	2-0,25.10 <sup>-3</sup> - <b>75</b>
10	280	19,40	16,50	0,8-0,625.10 <sup>-3</sup> - <b>75</b>
19	270	19,40	16,50	0,8-0,625.10 <sup>-3</sup> - <b>75</b>
21	280	19,40	16,50	2-0,25.10 <sup>-3</sup> - <b>75</b>
38	350	19,39	16,50	2-0,02-25
45	270	19,40	16,50	2-0,02-25
22	270	19,38	16,50	0,8-0,05- <b>75</b>
12	380	19,40	16,50	0,8-0,625.10 <sup>-3</sup> -25
5	250	19,40	16,50	2-0,25.10 <sup>-3</sup> -25
34	250	19,39	16,50	2-0,02-25

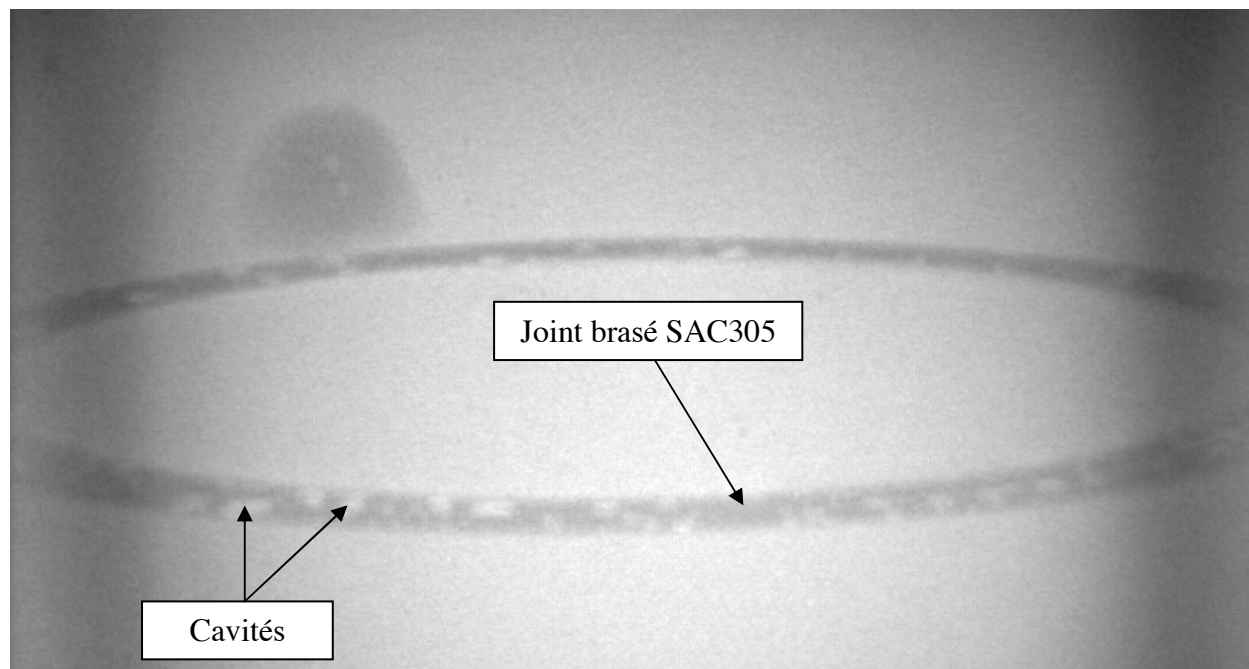
**Annexe 2 : Photos d'une éprouvette de torsion après usinage (tournage)**



