



HAL
open science

Méthodologie d'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques sans plomb en environnements thermique et vibratoire

Jean-Baptiste Libot

► **To cite this version:**

Jean-Baptiste Libot. Méthodologie d'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques sans plomb en environnements thermique et vibratoire. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Institut National Polytechnique de Toulouse - INPT, 2017. Français. NNT: 2017INPT0041 . tel-04222377

HAL Id: tel-04222377

<https://theses.hal.science/tel-04222377>

Submitted on 29 Sep 2023

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.



Université
de Toulouse

THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :

Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse)

Discipline ou spécialité :

Génie Mécanique, Mécanique des Matériaux

Présentée et soutenue par :

M. JEAN-BAPTISTE LIBOT

le mercredi 21 juin 2017

Titre :

Méthodologie d'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques sans plomb en environnements thermique et vibratoire

Ecole doctorale :

Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés (MEGeP)

Unité de recherche :

Laboratoire Génie de Production de l'ENIT (E.N.I.T-L.G.P.)

Directeurs de Thèse :

M. OLIVIER DALVERNY

M. JOËL ALEXIS

Rapporteurs :

M. FREDERIC DESCHAUX-BEAUME, UNIVERSITE DE MONTPELLIER

M. ZOUBIR KHATIR, ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN

Membres du jury :

M. FREDERIC DESCHAUX-BEAUME, UNIVERSITE DE MONTPELLIER, Président

M. JOËL ALEXIS, ECOLE NATIONALE D'INGENIEURS DE TARBES, Membre

Mme ALEXANDRINE GUEDON-GRACIA, UNIVERSITÉ DE BORDEAUX, Membre

M. OLIVIER DALVERNY, ECOLE NATIONALE D'INGENIEURS DE TARBES, Membre

M. PHILIPPE MILESI, GROUPE SAFRAN, Membre

Remerciements

Les travaux présentés dans ce manuscrit de thèse ont été réalisés dans le cadre d'une convention CIFRE entre Safran Electronics & Defense et le Laboratoire Génie de Production (LGP) situé au sein de l'École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes (ENIT). La parfaite collaboration entre les deux entités a été rendu possible grâce à un excellent encadrement. Je souhaite donc remercier tout particulièrement mes différents encadrants de thèse : Joël ALEXIS (INP ENIT), Lionel ARNAUD (INP ENIT), Olivier DALVERNY (INP ENIT), Frédéric DULONDEL (Safran Electronics & Defense) et Philippe MILESI (Safran Electronics & Defense) de m'avoir encadré et aidé, avec leur enthousiasme et leurs bonnes idées, tout au long de ces trois années.

Je voudrais exprimer ma profonde reconnaissance à tous les membres du jury de thèse. Merci d'abord à Frédéric DESHAUX-BEAUME, Professeur à l'Université de Montpellier, d'avoir à la fois été rapporteur de mes travaux et de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de thèse. Merci à Zoubir KHATIR, Directeur de Recherche à l'IFSTTAR, d'avoir consacré de son temps pour rapporter mon travail en l'éclairant de remarques enrichissantes. Merci enfin à Alexandrine GUEDON-GRACIA, Maître de conférences à l'Université de Bordeaux, d'avoir accepté d'examiner mes travaux et d'y avoir apporté son expertise lors de la soutenance.

Je souhaite également remercier toutes les personnes du Support Technologique Matériaux et Procédés (STMP) au sein de Safran Electronics & Defense de m'avoir accueilli et permis de travailler dans un environnement studieux et convivial. À ce titre, j'adresse mes sincères remerciements à Christian VETU et Jean-Michel EUVERTE, ainsi qu'à leurs successeurs, Arnaud CORDAT et Stéphanie CHAIGNAUD. Un grand merci également à mes collègues Catherine, Stéphane et Joseph, pour leur bonne humeur et les bons moments partagés à Éragny.

Les différents travaux effectués au cours de cette thèse sont issus d'un important travail d'équipe et je souhaite donc remercier très chaleureusement toutes les personnes qui ont permis qu'ils soient menés à bien. Du côté académique, je souhaite adresser un grand merci à toutes les personnes de l'ENIT, Amandine, Nathalie, Jade, Marina, Éliane, Marie-Cécile, Yannick, Jean-Denis, Bertrand, Guillaume et Lionel pour toute l'aide qu'ils ont pu m'apporter lors de mes venues à Tarbes. Concernant la partie industrielle, merci à tous les techniciens de laboratoire ainsi qu'aux technologues pour leur aide apportée lors des différents essais et travaux d'expertise. Merci également à tous les membres du projet Électronique Sans Plomb (ESP), Nathalie, Manoubi, Éric, Stéphane, Philippe, Denis, Daniel, Jacky, Franck, Nicolas, Jérôme et Jean-Christophe. Je remercie aussi les différentes personnes de la cellule *Mock-up* à Fougères, en particulier Noëlle, Jacques, Arnaud et Stéphane pour leur accueil et leur aide lors de l'assemblage de mes véhicules de test. Merci enfin aux différents stagiaires qui se sont succédés, Tanguy, Guillaume, Sharan et Constantin, qui ont également contribué aux différents travaux présentés dans ce manuscrit de thèse.

Résumé

Méthodologie d'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques sans-plomb en environnements thermique et vibratoire

Depuis l'entrée en vigueur de la directive RoHS (Restriction of Hazardous Substances Directive) interdisant l'utilisation du plomb, les industriels des secteurs aéronautique et militaire se doivent de comprendre le comportement en fatigue des nouveaux alliages sans plomb afin de pouvoir estimer leur durabilité en conditions réelles d'utilisation. En se basant sur les résultats d'essais accélérés et les modélisations éléments-finis associées, les modèles de fatigue mécanique et thermomécanique correspondant aux brasures SAC305 sont développés. Le 1^{er} chapitre traite de la caractérisation mécanique et optique de cet alliage sans plomb. Après une étude bibliographique poussée, les propriétés élastiques et viscoplastiques de l'alliage SAC305 sont établies à partir d'essais d'écroutissage, de traction et de nanoindentation. La courbe d'hystérésis contrainte - déformation en cisaillement est en outre tracée via l'utilisation de jauges de déformation. Des analyses EBSD sont finalement réalisées afin d'identifier les caractéristiques microstructurales des joints de brasure SAC305 après refusion. Le chapitre 2 a pour objectif d'évaluer la durabilité des interconnexions SAC305 soumises à des chargements en vibrations et en chocs. L'hypothèse élastique est retenue et les paramètres matériaux du modèle de Basquin sont déterminés. À partir de l'algorithme de comptage *rainflow* et de la loi de Miner, une méthode d'évaluation de la durabilité en vibration aléatoire est donnée. La tenue mécanique en chocs des brasures SAC305 est enfin discutée et comparée à l'alliage SnPb63Ag2. Le dernier chapitre porte sur l'étude de la fatigue thermomécanique des joints brasés SAC305. En utilisant le modèle viscoplastique unifié d'Anand, la loi de fatigue énergétique correspondant est développée. Le phénomène de recristallisation caractéristique de l'endommagement thermomécanique des brasures SAC305 est finalement investigué à partir d'analyses EBSD.

Mots clés : Brasure, sans plomb, température, vibration, fatigue, microstructure

Abstract

Fatigue life prediction methodologies of SAC305 assemblies subjected to thermal and vibrational loadings

Temperature and vibration-induced solder joint fatigue are main reliability concerns for aeronautic and military industries whose electronic equipment used in the field is required to remain functional under harsh loadings. Due to the RoHS directive which eventually will prevent lead from being utilized in electronic systems, there is a need for a better understanding of lead-free solder behavior used in thermal and vibrational environments. This study reports fatigue life prediction methodologies developed to assess the durability of SAC305 solder joints subjected to temperature variations and vibration loadings. Based on accelerated tests and finite element analysis, solder joint fatigue models corresponding to each environment are developed. Chapter 1 discusses SAC305 solder mechanical characterization and its microstructural features. An in-depth literature review is conducted and SAC305 solder elastic and viscoplastic properties are determined through tensile, creep and nanoindentation tests. An approach never considered for lead-free solder joints is also applied to plot the SAC305 shear strain - stress hysteresis loop. EBSD analysis is finally performed in order to identify the microstructural “finger print” of as-reflowed SAC305 solder joints. Chapter 2 aims to determine the polycyclic fatigue curve corresponding to SAC305 interconnects damage under harmonic vibrations. Considering the rainflow counting algorithm along with the Miner’s linear damage rule, the corresponding Basquin’s model is used as an input data for assessing SAC305 durability under random vibrations. SAC305 endurance under shock loading is finally discussed and compared with SnPb36Ag2 assemblies. The final chapter deals with the thermomechanical fatigue assessment of SAC305 solder joints. An energy-based model is developed using Anand unified viscoplastic law. EBSD analysis is finally conducted to assess the SAC305 microstructure evolution throughout thermal cycling characterized by β -Sn grains recrystallization.

Keywords: Solder, lead-free, temperature, vibration, fatigue, microstructure

Liste des abréviations

AASM	Armement Air-Sol Modulaire
AF	Acceleration Factor
ANADEF	ANALyse de DEFaillance de composants électroniques
BGA	Ball Grid Array
BT	Bismaléide-triazine
CBGA	Ceramic Ball Grid Array
CIE	Circuit Imprimé Équipé
CIU	Circuit Imprimé Usiné
CMS	Composant Montée en Surface
CSP	Chip Scale Package
CTE	Coefficient d'Expansion Thermique
DF	Double-Faces
DIC	Digital Image Correlation
DIP	Dual In-line Package
DSP	Densité Spectrale de Puissance
EBSD	Electron BackScatter Diffraction
EDS	Electron Dispersive Spectroscopy
ENIG	Electroless Nickel Immersion Gold
EPA	Environmental Protection Agency
ESP	Électronique Sans-Plomb
FADEC	Full Authority Digital Engine Control
FBGA	Fine Pitch Ball Grid Array
FR-4	Flame Retardant
GRG	Generalized Reduced Gradient
HASL	Hot Air Solder Leveling
HCF	High Cycle Fatigue
HMP	High Melting Point
HTCC	High Temperature Co-fired Ceramic

I/O	Entrée / Sortie
IC	Integrated Circuit
IDEALS	Environmentally Aware Manufacturing of Electronics Assemblies by Lead-free Soldering
IMC	Intermétallique (<i>InterMetallic Compound</i> en anglais)
iNEMI	interNational Electronics Manufacturing Initiative
JEITA	Japan Electronics and Information Technology Industries Association
JIEP	Japan Institute of Electronics Packaging
LCC	Leadless Chip Carrier
LCF	Low Cycle Fatigue
LEAP	Leading Edge Aviation Propulsion
LFCP	Lead-Free Control Plan
MC	Multi-Couches
MEB	Microscopie Électronique à Balayage
MUD	Multiple of Uniform Density
NSMD	Non Solder Mask Defined
OSP	Organic Solderability Preservative
PBGA	Plastic Ball Grid Array
PCB	Printed Circuit Board
PoP	Package on Package
QFN	Quad Flat No-leads
QFP	Quad Flat Package
RDM	Résistance Des Matériaux
RMS	Root Mean Square (valeur efficace)
RoHS	Restriction on Hazardous Substances
RX	Rayons X
SAC	Sn-Ag-Cu (Étain-Argent-Cuivre)
SMD	Solder Mask Defined
SOP	Small Outline Package
SRC	Spectre de Réponse aux Chocs
TAL	Time Above Liquidus