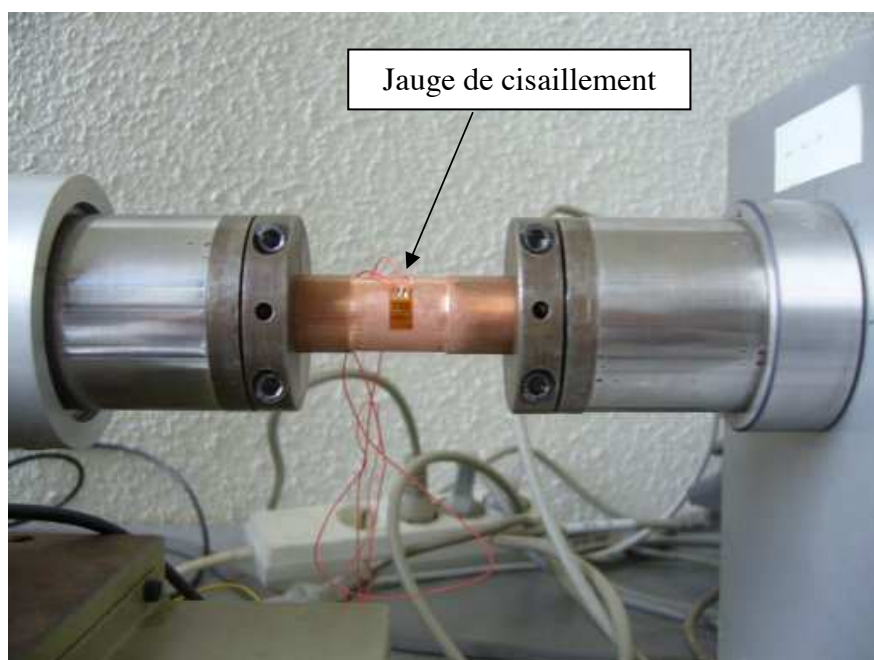
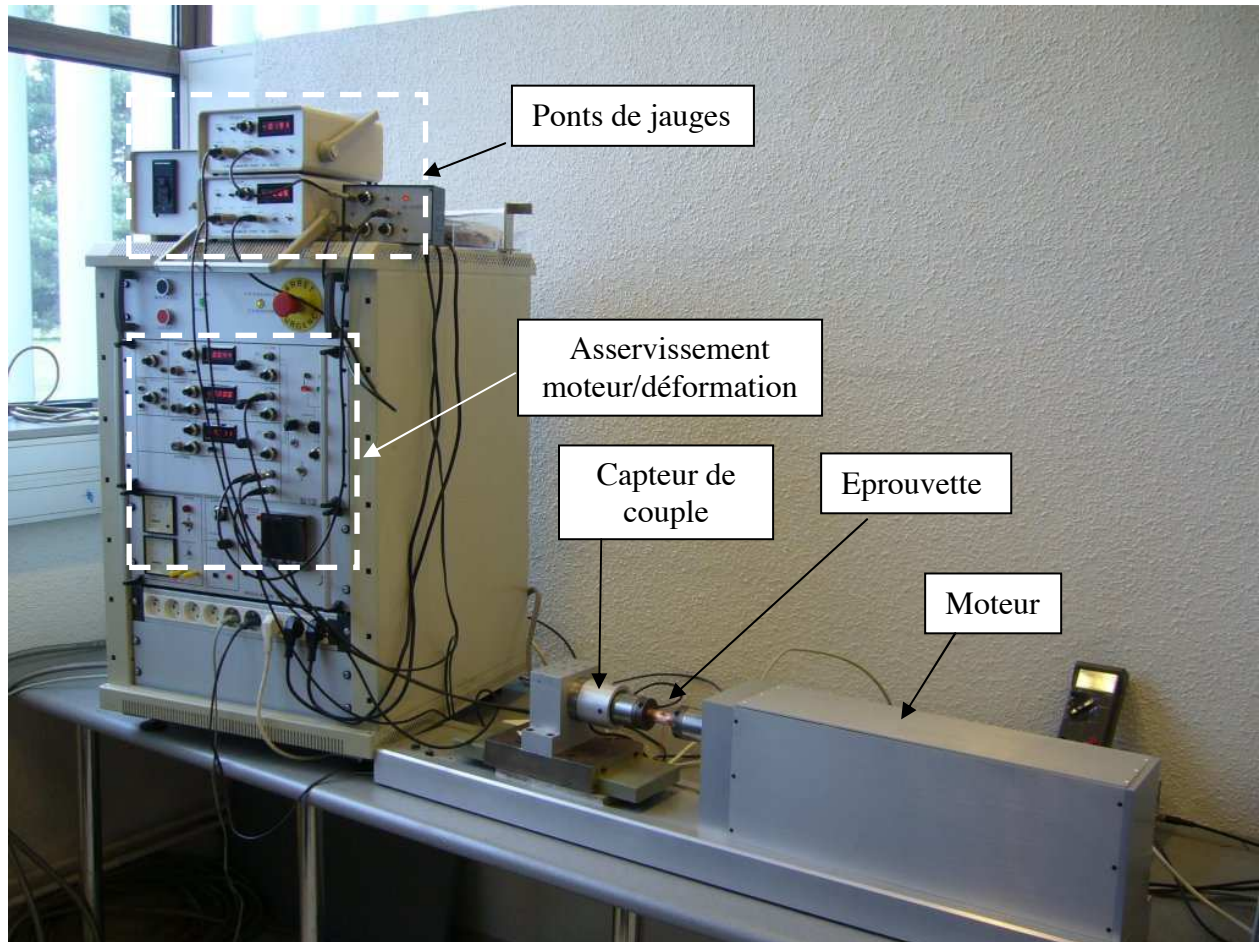
Joint brasé  
(SAC305)

Jauge de  
déformation

**Annexe 3 : Radiographie X d'un joint brasé d'une éprouvette de torsion (mise en évidence des cavités internes au joint)**



## Annexe 4 : Photos du dispositif de test en torsion du Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines



## Annexe 5 : Principe de mesure des déformations en torsion sur les éprouvettes tubulaires brasées

Les jauges utilisées sont disponibles chez *Vishay Microm Measurement* sous la référence CEA-06-062U-V-350. Chaque jauge constituant la jauge complète mesure  $350 \Omega$ . La Figure 164 présente le routage de la jauge complète.

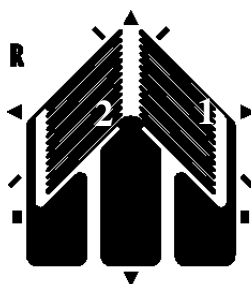


Figure 164: Schéma de routage de la jauge de cisaillement complète

Cette jauge se compose de deux jauges symétriques. Pour la mesure de la déformation de cisaillement du joint brasé, la jauge 1 est collée à cheval sur le joint et le cuivre. La jauge 2 est nécessairement collée sur le cuivre. Quand l'éprouvette se déforme en torsion la jauge 1 est en compression (résistance électrique inférieure à  $350 \Omega$ ) et la jauge 2 est en traction (résistance électrique supérieure à  $350 \Omega$ ). La Figure 165 présente la déformation des jauges en torsion.

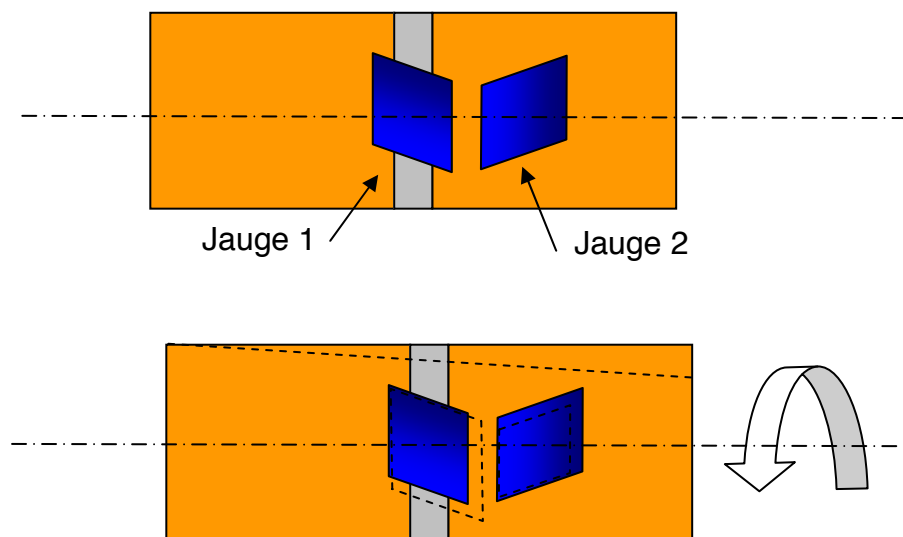


Figure 165 : Principe des mesures de déformation en cisaillement au moyen de deux jauges