TAS	Time Above Solidus
TDM	Topography and Deformation Measurement
TMA	ThermoMechanical Analysis
TSOP	Thin Small Outline Package
VLB	Vibromètre Laser à Balayage
VRT	Variations Rapides de Température
VT	Véhicule de Test
WEEE	Waste from Electrical and Electronic Equipment
WLP	Wafer Level Package

Table des matières

Introduction générale	1
Chapitre 1 Caractérisation de l'alliage de brasure SAC305	19
1.1. Introduction.....	20
1.2. Étude bibliographique.....	21
1.2.1. Étude de la microstructure de l'alliage SAC305.....	21
1.2.2. Modèles de comportements élastoplastique et viscoplastique.....	41
1.2.3. Essais de caractérisation.....	46
1.2.4. Synthèse 1.2.....	54
1.3. Essais de caractérisation.....	55
1.3.1. Analyses microstructurales de joints SAC305 brasés après assemblage par refusion ..	55
1.3.2. Éprouvettes issues du barreau d'alliage SAC305 laminé.....	60
1.3.3. Éprouvettes coulées.....	68
1.3.4. Essais de nanoindentation.....	78
1.3.5. Synthèse 1.3.....	83
1.4. Détermination des modèles viscoplastiques de Norton et d'Anand.....	84
1.4.1. Loi de Norton.....	84
1.4.2. Loi d'Anand.....	87
1.4.3. Synthèse 1.4.....	93
1.5. Mesure expérimentale de la courbe d'hystérésis contrainte - déformation en cisaillement...	94
1.5.1. Théorie.....	94
1.5.2. Simulations numériques préliminaires.....	104
1.5.3. Mise en place de l'expérimentation.....	110
1.5.4. Résultats.....	120
1.5.5. Synthèse 1.5.....	125
1.6. Conclusion du chapitre 1.....	126
Chapitre 2 Étude de la fatigue mécanique de l'alliage SAC305 en vibrations et en chocs	128
2.1. Introduction.....	129
2.2. Étude bibliographique.....	131
2.2.1. Vibrations harmoniques.....	132
2.2.2. Vibrations aléatoires.....	137
2.2.3. Chocs.....	140
2.2.4. Synthèse 2.2.....	144
2.3. Fatigue mécanique en vibrations harmoniques.....	145
2.3.1. Essais accélérés.....	145

2.3.2.	Mesures au vibromètre laser à balayage.....	152
2.3.3.	Analyses de défaillance.....	158
2.3.4.	Modélisation éléments-finis de l'assemblage FBGA1152 SAC305.....	161
2.3.5.	Synthèse 2.3.....	170
2.4.	Fatigue mécanique en vibrations aléatoires.....	171
2.4.1.	Essais accélérés.....	172
2.4.2.	Analyse de défaillance.....	173
2.4.3.	Évaluation du dommage accumulé dans les joints brasés.....	174
2.4.4.	Synthèse 2.4.....	179
2.5.	Fatigue mécanique en chocs.....	180
2.5.1.	Essais accélérés : chocs SRC (Spectre de Réponse au Choc).....	180
2.5.2.	Étude des paramètres influençant l'endommagement.....	184
2.5.3.	Analyse de défaillance.....	190
2.5.4.	Synthèse 2.5.....	193
2.6.	Conclusion du chapitre 2.....	194
Chapitre 3	Étude de la fatigue thermomécanique de l'alliage SAC305.....	196
3.1.	Introduction.....	197
3.2.	Étude bibliographique.....	198
3.2.1.	Modèles de fatigue thermomécanique.....	199
3.2.2.	Phénomène de recristallisation.....	208
3.2.3.	Synthèse 3.2.....	213
3.3.	Durabilité de l'alliage SAC305 en cyclage thermique.....	214
3.3.1.	Essais accélérés en cyclage thermique.....	214
3.3.2.	Résultats.....	220
3.3.3.	Analyses de défaillance.....	238
3.3.4.	Modèle de fatigue thermomécanique correspondant à l'alliage de brasure SAC305..	244
3.3.5.	Synthèse 3.3.....	256
3.4.	Endommagement microstructural des joints de brasure SAC305.....	257
3.4.1.	Approche expérimentale.....	257
3.4.2.	Résultats.....	260
3.4.3.	Essais de nanoindentation.....	265
3.4.4.	Conclusion.....	268
3.4.5.	Synthèse 3.4.....	270
3.5.	Conclusion du chapitre 3.....	271
	Conclusion générale.....	274
	Références bibliographiques.....	278

Introduction générale

Les travaux présentés dans ce manuscrit de thèse intitulé « Méthodologie d'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques sans plomb en environnements thermique et vibratoire », font appel à des notions fondamentales qu'il convient d'introduire avant de se consacrer au développement même du sujet. Les concepts sous-jacents à cet intitulé sont liés à l'étude de la tenue en fatigue thermomécanique et mécanique d'une partie bien spécifique des assemblages électroniques : l'alliage de brasure. Il s'agit donc de comprendre quel est le comportement des joints d'interconnexion sans plomb lorsque ceux-ci sont soumis à des sollicitations cycliques en températures, vibrations et chocs. Un réseau lexical et des acronymes spécifiques seront utilisés tout au long de ce document et il convient donc de définir les concepts de base et le vocabulaire nécessaires à la bonne compréhension du travail développé. Bien introduire le sujet consiste dans un premier temps à bien comprendre les termes qui le constituent. Un des objectifs de cette introduction est donc de définir ce qu'est un assemblage électronique, ainsi que le lien qui existe entre l'estimation de leur durabilité et l'environnement dans lequel ils sont utilisés. Cette première partie permettra en outre d'introduire le contexte de la thèse et les objectifs identifiés pour répondre à la problématique posée. Enfin, la dernière section de cette introduction présentera l'organisation du manuscrit de thèse.

Qu'est-ce qu'un assemblage électronique ?

Répondre à cette question de façon complète et rigoureuse en couvrant tout le spectre des technologies existantes nécessiterait un nombre de pages important dont la lecture se révélerait certainement fastidieuse. Ce qu'il faut retenir, dans le cadre de cette étude, est une représentation simple mais suffisante considérant un assemblage comme constitué de trois éléments principaux (Figure 1) :

- Un circuit imprimé,
- Un composant électronique,
- Un alliage de brasure.

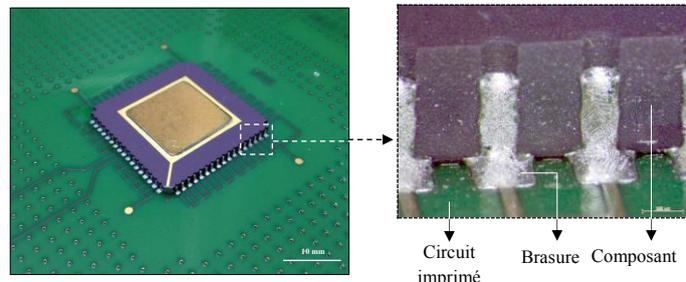


Figure 1 Exemple d'assemblage électronique : composant monté en surface (CMS) 68 I/O Leadless Chip Carrier (LCC68) assemblé sur un circuit imprimé FR-4 (Flame Retardant) double-face (DF)

Le **circuit imprimé** est la base de l'assemblage électronique. Il peut également être appelé « PCB » pour *Printed Circuit Board*. Cet acronyme d'origine anglo-saxonne est couramment utilisé dans l'industrie électronique et sera donc largement repris tout au long de ce manuscrit. Une dernière terminologie, propre à Safran Electronics & Défense, pourra être considérée pour désigner le circuit imprimé : « CIU » (Circuit Imprimé Usiné). Cette dernière désignation ne devra pas être confondue avec l'assemblage électronique qui lui pourra être appelé « CIE » (Circuit Imprimé Équipé). C'est sur le circuit imprimé que les composants électroniques (mémoires, processeurs, composants passifs ou actifs etc.) sont assemblés via un alliage de brasage. Il constitue en ce sens un support mécanique pour les composants électroniques tout en assurant leur interconnexion électrique grâce au routage défini par les électroniciens (maîtrise des signaux tels que la tension d'alimentation,

le signal audio ou vidéo, les signaux haute fréquence etc.) à travers les pistes et les plages de report en cuivre. Le PCB fournit également les connexions entrée/sortie (I/O) permettant à l'électronique d'interagir avec l'utilisateur. Ses matériaux constitutifs peuvent par ailleurs lui conférer d'autres fonctionnalités comme celles de dissipateur de chaleur, d'adaptateur d'impédance ou encore de garantir un blindage électromagnétique. Dans sa forme la plus simple, un PCB « simple-face » est constitué d'un composite à matrice organique composé d'un tissu de fibre de verre imprégné d'une résine époxyde (terme couramment anglicisé en « époxy ») sur lequel est déposée une fine couche conductrice de cuivre laminé. De par son prix attractif et ses bonnes propriétés mécaniques, le matériau FR-4 (Flame Retardant) est aujourd'hui le matériau le plus utilisé pour la fabrication de circuits imprimés. Sur le plan de la construction, il existe également des PCB plus complexes dits « double-faces » (DF), utilisés lorsque le nombre d'interconnexions nécessaires est plus important et comprenant cette fois-ci une couche conductrice de cuivre sur chaque face. Ces deux plans de cuivre pouvant être reliés par des ponts électriques (et parfois thermiques) appelés trous métallisés ou « vias » (borgnes, enterrés ou traversants), permettent d'obtenir un routage de la carte plus fin en réduisant ainsi les dimensions de l'assemblage. Cette configuration permet ainsi une plus grande densité de composants assemblés de part et d'autre du circuit imprimé. Enfin, des PCB « multi-couches » (MC) sont utilisés dans des applications complexes devant assurer une quantité importante de fonctions différentes et requérant ainsi une forte densité d'interconnexions. Ils comprennent au moins quatre couches de matériau conducteur dont certaines sont donc intégrées au cœur du PCB. Avant fabrication, ce type de PCB se compose d'un empilement de stratifiés et de prepregs (résine non-polymérisée) qui seront par la suite pressés à haute température et pression afin d'assurer la parfaite imprégnation des couches conductrices dans la résine et garantir la parfaite adhérence des différentes couches entre elles. Les PCB multi-couches, de par leur niveau de complexité, permettent de réduire significativement la taille des circuits et ainsi de favoriser un gain de place et de masse pouvant se révéler crucial pour certaines applications comme celles du secteur aérospatial. Ils augmentent en outre la densité d'interconnexions. La figure 2 ci-dessous montre la schématisation des structures internes de PCB double-faces et multi-couches ainsi que des empilements réels observés sur des coupes micrographiques au microscope optique.