Pour le pilotage en déformation du banc de test, le signal que doit délivrer la jauge est calculé préalablement en fonction des dimensions du joint et de la jauge.  $R_1$  et  $R_2$  sont

respectivement les valeurs des résistances électriques de la jauge 1 et de la jauge 2. La déformation  $\gamma_{\text{joint}}$  du joint brasé est calculée en soustrayant la part de déformation du cuivre à la déformation totale de la jauge 1. La déformation du joint est donc définie telle que :

$$\gamma_{\text{joint}} = \gamma_{\text{totale}}(R_1) - \gamma_{\text{cuivre}}(R_1)$$

$\gamma_{\text{cuivre}}(R_1)$  est la part de déformation de la jauge 1 due à la déformation du cuivre de part et d'autre du joint. La déformation du cuivre est très inférieure à la déformation du joint. La déformation totale de la jauge 1 est telle que :

$\gamma_{\text{totale}}(R_1) = \frac{1}{k} \frac{\Delta R_1}{R_1}$	
--	--

$k$  est le facteur de jauge égale à 2,12. La déformation totale de la jauge 1 peut se décomposer comme la somme de la déformation du joint et du cuivre tel que :

$$\gamma_{\text{totale}}(R_1) = \frac{h}{L} \gamma_{\text{joint}} + \frac{(L-h)}{L} \gamma_{\text{cuivre}}$$

Où  $L$  est la longueur de jauge égale à 1,1 mm et  $h$  la hauteur du joint. Ainsi, la déformation du joint  $\gamma_{\text{joint}}$  peut s'exprimer tel que :

$\gamma_{\text{joint}} = \frac{L}{h} \gamma_{\text{totale}}(R_1) - \frac{(L-h)}{h} \gamma_{\text{cuivre}}$	
--	--

La déformation du cuivre  $\gamma_{\text{cuivre}}$  est donnée par la jauge 2 indépendamment de la mesure de la jauge 1. La déformation du cuivre est considérée comme homogène sous la surface totale de la jauge complète. Cette déformation est donnée par le signal de la jauge 2 tel que :

$$\gamma_{\text{cuivre}} = \frac{1}{k} \frac{\Delta R_2}{R_2} = \gamma_{\text{totale}}(R_2)$$

Finalement, la déformation du joint est calculée comme suivant :

$$\gamma_{\text{joint}} = \frac{L}{h} \frac{1}{k} \left[ \frac{\Delta R_1}{R_1} - \frac{(L-h)}{L} \frac{\Delta R_2}{R_2} \right]$$

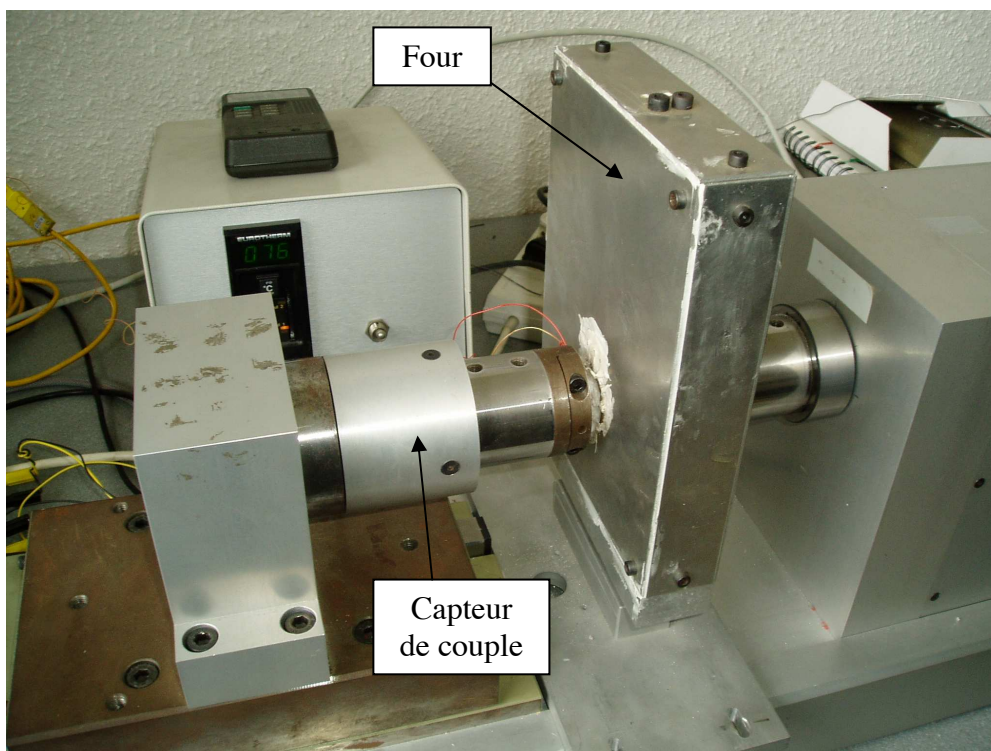
Pour chaque éprouvette, la tension que doit fournir le générateur de signaux de consigne est calculée en fonction de la hauteur du joint brasé pour une déformation imposée souhaitée. Le dispositif d'asservissement est donc calibré à chaque essai.



## Annexe 6 : Plan d'essais de fatigue oligocyclique en torsion sur les éprouvettes tubulaires brasées

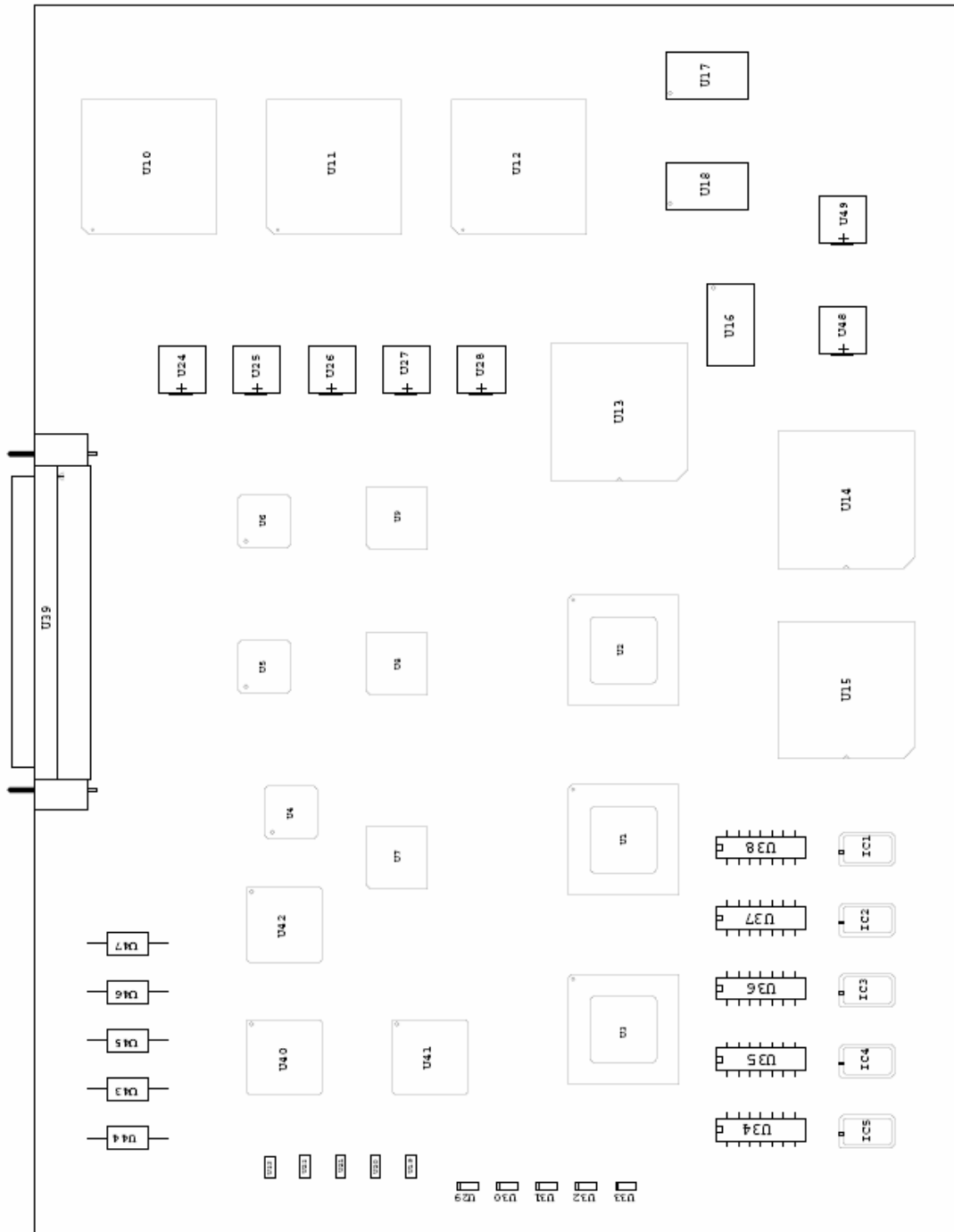
Nb éprouvette	T° (°C)	d( $\gamma$ )/dt (%.s <sup>-1</sup> )	$\Delta\gamma$ (%)
3	25	1.10 <sup>-1</sup>	0,8
3	25	1.10 <sup>-1</sup>	2
3	25	1.10 <sup>-3</sup>	0,8
3	25	1.10 <sup>-3</sup>	2
3	75	1.10 <sup>-1</sup>	0,8
3	75	1.10 <sup>-1</sup>	2
3	75	1.10 <sup>-3</sup>	0,8
3	75	1.10 <sup>-3</sup>	2