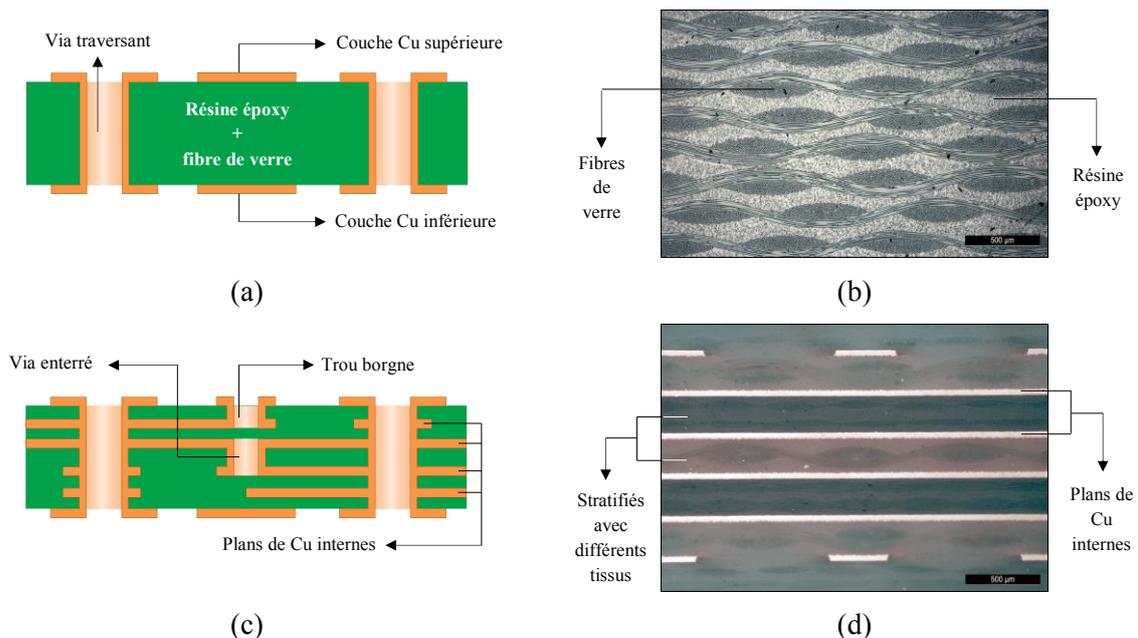


Figure 2 (a) Schématisation d'un PCB double-face. (b) Structure interne d'un PCB double-face observée au microscope optique. (c) Schématisation d'un PCB multi-couches. (d) PCB multi-couches intégrant plusieurs couches de cuivre internes observé au microscope optique en champ sombre (les couleurs observables correspondent aux différents prepregs et stratifiés)

Du fait des nouveaux procédés de fabrication permettant notamment d'obtenir des pistes de cuivre de plus en plus fines et des plages de report de plus faibles dimensions, une augmentation croissante de la densité d'interconnexions est observée au niveau des PCB. Cette complexification permet de réduire la taille et la masse des circuits imprimés tout en permettant de développer des assemblages multifonctions de plus en plus sophistiqués. Pour pallier aux problématiques consécutives à cette augmentation croissante, de nouveaux matériaux améliorant la dissipation thermique générée lors du fonctionnement des composants peuvent être considérés. Des composites à fibres de carbone, meilleur dissipateur de chaleur que le verre, ont ainsi vu le jour et sont actuellement étudiés afin d'évaluer leur impact, à la fois sur les transferts thermiques, mais également sur la tenue thermomécanique des joints de brasure [1]. Le choix des matériaux constitutifs de la structure interne du circuit imprimé va donc avoir une influence sur ses propriétés mécaniques et physiques. Dans le cas de la tenue en fatigue thermomécanique par exemple, selon le type de composant assemblé, il sera préférable de considérer un matériau de PCB dont le coefficient de dilatation thermique (CTE) est proche de celui du composant afin de minimiser les sollicitations résultantes au niveau des joints d'interconnexion. Outre les matériaux de PCB à fibres de carbone dont la technologie n'est pas encore largement déployée, la dissipation thermique est assurée par l'incorporation de couches de cuivre dont le coefficient de conductivité thermique est important. Concernant la résine, celle-ci peut également être choisie en fonction de l'application dans laquelle l'assemblage électronique va être intégré. Une résine bismaléide-triazine (BT) pourra ainsi être utilisée pour des applications exigeantes fonctionnant dans des environnements thermiques particulièrement contraignants [2]. Dans le cadre de l'étude sur la durabilité mécanique et thermomécanique des assemblages électroniques, les propriétés composites du PCB sont prises en compte. La structure complexe composée de plusieurs couches de cuivre et de fibres de verre imprégnées dans de la résine sera homogénéisée afin d'obtenir les propriétés mécaniques globales du PCB. Le comportement élastique du circuit imprimé sera donc pris en compte à travers la détermination de son module d'Young et de son coefficient de Poisson. De la même façon, le CTE homogénéisé du PCB sera soit directement mesuré, soit calculé en fonction des taux de remplissage des matériaux constitutifs du PCB : résine, fibres de verre et plans de cuivre.

Le composant constitue l'aspect fonctionnel de l'assemblage électronique. Ce sont les interconnexions entre les différents composants assemblés sur le PCB et assurant chacun un rôle précis (stockage d'énergie, amplification du signal etc.), qui définissent la fonction globale du circuit. Un composant électronique peut être passif s'il n'a pas besoin d'énergie pour fonctionner (résistances, capacités, inducteurs, interrupteurs etc.) ou actif si son fonctionnement requiert une source énergétique (transistors, amplificateurs opérationnels, circuits intégrés etc.). Il peut être intégré dans différents types de boîtiers qui constituent le lien entre l'échelle microscopique propre aux circuits intégrés et l'échelle macroscopique où intervient l'utilisateur dans un environnement donné. Ces boîtiers doivent donc fournir un support mécanique aux circuits intégrés tout en les protégeant de l'environnement extérieur grâce à un matériau d'encapsulation (métallique, plastique ou céramique). Ils assurent de plus un niveau de protection réciproque dans la mesure où le composant peut générer des effets électromagnétiques pouvant être néfastes à l'utilisateur. Les boîtiers doivent également être bons dissipateurs de chaleur afin de limiter l'impact de l'augmentation de la température due à l'échauffement de la puce lors de son fonctionnement. Les boîtiers permettent en outre de distribuer le signal et la puissance entre les différents éléments constitutifs de l'assemblage électronique. Le développement des systèmes d'intégration modernes, directement corrélé à l'amélioration des technologies des semi-conducteurs, est en constante évolution. L'innovation est le moteur du marché et de l'économie mondiale et ce, quel que soit le secteur industriel. Dans son ouvrage, R. Bryce met en avant le désir devenu incessant des hommes à innover et concevoir des biens « Faster, Lighter, Denser and Cheaper » [3]. Le domaine de l'électronique en est une parfaite illustration et cette

Introduction générale

évolution vers des produits de plus faibles dimensions, plus légers, plus rapides et moins chers, conduit au développement d'assemblages électroniques intégrant toujours plus de fonctions et qui par conséquent se densifient et se complexifient. Cette complexification se traduit par l'augmentation croissante et continue du nombre d'interconnexions, permise par l'amélioration des procédés de fabrication et l'utilisation de nouveaux matériaux. Des premiers composants traversant apparus dans les années 1970, une multitude de nouveaux boîtiers ont vu le jour au fil des années, avec comme dénominateur commun, le désir de miniaturisation permettant une plus grande intégration. Cette tendance, motivée notamment par les industriels du secteur des télécommunications avec l'avènement des téléphones portables dans les années 1990, favorise le développement de nouvelles architectures de boîtiers 3D, permettant d'atteindre un haut degré de connectivité et une consommation minimale de puissance, tout en garantissant un prix attractif. La figure 3 ci-dessous présente de façon schématique l'évolution des technologies de boîtiers [4].

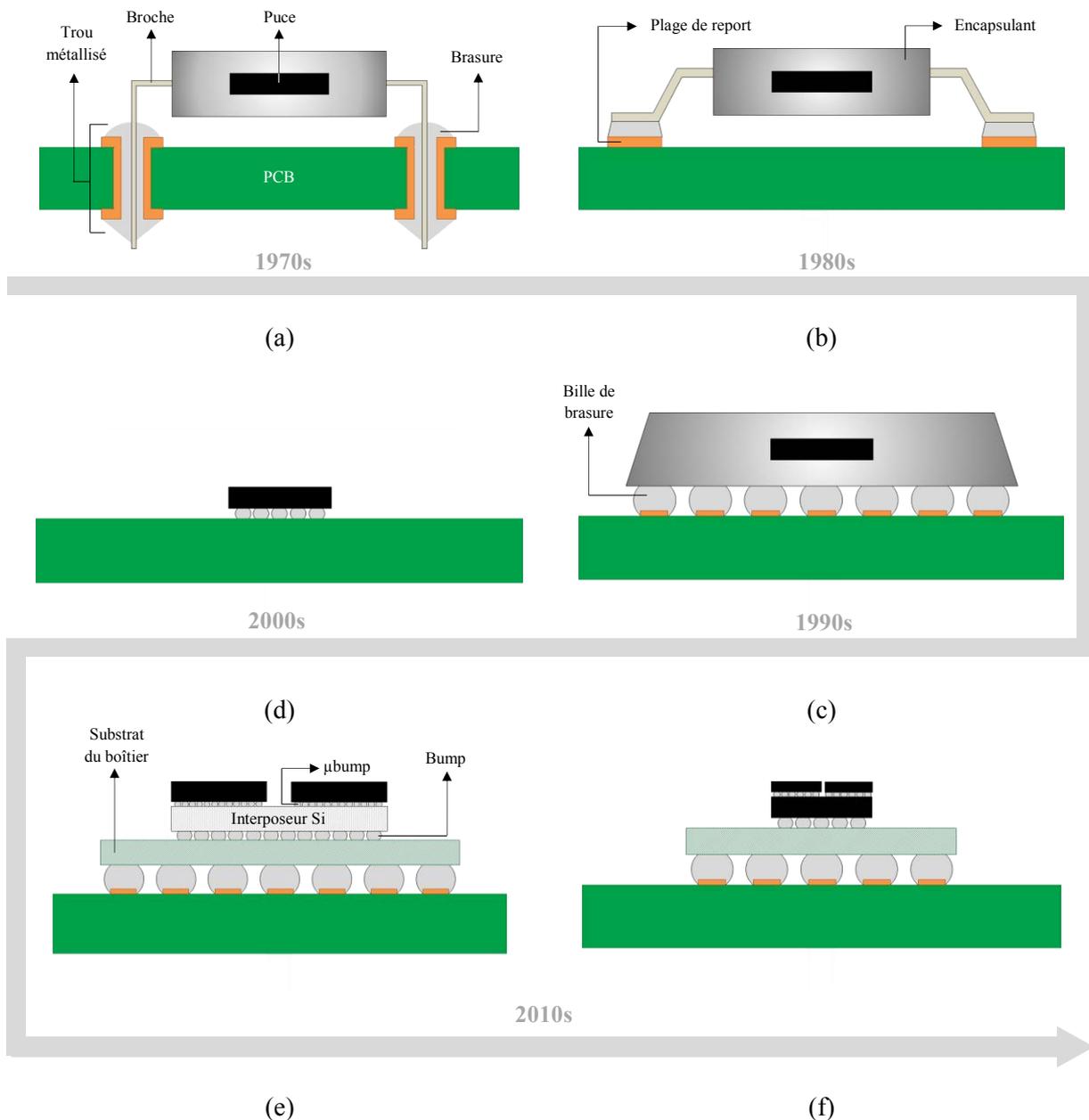


Figure 3 (a) Composant traversant Dual In-line Package (DIP). (b) Composant CMS à broches type Quad Flat Package (QFP), Small Outline Package (SOP). (c) Boîtier Ball Grid Array (BGA). (d) Flip-Chip / Chip Scale Package (CSP). (e) Boîtier 2.5D IC (2.5D Integrated Circuit). (f) Boîtier 3D IC (3D Integrated Circuit)

Dans le cas des nouvelles technologies *Flip-Chip*, la protection mécanique n'est plus totalement assurée dans la mesure où il n'y a plus de matériau d'encapsulation mais la phase active de la puce se trouvant du côté des interconnexions est cependant généralement protégée de l'environnement extérieur par une couche de résine époxyde. Des variantes de boîtiers présentés en figure 3 ont également vu le jour au fur et à mesure de l'évolution des besoins industriels. Des boîtiers proposant des empilements de puces ont ainsi été fabriqués. Sont ensuite apparus des boîtiers montés les uns sur les autres (*Package on Package* (PoP)) pouvant proposer de l'ordre de 10^3 I/O (entrée/sortie) par cm^2 , jusqu'à la fabrication actuelle de systèmes d'intégration 3D allant jusqu'à 10^6 I/O par cm^2 [5]. L'évolution des technologies électroniques s'accompagne donc d'une diminution de la taille des boîtiers, une augmentation du nombre d'entrées/sorties, ainsi que d'une diminution de la taille des joints de brasure et des distances les séparant (appelé « pas » ou *pitch*). Si ces évolutions technologiques sont bénéfiques quant à la rapidité du signal et la fréquence opérationnelle, l'arrivée de tels produits innovants sur le marché soulève néanmoins le problème de l'estimation de la durée de vie des assemblages associés. L'évaluation de la durabilité des brasures dépend en effet de la connaissance de leurs propriétés mécaniques et physiques qui ne sont pas nécessairement connues. Même si les secteurs aéronautique et militaire ne représentent qu'environ 8% du marché mondial de l'électronique sur le plan du chiffre d'affaire [6], ils sont directement confrontés à cette problématique et sont ainsi soumis aux lois définies par le marché auxquelles les fabricants de composants doivent se soumettre s'ils veulent rester compétitifs. Afin d'avoir accès aux informations relatives aux propriétés mécaniques et physiques des composants, les fabricants fournissent systématiquement la fiche technique du produit (*datasheet*) mais certaines informations ne sont pas nécessairement toujours mentionnées et celles qui le sont n'offrent pas toujours une bonne visibilité sur les essais effectués pour les déterminer. Concrètement, l'ingénieur fiabiliste doit donc, soit faire confiance aux données qui lui sont fournies, soit consacrer du temps et un certain budget pour développer une série de tests de caractérisation. Dans les deux cas, et étant donné le périmètre de l'étude, seules les propriétés élastiques du boîtier seront considérées. Contrairement au PCB, ces propriétés mécaniques ne seront pas homogénéisées et il conviendra donc de déterminer les valeurs de module d'élasticité et de CTE pour le substrat du composant, la puce et le matériau d'encapsulation. La connaissance des propriétés mécaniques et physiques du PCB et du composant est prépondérante pour estimer la durée de vie d'un assemblage électronique. Elles constituent en effet les données d'entrée nécessaires à l'évaluation des chargements mécaniques et thermomécaniques au niveau des joints de brasure.

L'alliage de brasage est l'élément de jonction entre le PCB et le composant. Il a une double fonction puisque il assure une connexion à la fois mécanique et électrique en maintenant le boîtier sur le circuit imprimé et en permettant au signal de communiquer entre les composants de l'assemblage. Il peut en outre se révéler important pour dissiper la chaleur générée lors du fonctionnement de la puce pour certaines géométries de boîtier. Un équipement électronique embarqué utilisé en environnements sévères et subissant donc des chargements thermiques et vibratoires importants, est susceptible de subir des défaillances (c'est-à-dire une perte de fonction). Pour ce type de sollicitations, c'est le joint d'interconnexion qui constitue la partie la plus vulnérable de l'assemblage électronique. C'est en effet au niveau de cet élément critique que des fissures pourront s'initier et se propager par des mécanismes de fatigue jusqu'à mener à la rupture du joint et donc à la défaillance de l'assemblage. Le choix du bon matériau de brasage a donc un caractère dimensionnant prépondérant dans une optique de fiabilité des équipements embarqués. Il existe une multitude d'alliages de brasage qui diffèrent par leur composition chimique. Ce large choix de matériau constitutif des joints de brasure a connu un essor important depuis une vingtaine d'année avec la prise de conscience des enjeux environnementaux et les actions menées afin de réduire l'impact de l'industrie électronique. Depuis l'avènement de l'électronique dans les années 1960, les composants électroniques sont en effet majoritairement

Introduction générale

assemblés avec l'alliage étain-plomb et ses dérivés. L'alliage eutectique 63Sn-37Pb a en effet été largement utilisé avec succès dans de nombreuses applications, limitant par conséquent l'étude et le développement de nouvelles formulations d'alliage. Depuis l'entrée en vigueur de la directive Européenne RoHS (Restriction on Hazardous Substances) en 2006 visant à interdire l'utilisation du plomb, de nouveaux alliages dits « sans plomb » ont néanmoins vu le jour. Un matériau peut-être rangé dans cette dernière catégorie s'il est composé de moins de 0.1% de plomb en masse. Ces nouvelles brasures sont généralement majoritairement constituées d'étain et de un ou plusieurs éléments d'alliage visant à lui conférer de bonnes propriétés mécaniques et physiques. L'argent et le cuivre sont principalement utilisés pour former des alliages binaires ou ternaires avec l'étain. D'autres éléments comme le bismuth ou l'indium peuvent être ajoutés afin d'améliorer certaines propriétés thermiques ou mécaniques. Le tableau suivant présente une liste non exhaustive de plusieurs alliages utilisés par les différents acteurs du secteur électronique avec les températures de solidus et liquidus correspondantes.

Tableau 1 Exemples d'alliages de brasure utilisés dans l'électronique avec leurs températures solidus et liquidus associées (d'après [7])

Dénomination	Composition (% massique)	Solidus (°C)	Liquidus (°C)
Sn-Pb	63Sn-37Pb	183	183
	60Sn-40Pb	183	191
SnPb36Ag2	62Sn-36Pb-2Ag	179	185
HMP	5.0Sn-93.5Pb-1.5Ag	296	301
SAC105	98.5Sn-1.0Ag-0.5Cu	217	225
SAC205	97.5Sn-2.0Ag-0.5Cu	217	222
SAC305	96.5Sn-3.0Ag-0.5Cu	217	220
SAC387	95.5Sn-3.8Ag-0.7Cu	217	217
SAC396	95.5Sn-3.9Ag-0.6Cu	217	221
SAC405	95.5Sn-4.0Ag-0.5Cu	217	225
SN100C	99.25Sn-0.7Cu-0.05Ni+Ge	227	227
SACX0807	98.5Sn-0.8Ag-0.7Cu	217	228
SACM	98.5Sn-0.5Ag-1.0Cu+Mn	217	226
Innolot	90.85Sn-3.8Ag-0.7Cu-1.5Sb-0.15Ni-3.0Bi	206	218
SB6NX58-M500SI	89.2Sn-3.5Ag-0.5Bi-6.0In-0.8Cu	207	211

Le développement et la création de nouveaux alliages peuvent être motivés par des contraintes économiques, législatives et fonctionnelles. Les industriels du secteur électronique doivent en effet respecter les directives imposées et s'adapter aux sollicitations propres à chaque application. Par exemple, un fabricant dont le matériel électronique doit être résistant aux chocs (téléphones portables par exemple), devra aujourd'hui considérer un alliage sans plomb à faible teneur en argent [8]. Dans les faits, excepté pour les applications hautes températures, il n'est pas toujours aisé pour l'industriel d'utiliser différents alliages sur sa ligne de production et une formulation est généralement sélectionnée. Ce choix est donc limité par la disponibilité des alliages sur le marché. Quel que soit l'alliage considéré, les ingénieurs en charge de la détermination de la durée de vie des assemblages électroniques se doivent d'étudier extensivement ses propriétés mécaniques. Cette durabilité est en effet corrélée à la tenue en fatigue mécanique et thermomécanique de l'alliage de brasure. En particulier, lors de sollicitations en cyclage thermique, les joints d'interconnexion subissent principalement des déformations inélastiques en cisaillement. Ces déformations inélastiques ont une composante indépendante du temps, la déformation plastique, et une composante visqueuse

significative dans le domaine de températures et de vitesses de sollicitations rencontrées. Il est donc essentiel de connaître le comportement viscoplastique de l'alliage considéré.

Pourquoi l'électronique sans plomb ?

Le plomb est un élément chimique dont les premières utilisations par l'homme remontent environ à 6500 av. JC avec sa découverte dans les mines de Mésopotamie [9]. Utilisé notamment comme ornement, l'artefact le plus ancien contenant du plomb date de 3800 av. JC et est exposé au British Museum de Londres. Malgré toutes les qualités qui sont les siennes et qu'attestent les nombreuses applications développées au cours des siècles, l'utilisation du plomb dans nos sociétés modernes tend à être minimisée du fait de sa toxicité pour l'homme et pour l'environnement. Si ces craintes sont aujourd'hui traduites par des actions et des lois, les premières préoccupations concernant les effets du plomb sur la santé remontent cependant à des temps beaucoup plus anciens. Le médecin grec Dioscorides établit le premier diagnostic concernant l'effet du plomb sur la santé mentale des êtres humains en 200 av. JC [10]. Avec les progrès de la médecine moderne de la fin du XIX^{ème} et du XX^{ème} siècle, il a été montré que le plomb était dangereux pour l'être humain s'il était inhalé ou ingéré. Les dommages physiologiques générés par le plomb n'ont cessé d'être mis en évidence et son utilisation pour différentes applications a donc progressivement été interdite. Tout comme l'acétate de plomb autrefois utilisé pour sucrer le vin, certaines formulations de peinture utilisée dans le bâtiment étaient composées de cet élément toxique et exhibaient ce même goût sucré malheureusement très apprécié des enfants en bas âge, qui sont par ailleurs plus sensibles aux effets néfastes du plomb que les adultes. L'interdiction totale de ce type de peinture fut prononcée à partir de 1978 aux États-Unis. En parallèle, l'Environmental Protection Agency (EPA) mit en place dès 1973, les standards exigeant la diminution de l'utilisation du plomb dans les formulations d'essence pour l'automobile. D'après cette même agence, cette mesure permit de réduire de 78% les niveaux de plomb dans le sang et les essences au plomb furent définitivement proscrites en 1996 aux États-Unis et 2000 en Europe. Comme mentionné dans la section précédente, l'usage du plomb dans l'électronique est également aujourd'hui assujéti à de strictes restrictions et des solutions de substitution doivent donc être développées. C'est dans ce contexte que l'électronique sans plomb est née. Le développement de nouveaux alliages sans plomb a été initié par le Japan Institute of Electronics Packaging (JIEP) avec la rédaction de la roadmap correspondante en 1998. Les enjeux environnementaux ont eu un rôle direct et indirect dans l'avènement de ce type de matériau dans la mesure où les entreprises japonaises ont en partie été poussées par les discussions sur de futures directives européennes, mais également par le fait de gagner des parts de marché en misant sur l'électronique « verte » à forte valeur marketing [11]. Quant aux États-Unis, ils ont commencé à considérer la problématique liée à l'utilisation du plomb dès le début des années 1990 mais aucune loi n'a été votée, principalement dû au fait de pressions exercées par les industriels du secteur électronique américain. C'est finalement en Europe que sont nées les premières directives visant à légiférer le contrôle du plomb. Dès 1994, l'Europe lance en effet le programme *Improved Design Life and Environmentally Aware Manufacturing of Electronics Assemblies by Lead-free Soldering* (IDEALS). Ce programme constitue le précurseur des futures législations auxquelles l'industrie électronique est actuellement soumise. La principale crainte des autorités concernant le plomb contenu dans les équipements électroniques était liée aux déchets générés par les pièces mises au rebut ou obsolètes. Les oxydes de plomb formés à partir des joints de brasure peuvent en effet potentiellement devenir solubles, favorisant ainsi leur lixiviation et le risque de contamination des nappes phréatiques. Les directives *Waste from Electrical and Electronic Equipment* (WEEE) et *Restriction on Hazardous Substances* (RoHS) ont donc été mises en place respectivement en 2003 et 2006 par l'Union Européenne. Elles ont pour but l'élimination des déchets électroniques en favorisant notamment le recyclage, ainsi que diminuer l'impact de certaines