## Annexe 7 : Photos du dispositif de torsion avec le four permettant de réaliser des essais en température (75°C)



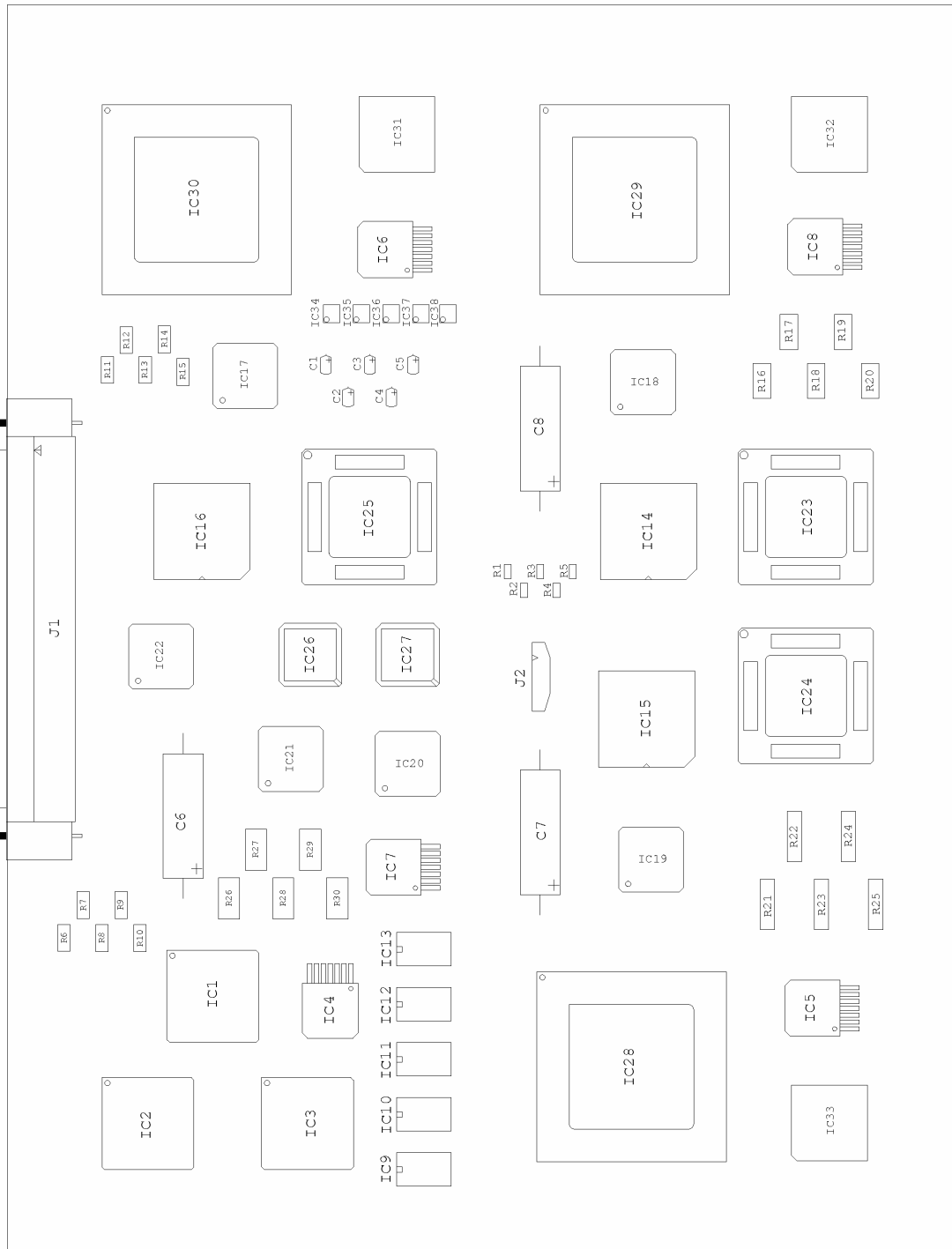
## Annexe 8 : Localisations des composants par des numéros d'IC pour les cartes de test étudiées en vibration expérimentalement (Cf. Chapitre 3)