substances jugées néfastes sur l'environnement. Particulièrement, la législation RoHS vise à interdire l'utilisation du plomb dans les équipements électroniques à l'exception des applications nécessitant un haut niveau de fiabilité. Tous les équipements de protection des intérêts essentiels des états membres et embarqués dans des moyens de transport sont exclus du scope RoHS. Les secteurs aéronautique et militaire font ainsi partie des exemptions à la législation. Ces dispenses ne représentent en réalité qu'un « sursis » pour ces secteurs d'activité car *in fine*, ils devront s'aligner sur le marché civil dont la transition au sans plomb s'est déjà effectuée. La révision tous les trois ans de la directive RoHS n'exclut également pas une interdiction étendue à ces secteurs d'activités. Un effort considérable de certaines entreprises et institutions académiques a ainsi consisté à déterminer des solutions de remplacement aux alliages étain-plomb classiques. Ces recherches ont abouti aux dépôts de nombreux brevets et ont de surcroît menées à des questionnements de fond sur l'aptitude de ces nouveaux matériaux à assurer un niveau de fiabilité comparable aux alliages étain-plomb jusqu'alors utilisés. Ces derniers ont bénéficié d'un retour sur expérience tel que très peu d'industriels se posaient la question de savoir quels étaient les modèles de comportement associés à chaque composition [12]. L'évaluation de la durée de vie de ce type d'assemblage électronique était en effet plus basée sur un fort retour d'expérience que sur une caractérisation de l'alliage et son comportement en fatigue. L'arrivée des nouvelles formulations sans plomb a cependant fortement modifié les habitudes des industriels du secteur. L'estimation de la durabilité d'un assemblage électronique est ainsi à présent conditionnée par le fait que les ingénieurs et chercheurs doivent d'abord comprendre comment se comporte chaque alliage de brasure. Une phase de compréhension du matériau à son niveau le plus fondamental ainsi qu'une méthodologie scientifique plus rigoureuse sont donc généralement requises afin d'obtenir des modèles de durée de vie plus robustes. Même si la tenue en fatigue des joints d'interconnexion représente le point critique vis-à-vis de la durabilité des assemblages, les acteurs de l'industrie électronique se sont également concentrés en parallèle sur d'autres problématiques techniques liées au passage au sans plomb et notamment le problème de la compatibilité entre les matériaux de terminaison des composants et les joints de brasure [13]. Tous ces éléments montrent bien que la transition à l'électronique sans plomb est complexe et concerne une multitude d'étapes tout au long de la chaîne de fabrication d'un équipement électronique. Le leitmotiv étant toujours de s'assurer de la faisabilité des procédés et des produits en garantissant un moindre coût et une fiabilité au moins égale à celle des technologies au plomb. Pour les aider, les entreprises ont pu mettre en place un plan d'action spécifique appelé *Lead-Free Control Plan* (LFCP), leur permettant d'assurer une transition « en douceur » en minimisant les risques associés au passage au sans plomb. Ce type de démarche est de fournir aux entreprises souhaitant migrer vers des technologies conformes RoHS, une documentation assurant que les systèmes électroniques développés au sans plomb possèdent les mêmes niveaux de performance et de fiabilité que les technologies au plomb. Les entreprises concernées par la transition se regroupent également en consortium afin d'échanger sur les bonnes pratiques à adopter (groupes ANADEF et iNEMI par exemple). Il est intéressant de constater que la proportion des matériaux de brasure expédiée à travers le monde a vu une transition s'opérer au milieu des années 2000 avec les alliages sans plomb représentant peu à peu la majorité du marché global des brasures, jusqu'à atteindre environ 75% aujourd'hui (Figure 4). Une investigation plus poussée de ces statistiques montre également que les pays initiateurs de la transition vers le sans plomb sont principalement issus d'Europe et d'Asie alors que les États-Unis font preuve de plus de scepticisme et semblent espérer des exemptions à plus long terme [14]. Des enquêtes conduites au début des années 2000 à travers plus de 150 organisations en Europe et au Japon, montraient en outre que parmi ces nouveaux matériaux sans plomb, les alliages SAC (composés à base d'étain, argent et cuivre : Sn-Ag-Cu) représentaient la majorité du marché des compositions sans plomb utilisées [15]. Même s'il est avéré que le plomb est toxique pour l'homme s'il est ingéré ou inhalé, il n'existait pas de consensus établi concernant son impact sur l'environnement à la fin des années 1990 lorsque les alliages sans

plomb commençaient à être considérés. Certaines études montraient en effet qu'à travers une analyse du cycle de vie d'un alliage de brasure, le coût environnemental pouvait être plus important dans le cas des matériaux sans plomb. Tous les procédés en amont de l'assemblage électronique, avec notamment l'exploitation minière et l'extraction des métaux constituant l'alliage, représentent en effet des paramètres de premier ordre dans le bilan carbone des brasures [16]. De nouveaux travaux plus récents considérant plusieurs facteurs d'impact environnementaux ont cependant depuis montré que le passage au sans plomb était globalement bénéfique d'un point de vue environnemental [17] [18]. Quoiqu'il en soit, et comme recommandé par la *Japan Electronics and Information Technology Industries Association* (JEITA), la composition majoritairement utilisée aujourd'hui parmi les brasures sans plomb correspond à l'alliage SAC305 (Sn-3.0Ag-0.5Cu en pourcentage massique).

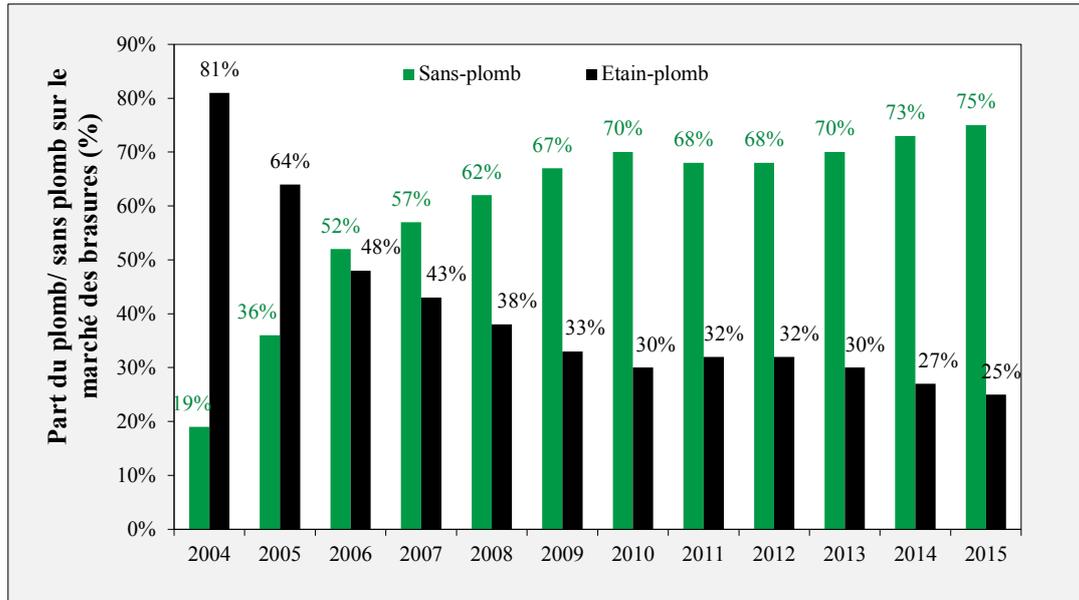


Figure 4 Proportion des alliages de brasure expédiés à travers le monde entre 2004 et 2015 - Comparaison entre les alliages sans plomb et étain-plomb [14]

Les différents travaux menés sur les alliages de brasage par les industriels et les laboratoires académiques depuis maintenant une quinzaine d'années, a montré que l'alliage SAC305 était le matériau de substitution privilégié pour remplacer l'alliage 63Sn-37Pb classique. Il propose en effet une bonne mouillabilité (caractéristique essentielle à la bonne brasabilité du composant sur son substrat) combinée à de bonnes propriétés mécaniques tout en proposant un coût attractif malgré la présence d'argent. Ce prix attractif, compte-tenu des contraintes imposées, reste néanmoins bien plus important que pour les alliages Sn-Pb avec une différence de +25% environ sur le prix au kilogramme. Ce prix est cependant à relativiser et à mettre en perspective car si le plomb est effectivement moins onéreux, l'obsolescence progressive des composants au plomb les rendent de plus en plus chers. Le marché électronique étant en effet majoritairement dominé par les produits de haute consommation des secteurs des télécommunications et informatique, l'utilisation du sans plomb pour ces applications n'a pas posé de problématiques particulières, principalement du fait des différences significatives en matière de niveaux de sollicitations par rapport aux applications des secteurs aéronautique et militaire bénéficiant elles, d'exemptions à la législation. La rareté des composants au plomb leur donne donc une valeur limitant l'apparente attractivité du prix de la matière première. Enfin, une composante essentielle du développement de l'électronique sans plomb est son attractivité commerciale. Le grand public a en effet depuis quelques années pris conscience des problématiques environnementales et des défis qui devront être relevés au cours des années à venir. Cette prise de conscience est bien comprise par les fabricants quel que soit le secteur d'activité, conférant par conséquent à tout produit « vert »,

une différenciation marchande décisive. L'électronique sans plomb ne déroge pas à cette règle et les anglo-saxons parlent ainsi de *green electronics*. En résumé, la transition vers des technologies sans plomb est principalement motivée par :

- La potentielle évolution de la législation RoHS (2021),
- Le marché électronique soumis au marché civil,
- L'obsolescence progressive des composants au plomb,
- Les désirs « écologistes » des consommateurs.

Ce changement de technologie génère néanmoins des problématiques techniques et notamment celles liées aux procédés d'assemblage. Un avantage considérable des alliages sans plomb est leur potentielle utilisation pour des applications fonctionnant à hautes températures. La température de fusion des alliages SAC notamment est en effet plus élevée que celle des alliages Sn-Pb (Tableau 1). Cet avantage opérationnel constitue en revanche un obstacle sur le plan du procédé qu'il convient donc de bien comprendre afin de minimiser les dommages potentiels sur le reste de l'assemblage.

Quels sont les procédés d'assemblage ?

Il existe différents procédés d'assemblage permettant de brasier des composants électroniques sur un substrat PCB parmi lesquels le brasage manuel au « fer à souder ». Un procédé d'assemblage des composants traversant est également utilisé et consiste à passer une carte électronique à travers une vague d'alliage en fusion afin que celui-ci pénètre dans les trous traversant et remonte le long des broches par capillarité pour permettre le brasage. Ce type de procédé d'assemblage appelé « brasage à la vague » peut également être décliné en une version locale où une « vague sélective » pourra permettre l'assemblage d'un composant en particulier via un piston délivrant de l'alliage en fusion. Les assemblages électroniques investigués dans ce travail de thèse ont exclusivement été fabriqués avec des composants CMS brasés par refusion. Ce procédé consiste à faire passer le composant électronique, préalablement déposé sur son PCB et sur lequel a d'abord été déposée de la pâte à brasier par sérigraphie (mélange de microbilles d'alliage et de flux permettant d'activer le mouillage en se débarrassant des impuretés et des oxydes potentiellement formés), dans un four à convection forcée. Ce four, fonctionnant en atmosphère inerte (N_2) dans le cadre de cette étude, permet à l'assemblage de subir un profil thermique précis et adapté aux différentes contraintes liées notamment à la capacité thermique massique des différents matériaux constitutifs du composant ou du substrat, tout en limitant l'oxydation de la brasure et des *pads* de cuivre. Le brasage par refusion doit en effet, autant que faire se peut, minimiser la génération de contraintes résiduelles dans les éléments de l'assemblage et au niveau des joints d'interconnexion en particulier. La figure 5 ci-après est un exemple de profil thermique imposé pour l'assemblage de composants CMS avec l'alliage de brasure SAC305 (capteur thermique placé sur la carte). Le profil de refusion est divisé en plusieurs étapes dont les caractéristiques précises sont essentielles à l'obtention de la microstructure attendue pour l'alliage considéré. Les étapes de montée et de descente en température doivent notamment être suffisamment rapides pour respectivement se débarrasser des éléments volatiles du flux et obtenir une microstructure assez fine, mais dans les deux cas suffisamment lents pour s'affranchir de tout risque de choc thermique pouvant endommager les matériaux constitutifs des éléments de l'assemblage. Les vitesses de montée sont généralement de l'ordre de $2^{\circ}C.s^{-1}$ à $3^{\circ}C.s^{-1}$ alors que les vitesses de refroidissement peuvent varier de $1^{\circ}C.s^{-1}$ à $4^{\circ}C.s^{-1}$. Au cours de la montée en température, une stabilisation est observée aux alentours de $150^{\circ}C$ pendant une cinquantaine de secondes, permettant une homogénéisation de la température dans tout l'assemblage afin d'assurer l'activation du flux présent dans la crème à brasier. L'ensemble est ensuite maintenu entre 40 et 90 secondes (jusqu'à 120 secondes pour des cartes de dimensions importantes et massives) au-dessus de la température de fusion de

l'alliage SAC305 (TAL : Time Above Liquidus)¹ pour permettre la fusion complète de la pâte à braser. Il est cependant important de ne pas imposer un TAL trop long dans la mesure où l'alliage de brasure en fusion peut entraîner la dissolution du cuivre des plages de report et ainsi aboutir à une microstructure indésirable. Intel recommande par exemple que la température minimale du pic du profil thermique pour l'alliage SAC305 ne se situe pas au-dessous de 228°C-230°C (surfusion de 11°C-13°C). Il est en effet possible qu'en dessous de cette température, des joints d'interconnexion ne soient pas totalement formés ou que ceux-ci induisent des problèmes de fiabilité. À l'inverse, la température maximale du pic du profil thermique recommandée pour les assemblages électroniques sans plomb SAC305 ne doit pas excéder 260°C [19]. Ces températures dépendent en outre du volume d'alliage considéré. Lorsque des substrats FR-4 ($T_g = 130^\circ\text{C}$) sont utilisés, des risques d'endommagement par délamination et flexion de la carte peuvent en effet être à craindre. Comme mentionné précédemment, ces températures et recommandations dépendent de l'assemblage considéré. La taille des composants est en effet un paramètre de premier ordre lorsque la température maximale du four est critique. Du fait des transferts thermiques et des propriétés physiques propres à chaque matériau constitutif des composants, les températures atteintes seront différentes en chaque point de l'assemblage. Les composants massifs atteignant en effet une température moins importante que les composants de plus petites tailles notamment. Ce type de procédé confère par ailleurs aux joints de brasure une microstructure particulière qu'il conviendra de caractériser afin de faire le lien entre la structure interne et les propriétés mécaniques des interconnexions. La compréhension des implications des paramètres de brasage est donc essentielle à la maîtrise de la microstructure de l'alliage considéré et donc à la bonne estimation de la durée de vie des assemblages électroniques.

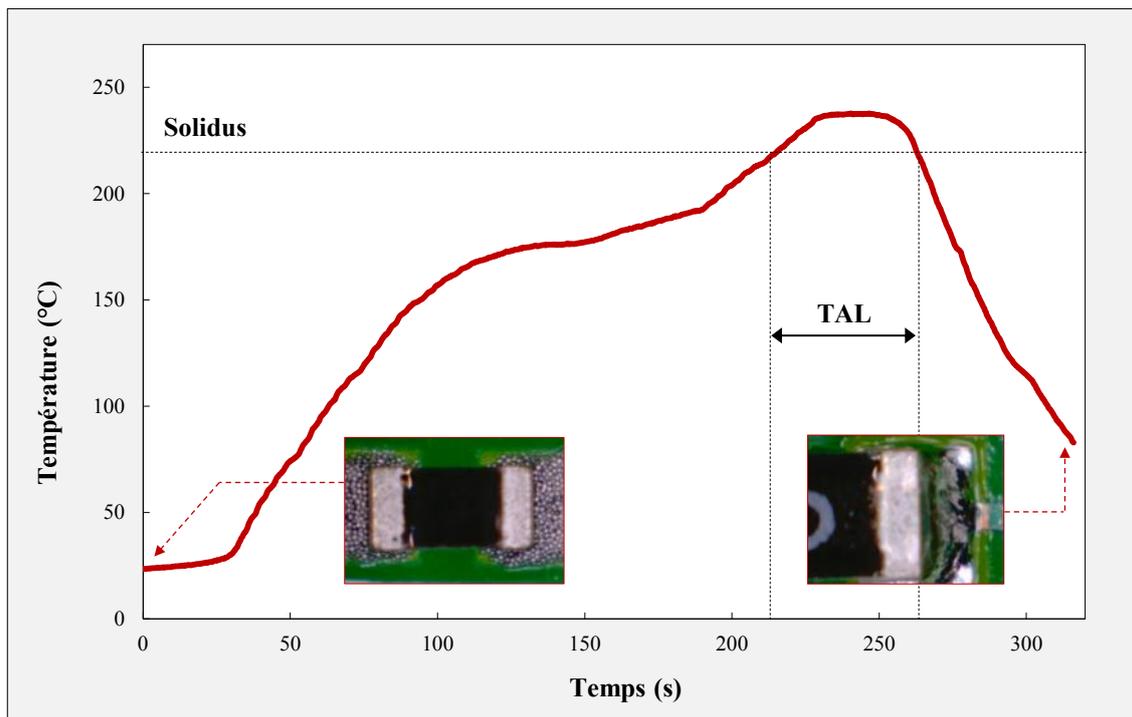


Figure 5 Profil de brasage par refusion associé à l'assemblage de cartes électroniques avec l'alliage SAC305 - Exemple de composant résistif déposé sur la pâte à braser avec le mélange constitué de microbilles d'alliage et du flux décapant avant refusion (photographie de gauche) et contrôle visuel du joint brasé après brasage (photographie de droite)

¹ En réalité, pour l'alliage SAC305, le terme adéquat devrait être le TAS (Temperature Above Solidus) puisque la brasure commence à entrer en fusion à 217°C (solidus) et devient totalement liquide à la température de 220°C (liquidus). Entre ces deux températures, l'alliage de brasure est dans un état mixte partiellement liquide et solide. L'abus de langage doit venir du fait que le solidus et le liquidus est le même pour l'alliage 63Sn-37Pb.

Contexte de l'étude

L'estimation de la durée de vie des assemblages électroniques embarqués dans les applications aéronautique ou militaire développées par Safran Electronics & Defense, est indispensable à leur bon fonctionnement en conditions réelles d'utilisation. Ces équipements doivent en effet être capables d'accomplir une fonction requise, dans des conditions environnementales données et pendant un intervalle de temps donné. Ce niveau de fiabilité est donc fonction du profil de vie de chaque produit et il convient de bien identifier les principales contraintes auxquelles sont soumis les différents assemblages afin d'effectuer les tests de qualification adéquats. Il existe plusieurs types de sollicitations auxquelles peuvent être confrontés les équipements électroniques embarqués au cours de leur cycle de vie. La figure 6 présente différents types d'applications aéronautiques et militaires dans lesquels sont embarqués des assemblages électroniques devant supporter de fortes contraintes environnementales.

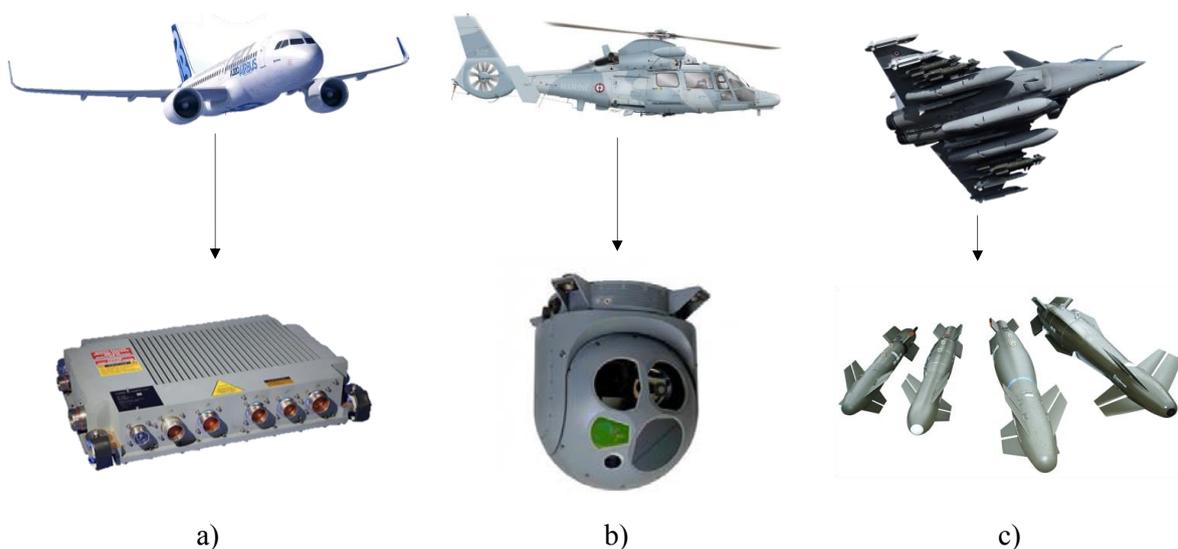


Figure 6 (a) Avion de ligne Airbus A320neo et le calculateur moteur de nouvelle génération LEAP FADEC. (b) Hélicoptère AS565 Panther pouvant être équipé de la boule gyrostabilisée Euroflir 410 SP. (c) Avion militaire Rafale sur lequel sont montés des bombes guidées air-sol AASM

Des systèmes optroniques d'hélicoptères devant intervenir lors de sauvetages en mer seront par exemple confrontés à des taux d'humidité combinés à un environnement salin pouvant entraîner des problèmes liés à la corrosion des matériaux constitutifs de l'assemblage. Les calculateurs moteurs montés sur des avions civils seront eux principalement soumis à des variations cycliques de températures puisque lors des phases de vol, les températures peuvent descendre jusqu'à -56°C et atteindre environ 50°C dans certaines régions chaudes du globe lorsque l'appareil est à l'arrêt [20] [21]. Un missile a quant à lui, *a priori*, une durée de vie très courte mais doit être capable de supporter des niveaux vibratoires très importants lors de sa mise à feu. Toutes ces applications sus-citées sont en réalité confrontées à différents modes de sollicitations, de façon séquentielle ou combinée. En reprenant l'exemple de l'aviation civile, les aéronefs sont en effet soumis à des niveaux vibratoires non négligeables notamment lors du décollage et de l'atterrissage, tout en subissant les variations de températures liées aux phases de vol. Les équipements militaires tels que les missiles doivent fonctionner pendant un laps de temps relativement court mais doivent également supporter les phases de stockage et de transport durant lesquelles les contraintes thermiques peuvent être importantes. La variété des conditions environnementales auxquelles sont soumis les assemblages électroniques montre bien la complexité à développer des modèles robustes permettant d'estimer leur durée de vie. Dans les faits, la plupart des études portant sur la durabilité des assemblages électroniques se

focalisent principalement sur des sollicitations décorrélées les unes des autres, à l'exception de quelques travaux précurseurs portant sur les effets combinés de cycles thermiques et vibratoires [22] [23]. D'après la figure 7 représentant les résultats d'une étude statistique réalisée dans le cadre de l'*US Air Force Integrity Program*, 55% des défaillances électroniques observées sont dues aux variations de températures tandis que 20% sont générées par des contraintes vibratoires. Les problématiques de corrosion liées à l'humidité et aux particules de poussière (suspensions solides dans l'air généralement constituées de minéraux inorganiques, sels solubles, matériaux organiques et eau) participent également de façon non-négligeable aux défaillances rencontrées au niveau des assemblages électroniques. Il faut néanmoins noter que cette étude est relativement datée et que de par la miniaturisation croissante des nouvelles technologies d'assemblage, les proportions précédemment citées sont en continuelle évolution et notamment dans le sens d'une augmentation de la part de défaillances dues à la corrosion. De plus, la plupart des applications commerciales, qui représentent la majorité du marché de l'électronique, ne rencontrent pas des niveaux de vibrations aussi sévères que les équipements intégrés aux applications des secteurs aéronautique et militaire. L'impact de ce type de sollicitation sur la durabilité des assemblages électroniques développés par Safran Electronics & Defense est donc en réalité tout aussi prépondérant que les contraintes thermiques. L'évaluation du comportement mécanique et thermomécanique des matériaux constitutifs des assemblages représente donc une étape essentielle permettant de garantir le bon dimensionnement des équipements électroniques embarqués et *in fine*, leur fiabilité en conditions réelles d'utilisation.