Carte de test A



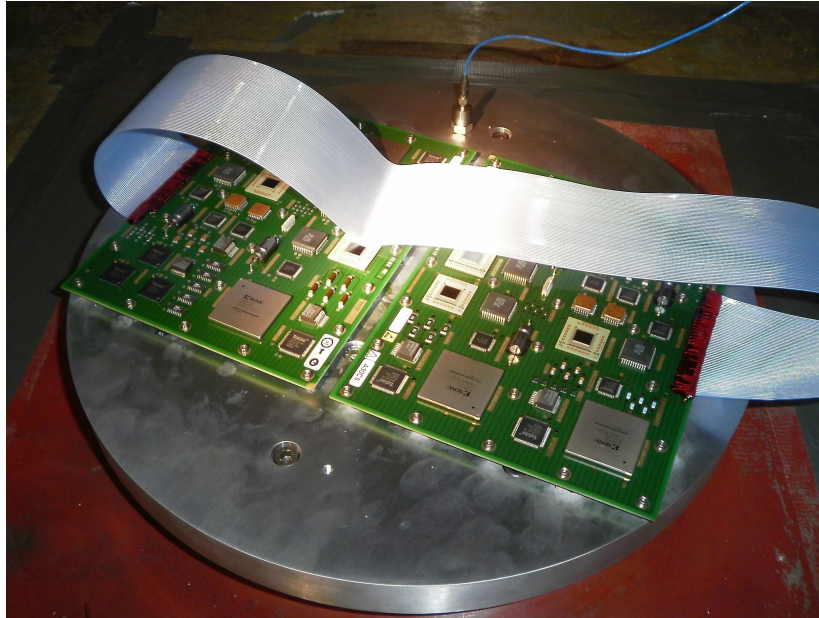


Carte de test B

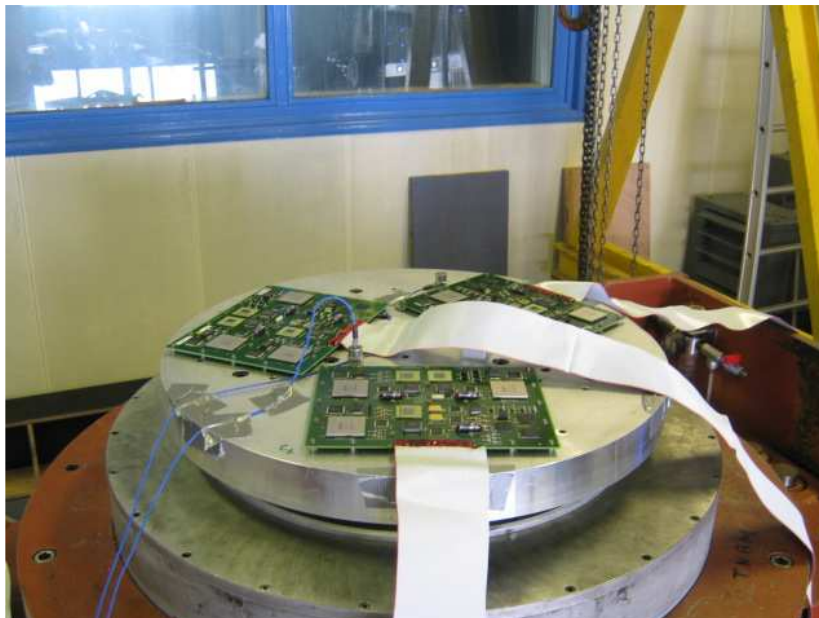


## Annexes 9 : Photos des différents outillages utilisés pour fixer les cartes lors des essais de vibration

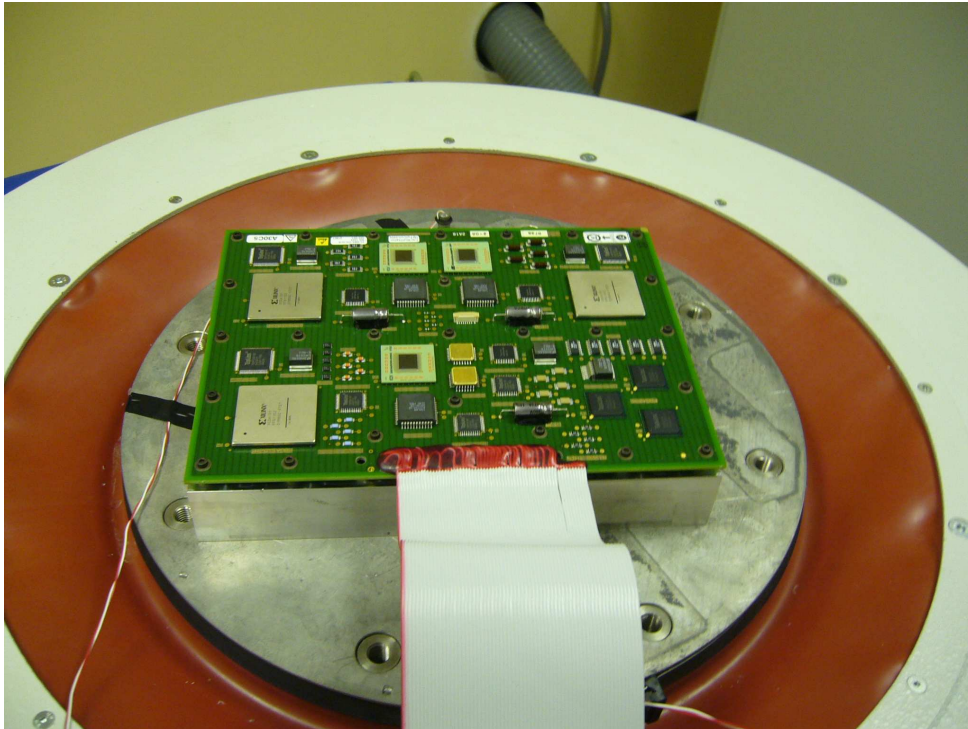
Outillage pour les essais combinés (vibration en température  $-40^{\circ}\text{C}$  et  $100^{\circ}\text{C}$ ) sur pot vibrant 40 kN et enceinte climatique superposée – laboratoires EMITECH Satory



Outillage pour les essais de vibration à température ambiante sur pot vibrant 90 kN – laboratoires EMITECH Satory

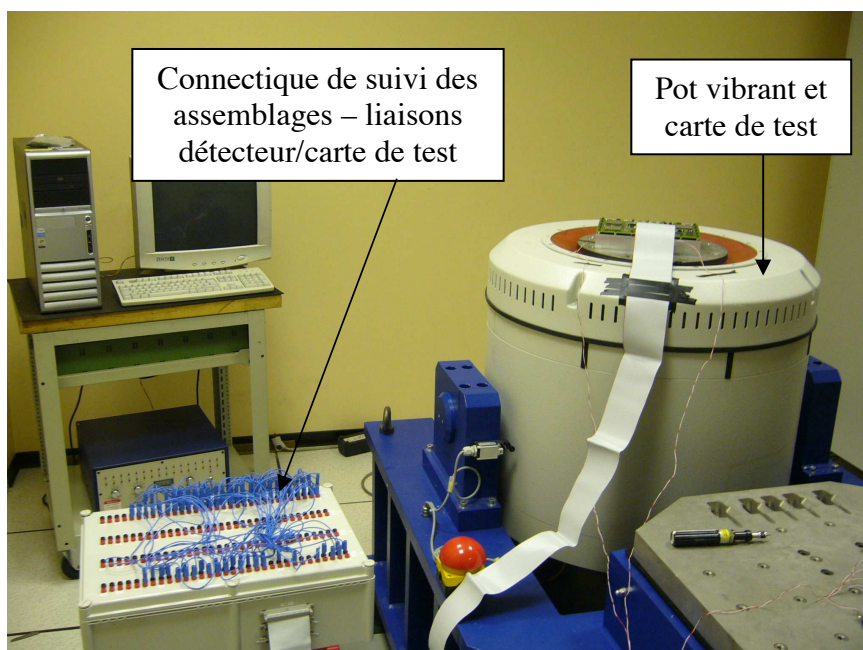
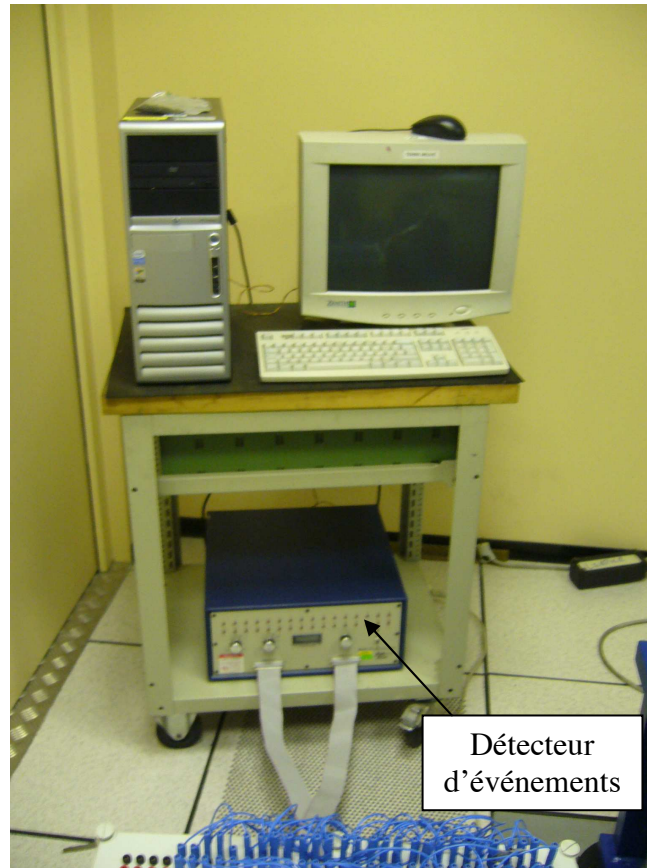