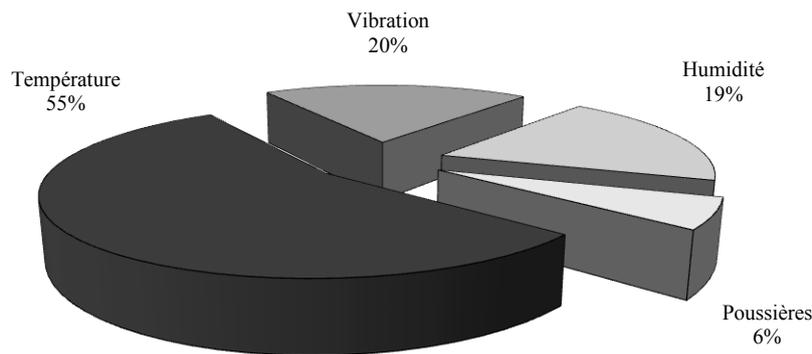


Figure 7 Causes majeures de défaillances électroniques en 1990 [24]

Comme mentionné précédemment, l'industrie électronique utilise les alliages de brasure étain-plomb depuis une soixantaine d'années avec des résultats remarquables. L'estimation de la durée de vie pour ce type de brasure s'appuie en effet sur un important retour d'expérience et des modèles de durée de vie semi-empiriques robustes. Les alliages sans plomb, de par leur multitude et leur relative jeunesse, ne bénéficient pas d'un nombre de données aussi fourni. En considérant une évolution temporelle linéaire de la connaissance des nouveaux alliages sans plomb, basée sur celle de l'étain-plomb, le savoir actuel ne représenterait que 10% des connaissances. La réalité n'est cependant pas aussi triviale dans la mesure où les méthodes d'investigation de la durabilité des assemblages électroniques ont elles aussi évolué au cours des années. Une approche basée sur la physique de la défaillance (*Physics of Failure*) a en effet été adoptée depuis plusieurs années et consiste à identifier les modes (effet par lequel la défaillance est identifiée : mesure électrique par exemple) et mécanismes (procédés physiques menant à la défaillance : fatigue thermomécanique par exemple) de défaillance en les associant à des causes précises [25]. Les lois semi-empiriques développées pour l'alliage Sn-Pb ont néanmoins donné des informations essentielles concernant le comportement général des brasures, permettant ainsi de cadrer le champ d'investigation pour les nouveaux alliages sans plomb.

Démarche et organisation de la thèse

L'évaluation de la durabilité des assemblages électroniques suppose une capacité à reproduire les conditions proches des conditions réelles d'utilisation. Afin de faire le lien entre le profil de mission d'un équipement embarqué et l'estimation de sa durée de vie, il est donc nécessaire de procéder à des essais accélérés. Ce type de test a pour objectif de reproduire le profil de vie d'un assemblage électronique tout en minimisant le coût généré par le temps d'essai. Un test accéléré doit donc générer les mêmes modes de défaillance que ceux observés sur des cartes embarquées. Ces essais doivent ensuite être corrélés au comportement thermomécanique ou mécanique de l'alliage de brasure afin d'identifier un critère dimensionnant permettant de développer un modèle de fatigue correspondant. La précision du critère de fatigue, qu'il soit représenté par une déformation équivalente dans le cas des sollicitations en vibrations ou énergétique dans le cas thermomécanique, dépend de la bonne caractérisation mécanique de l'alliage de brasage considéré. La détermination de la loi de comportement de l'alliage SAC305 est donc une étape essentielle à la bonne estimation de la durabilité d'un assemblage électronique. Il y a cependant un hiatus entre la théorie à suivre et la réalité plus souvent basée sur des essais accélérés seuls. Ce raccourci méthodologique est malgré tout compréhensible dans la mesure où une investigation poussée et complète demande beaucoup de ressources et implique un coût important pour les entreprises qui sont plus souvent confrontées à des échéances à courts termes du point de vue des résultats. La complexité et la multitude des paramètres à déterminer imposent néanmoins la nécessité de développer suffisamment d'essais et simulations pour décrire le comportement en fatigue des matériaux de brasure sans plomb. C'est donc dans un contexte de travail à moyens termes que s'inscrit cette thèse. Elle rentre en effet dans le cadre d'un large projet portant sur l'Électronique Sans plomb (ESP), en assurant en outre une fonction transverse par rapport aux différents lots de travaux s'intéressant notamment aux aspects métallurgiques, aux essais accélérés et aux simulations éléments-finis. À ce projet motivé par des problématiques industrielles, un travail plus fondamental est nécessaire afin de caractériser de façon complète l'alliage de brasure SAC305. La collaboration entre le Laboratoire Génie de Production de l'École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes et Safran Electronics & Defense a ainsi permis de couvrir les étapes essentielles à la détermination des lois de fatigue caractéristiques des défaillances observées en environnements thermique et vibratoire.

Une loi de fatigue peut s'exprimer simplement sous la forme suivante :

$$X = K(N)^c$$

(1)

X	Critère de fatigue à identifier
N	Nombre de cycles à défaillance
K, c	Constantes dépendant du matériau

Il s'agit donc dans un premier temps d'identifier et de calculer un critère de fatigue pertinent et adapté à chaque mode de sollicitation : chargements cycliques en température dans le cas de la fatigue thermomécanique ou en vibrations/chocs dans le cas de la fatigue mécanique. Les constantes sont ensuite déterminées en corrélant le critère de fatigue aux résultats expérimentaux issus des essais accélérés correspondants. La détermination des lois de comportement élastique et viscoplastique de l'alliage SAC305 sont préalablement nécessaires afin de calculer précisément le critère de fatigue sélectionné. L'objectif principal de la thèse est donc de fournir les lois permettant d'estimer la durée de vie des assemblages électroniques SAC305, mais également de fournir des comparaisons avec d'autres types d'alliages, notamment le matériau étain-plomb toujours utilisé aujourd'hui du fait des exemptions à la législation RoHS. Ce manuscrit de thèse se compose de trois chapitres. Une étude bibliographique propre à chaque thème abordé sera effectuée et résumée en début de chaque chapitre.

Les références seront en revanche toutes compilées en fin de manuscrit afin de faciliter la recherche pour le lecteur. La figure 8 présente de façon schématique l'organisation et les objectifs de la thèse.

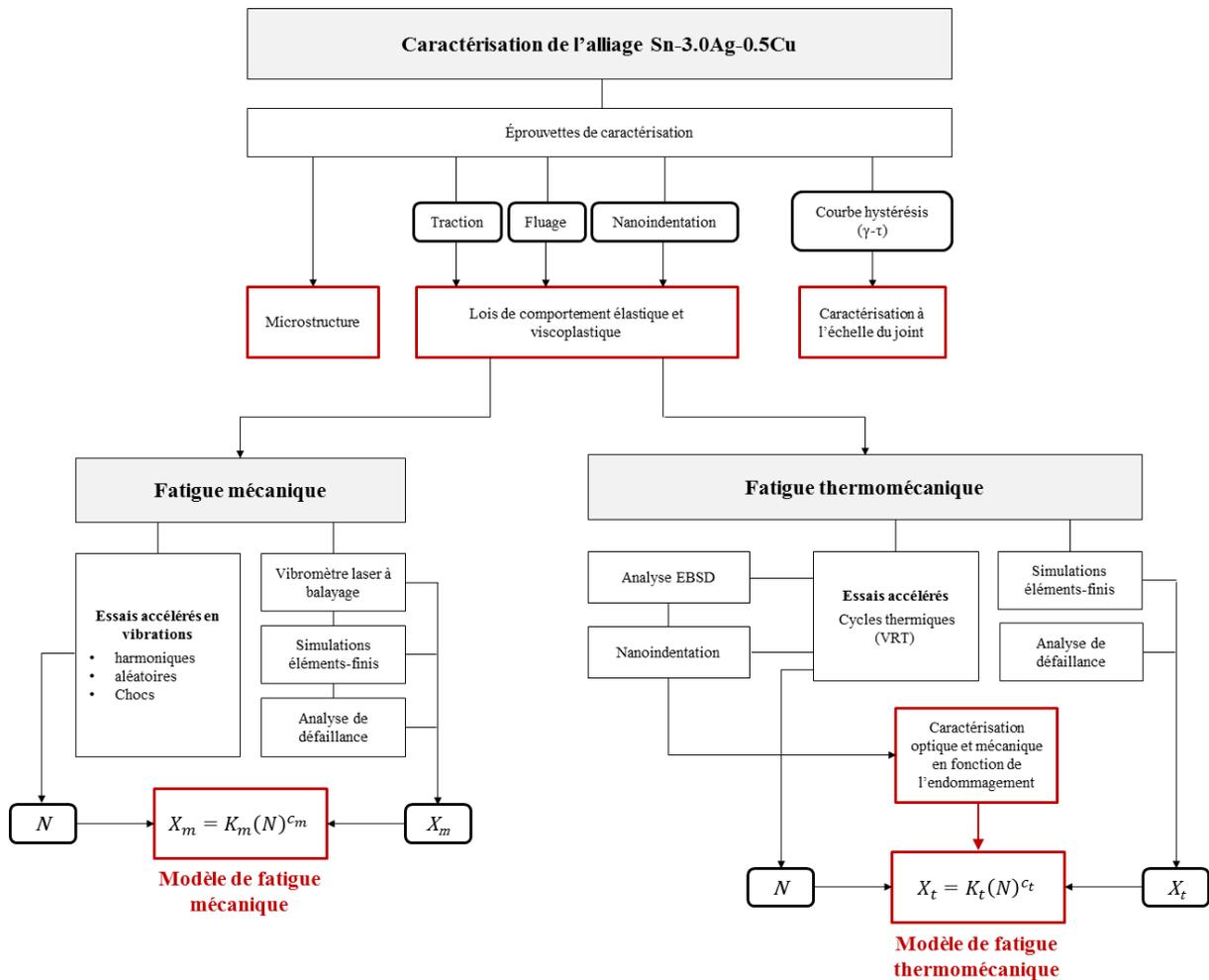


Figure 8 Schéma global de l'organisation générale de la thèse avec les principaux objectifs à atteindre (les indices « m » et « t » signifient respectivement « mécanique » et « thermomécanique »)