Outillage de vibration pour les essais successifs sur pot vibrant 25 kN – Laboratoires EADS  
IW Suresnes



## Annexe 10 : Photos du dispositif de suivi électrique permettant de mesurer les temps à défaillance des assemblages en vibration

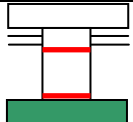
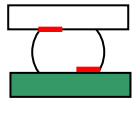
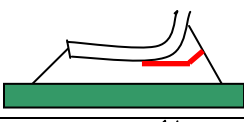
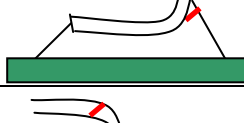
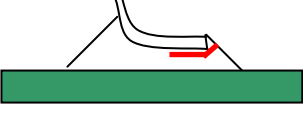




Laboratoires EADS IW Suresnes

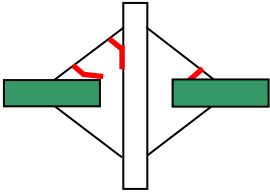
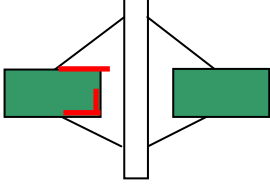
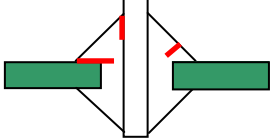




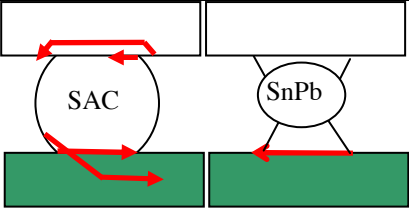
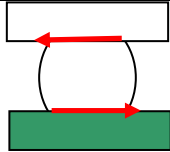
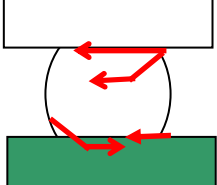
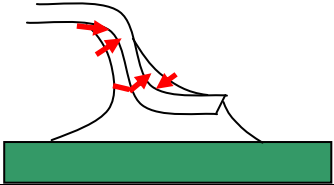
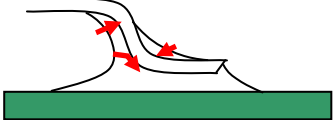
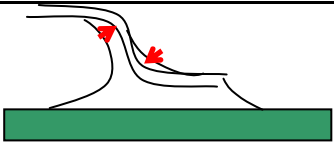
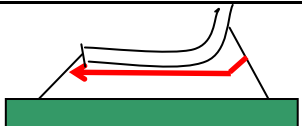

## Annexe 11 : Synthèse des modes de rupture observés en vibrations sur les différents types d'assemblages

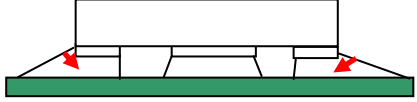
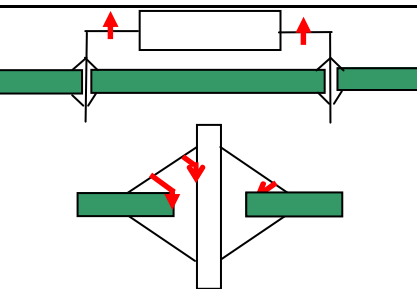
Schématisation des mode de rupture observés en vibration sur des assemblages de composants à finition contenant du plomb brasés avec un alliage SAC305 sans plomb.

Cross-sectioned components	Main observations after vibration test (sine and random excitation)	Comparison with SnPb assembly	Explanatory figure
<b>CICGA360</b>	Complete cracks (column/PCB interface, close to the interposer in Pb10Sn bulk solder)	No data available	
<b>FBGA256</b>	Partial cracks at substrate /ball interface and ball/PCB interface Voids influence for cracks propagation direction	Similar cracks were observed	
<b>SQFP44</b>	Partial cracks in the solder starting at the solder surface and propagating along the IMC (lead/solder interface)	No data available	
<b>TQFP100</b>	Small cracks in the solder starting at the solder surface and finishing at the IMC (lead/solder interface)	No data available	
<b>PQFP208</b>	Complete cracks in the copper leads Small cracks in the solder starting at the solder surface and propagating along the IMC (lead/solder interface)	Similar cracks were observed	
<b>SSOP56</b>	Complete cracks in the copper leads Small cracks at the top of the leads (in the coating) Small cracks in the solder starting at the solder surface and propagating along the IMC (Lead/solder interface) or in the bulk solder	No data available	
<b>PLCC84</b>	Complete cracks starting at the solder surface (meniscus) and propagating along the IMC (lead/solder interface)	No data available	
<b>LCC22R</b>	Complete cracks in the solder starting at the solder surface and propagating along the IMC (solder/PCB interface)	No data available	
<b>DO213 / R1206</b>	No cracks	No data available	
<b>PM94</b>	Partial cracks at the solder surface (no propagation in the solder)	No data available	

<b>DO27</b>	<p>Small cracks at the top of the solder propagating along the IMC (lead/solder interface)</p> <p>Evolution of previous tearing creating cracks in the solder</p> <p>Small crack in the solder which propagate in the copper pad</p>	No data available	
<b>TH connector</b>	<p>Evolution of previous fillets lifting creating cracks in the bulk solder</p> <p>Evolution of pad lifting creating cracks in PCB material</p>	No data available	
<b>DIL14</b>	<p>Evolution of fillets lifting in solder cracks</p> <p>Evolution of the tearing in solder cracks</p> <p>Small cracks at the top of the solder</p>	No data available	

Schématisation des modes de rupture observés en vibration sur des assemblages de composants à finition sans plomb brasés avec un alliage SAC305 sans plomb et des assemblages brasés avec un alliage SnPb – comparaison des modes de rupture SnPb/SAC

Compo- nent	Main observations for SAC solder (3 boards)	Main observations for SnPb solder (1 board)	Explanatory figure
<b>HITCE CBGA360</b>	Complete cracks at pin/ solder and solder/pad interfaces propagating along the IMC layer. Cracks in the Cu pad. Complete cracks of the ceramic substrate.	Complete cracks at the solder/pad interface propagating along the IMC layer	
<b>FBGA 256</b>	Complete cracks at pin/ solder and solder/pad interfaces propagating along the IMC layer or in the bulk solder.	Electrical failure but cracks are not clearly identified	
<b>FBGA 1152</b>	Cracks in the Cu pads propagating in the PCB. Complete cracks at the pin/solder interface propagating along the IMC layer or along Ag <sub>3</sub> Sn needles. Partial cracks at the solder/pad interface propagating along the IMC layer.		
<b>TQFP100</b>	Small cracks in the solder starting at the solder surface and ending at the IMC (pin/solder interface)	Complete cracks starting at the solder surface (meniscus level) and propagating through the copper pin.	
<b>TQFP44</b>	Partial cracks in the solder starting at the solder surface and propagating along the IMC (pin/solder interface)	No cracks observed	
<b>SOT16</b>	Partial cracks starting at the solder surface both at the meniscus and the front solder level ending at the IMC pin/solder interface	No cracks observed	
<b>PLCC44</b>	Complete cracks starting at the solder surface (meniscus) and propagating along the IMC (pin/solder interface)		
<b>DDPACK</b>	Partial cracks in the solder joint of the thermal pad	No cracks observed	

<b>LLP6</b>	Small cracks at the top of the solder joint	No cracks observed	
<b>CT79</b>	Complete cracks of the pins. Complete cracks in the PCB Cu pad. Small cracks at the top of the solder joint propagating along the IMC (pin/solder interface)		







## **Etude de la fatigue des joints brasés de composants électroniques soumis à des sollicitations thermomécaniques, vibratoires et combinées**

**RESUME :** La fatigue des joints brasés de composants électroniques est étudiée dans le cas des environnements sévères rencontrés dans les applications aéronautiques, spatiales et militaires. L'objectif de la thèse est de proposer un modèle de fatigue générique adapté aux joints brasés de type Sn-Ag-Cu soumis à des chargements thermomécaniques et vibratoires. Une étude bibliographique critique la pertinence des modèles et principalement des procédures expérimentales d'identification des paramètres des modèles en loi puissance. La modélisation continue de l'endommagement est également abordée car elle est plus performante lorsqu'elle est appliquée à des chargements complexes combinés. La microstructure triphasée des alliages Sn-Ag-Cu est présentée ainsi que ses différents paramètres microstructuraux assez dispersés selon le mode d'assemblage et la composition des alliages. Le deuxième chapitre présente une étude expérimentale et numérique sur la fatigue oligocyclique de l'alliage Sn-3,0Ag-0,5Cu en cisaillement. Une loi de comportement viscoplastique à écrouissage est établie ainsi qu'un modèle d'endommagement continu isotherme. Des résultats en fatigue à 25 °C et à 75 °C mettent en évidence l'influence de la température sur le comportement et la fatigue de l'alliage. Une étude du comportement en fatigue vibratoire des assemblages est ensuite menée au moyen de cartes de test. Les temps à défaillance des assemblages donnent des tendances en fatigue pour des composants de différentes technologies (BGA, PLCC...). Les modes de rupture des brasures sans plomb semblent similaires à ceux des alliages standards Sn-Pb. Enfin une méthodologie de simulation par éléments finis des cartes et assemblages électroniques en vibration est proposée. Celle-ci permet sur un exemple concret de calculer un indicateur du dommage accumulé dans les joints lors d'un chargement vibratoire aléatoire de la carte. Les deux approches, en fatigue oligocyclique et en vibration, permettent d'initier la proposition d'un modèle générique adapté aux sollicitations combinées pour les joints brasés.

**Mots clés :** joints brasés, électronique, fatigue oligocyclique, vibration, alliages sans plomb

### **Study of electronic component solder joint fatigue under thermomechanical, vibratory and combined loads**

**ABSTRACT :** The fatigue of electronic component solder joints under complex loadings in aeronautical, space and military applications is studied. The main goal of the thesis is to propose a generic fatigue model adapted to lead-free alloy under combined loads. The state of the art of solder alloy fatigue modelling is presented. Identification procedures for power law models are discussed. Continuum damage mechanics for solder alloy is also studied as this type of approach is more realistic for complex succession of loads as thermal cycling and random vibration. The second chapter presents an experimental and numerical study of the Sn-3,0Ag-0,5Cu alloy low cycle shear fatigue. A viscoplastic with kinematic hardening behaviour law and a continuum damage model is established for isothermal low cycle fatigue. The impact of temperature is also underlined on experimental shear test results at 25 °C and 75 °C. Then an experimental study of electronic assemblies under random vibration is carried out. Fatigue trends for different types of components (BGA, PLCC...) are given for random vibration fatigue. Lead-free and leaded technologies underline the same failure modes in vibration. Finally a numerical methodology able to estimate a damage indicator for electronic assemblies under vibration is proposed. A concrete example is studied. The two approaches, low cycle and vibration fatigue, initiate the building of a generic model able to calculate the time to failure of assemblies under combined thermomechanical and vibration loads.

**Keywords :** solder joint, electronic packages, vibration, low cycle fatigue, lead-free alloys