La première étape permettant de bien comprendre le comportement mécanique de l'alliage 96.5Sn-3.0Ag-0.5Cu est de s'intéresser à sa structure interne. Le chapitre 1 traite donc dans un premier temps de l'étude de la microstructure des joints d'interconnexion SAC305 après brasage par refusion. Ce type de procédé d'assemblage confère en effet à l'alliage de brasage des caractéristiques microstructurales particulières qui sont analysées afin de comprendre leurs implications sur le comportement mécanique macroscopique des joints d'interconnexion. Une revue des différentes lois de comportement élastoplastique et viscoplastique couramment utilisées dans l'industrie électronique est également effectuée et mise en perspective afin de déterminer le modèle comportemental le plus pertinent pour la suite de l'étude. Après avoir déterminé l'identité microstructurale des joints de brasage SAC305, différentes éprouvettes sont considérées afin de mettre en place une campagne d'essais de caractérisation mécanique composée de tests monotones en traction, ainsi que des essais de fluage et de relaxation de contrainte. L'objectif de ces essais mécaniques est de générer suffisamment de données expérimentales permettant *in fine* de déterminer les lois de comportement élastique et viscoplastique de l'alliage SAC305 étudié. Des éprouvettes de caractérisation présentant une microstructure caractéristique de celle observée à l'échelle des joints brasés après refusion sont ainsi mises en forme afin d'assurer la bonne représentativité des différents essais effectués. Deux niveaux

de microstructure sont en réalité examinés puisque des résultats d'essais obtenus à partir d'éprouvettes issues d'un barreau d'alliage SAC305 laminé sont présentés dans un premier temps. Les courbes de traction et fluage obtenues à partir des éprouvettes « coulées », représentatives des joints d'interconnexion sont ensuite analysées. Un modèle viscoplastique simple de Norton est d'abord dérivé et les 9 paramètres du modèle viscoplastique d'Anand sont ensuite déterminés à partir des essais en fluage effectués à différentes charges imposées et températures. Des essais de nanoindentation sont en outre conduits directement sur des joints de brasure afin de déterminer les propriétés mécaniques élastique et viscoplastique caractéristiques de la microstructure réelle. La dernière partie du chapitre 1 se concentre sur une expérimentation particulière dont le but est de construire la boucle d'hystérésis contrainte - déformation en cisaillement, caractéristique du comportement thermomécanique du joint d'interconnexion lors de cyclages thermiques. Cet essai déjà réalisé pour l'alliage eutectique 63Sn-37Pb n'a encore jamais été effectué pour un alliage sans plomb. L'avantage de cette technique d'investigation est de s'affranchir de l'utilisation d'éprouvettes macroscopiques et d'obtenir ainsi une caractérisation thermomécanique directement sur un joint brasé. La connaissance précise de la loi de comportement des joints de brasure SAC305 est une des étapes essentielles permettant de développer des modèles de durée de vie robustes pour ce type d'alliage sans plomb. De ce fait, ce premier chapitre représente le socle de base nécessaire au développement des chapitres 2 et 3 où les lois de fatigue mécanique et thermomécanique sont étudiées.

Le chapitre 2 se concentre sur l'étude de la fatigue mécanique des alliages de brasure SAC305. Cette investigation est menée à partir de différents tests accélérés effectués sur pot vibrant. Des essais en vibrations harmoniques (à fréquence fixe), en vibrations aléatoires (fréquence variant dans un intervalle donné) ainsi qu'en chocs SRC (Spectre de Réponse au Choc) sont ainsi considérés afin de couvrir un large domaine de sollicitations mécaniques rencontrées par les équipements électroniques. Ces essais sont menés à différentes températures afin d'évaluer l'effet thermique sur la tenue en endurance mécanique de l'alliage SAC305. Les éprouvettes technologiques sur lesquelles sont conduites les expérimentations sont ensuite soumises à une analyse basée sur l'observation de coupes micrographiques afin de déterminer les modes de défaillance rencontrés. Cette analyse de défaillance permet en outre de préciser les zones les plus endommagées des joints d'interconnexion. La détermination de la loi de fatigue mécanique est ensuite effectuée en corrélant les résultats en durée de vie issus des tests accélérés en vibrations harmoniques avec les résultats obtenus à partir de l'analyse éléments-finis. Afin de garantir le calcul précis du critère de fatigue, des mesures de déformées modales des assemblages de test à 20°C sont effectuées à l'aide d'un vibromètre laser à balayage (VLB). Elles permettent de déterminer l'équation représentative de la déformée maximale des cartes au cours des essais en vibrations. Cette équation propre à chaque assemblage et chaque niveau de vibration testé, constitue l'élément de recalage pour les simulations numériques. L'hypothèse étant que si la modélisation éléments-finis reproduit avec succès la déformée modale expérimentale, le calcul des contraintes et des déformations dans les joints de brasure est suffisamment précis pour développer la loi de fatigue mécanique de l'alliage SAC305. La courbe de fatigue mécanique isotherme obtenue sert ensuite comme élément d'entrée pour l'évaluation de l'impact des vibrations aléatoires sur la durée de vie des assemblages électroniques sans plomb. À l'aide de l'algorithme de comptage *rainflow* et de l'utilisation d'une loi d'accumulation linéaire, le dommage dans les joints de brasure ayant subis des vibrations aléatoires peut en effet être calculé. Dans le cadre de cette étude, les essais se limitent à l'évaluation de la durabilité pour 4 niveaux de vibrations aléatoires (accélération efficace du pot vibrant) à température ambiante. L'étude de la tenue en chocs SRC repose elle sur la détermination des déplacements maximaux générés au niveau des assemblages de test ainsi que sur leurs amortissements. Une évaluation de l'impact de la température sur ces paramètres est donc effectuée et l'évolution temporelle de chaque choc est par la suite comparée afin de corréler le comportement

mécanique de la carte avec les durées de vie mesurées. Des comparaisons quantitatives de durées de vie entre l'alliage SAC305 et SnPb36Ag2 sont enfin données pour la tenue en vibrations harmoniques à température ambiante et en chocs à basse température.

Le troisième et dernier chapitre porte sur la fatigue thermomécanique des joints d'interconnexion sans plomb. La méthode utilisée est similaire à celle développée dans le chapitre 2 puisque le modèle de fatigue thermomécanique est obtenu en corrélant les résultats obtenus à partir des essais en cyclage thermique avec le calcul du critère de fatigue issu des simulations éléments-finis. Une importante campagne d'essais accélérés est conduite sur différents véhicules de test afin de générer suffisamment de résultats expérimentaux nécessaires à la construction de la courbe de fatigue. Certaines cartes de test ayant également été assemblées avec l'alliage étain-plomb SnPb36Ag2, la courbe de fatigue thermomécanique correspondant à cet alliage est également construite. Cet alliage de brasure n'a en revanche pas bénéficié d'une série de tests de caractérisation permettant de déterminer sa loi de comportement. Faisant cependant partie de l'ancienne génération d'alliages de brasage, des données quantitatives ont facilement pu être trouvées dans la littérature et utilisées pour le calcul du critère de fatigue. Un dernier alliage « nouvelle génération » incorporant les éléments solubles bismuth et indium dans sa composition, a également été évalué afin d'établir des premiers résultats comparatifs entre ce dernier et l'alliage SAC305. De plus, la fabrication des assemblages est telle que différents paramètres dimensionnels et conceptuels ont en outre pu être analysés : influence de l'épaisseur du PCB, de leur structure interne (double-face ou multi-couches), ainsi que la géométrie des plages de report en cuivre. De la même façon, les essais en cyclage thermique (aussi appelés VRT pour « Variations Rapides de Température ») sont définis de telle sorte que l'influence de plusieurs facteurs caractéristiques des profils thermiques puisse être étudiée : intervalle de température et durée des paliers à basse et haute température. Outre l'analyse de défaillance permettant d'identifier le ou les modes de défaillance générés lors de chargements thermomécaniques, une étude détaillée de l'évolution microstructurale des joints de brasure SAC305 est effectuée à travers des analyses EBSD (*Electron BackScatter Diffraction*). Les caractéristiques microstructurales de l'alliage sont donc identifiées et leur évolution au cours des cycles thermiques est corrélée au niveau d'endommagement des joints d'interconnexion. Le phénomène de recristallisation caractéristique de l'endommagement thermomécanique des brasures SAC est en particulier explicité et permet de comprendre les ruptures intergranulaires systématiquement observées lors de l'analyse de défaillance. La microstructure identifiée après brasage par refusion ainsi que l'état microstructural après défaillance sont par ailleurs caractérisés par des essais de nanoindentation. Ces derniers permettent d'obtenir la dureté et le module d'élasticité de l'alliage SAC305 en fonction du niveau de dommage accumulé dans les joints.

La conclusion récapitule finalement les principaux résultats obtenus à l'issue de la thèse. Elle propose également des axes d'étude pour de futurs travaux permettant d'améliorer et d'affiner les modèles de prédiction de la durée de vie des assemblages électroniques sans plomb. Une discussion est ainsi menée quant aux possibles liens qui peuvent être établis entre les résultats issus de l'investigation poussée de la microstructure au cours de l'endommagement et le modèle de fatigue thermomécanique associé. En ce qui concerne la fatigue mécanique des alliages SAC305, différentes idées concernant le domaine d'application des lois de comportement et notamment en termes de vitesses de déformations et températures sont abordées afin de proposer des méthodes de modélisation plus précises. Un dernier questionnaire porte sur l'utilisation du logiciel Sherlock développé par DfR Solutions, qui permet une estimation rapide de la durée de vie de cartes électroniques complexes soumises à des cycles thermiques et vibratoires. Des propositions permettant de s'affranchir de l'aspect « boîte noire » de l'application tout en tirant parti de son interface très intuitive sont ainsi données.

NOTA BENE 1

Pour des raisons de clarté, le séparateur décimal considéré dans ce manuscrit de thèse est le point. Plusieurs phrases faisant apparaître des successions de chiffres décimaux se succèdent et l'utilisation de la virgule comme séparateur, bien que normalement utilisé en français, rend en effet la compréhension globale de ces phrases parfois complexe.

NOTA BENE 2

Des coupes micrographiques seront présentées dans chaque chapitre. Afin d'éviter des redites, la procédure de polissage est décrite ci-dessous :

- Polissage mécanique au papier SiC (carbure de silicium) selon les grades FEPA (*Federation of European Producers of Abrasives*) :
 - P80
 - P600
 - P800
 - P1200
 - P2400
 - P4000
- Polissage mécanique diamant :
 - suspension diamantée 3 μm
 - suspension diamantée 1 μm
- Polissage final avec finition MasterMet[®] pour les observations au microscope optique et MEB
- Finition non divulgable pour la préparation des échantillons EBSD

Chapitre 1

Caractérisation de l'alliage de brasure SAC305

Mots clés

Microstructure, EBSD, viscoplasticité, Anand, nanoindentation, jauges de déformation, hystérésis

Ce premier chapitre porte sur l'examen des propriétés mécaniques de l'alliage SAC305. Une analyse EBSD de la microstructure après brasage par refusion est d'abord menée afin d'identifier les caractéristiques microstructurales pilotant le comportement mécanique global des joints de brasure. Une attention particulière est portée sur les morphologies de grains d'étain de type « macrograins » et « entrelacés » obtenues après refusion. Deux types d'éprouvette de caractérisation présentant des microstructures différentes sont ensuite considérées et représentent chacune un degré de représentativité des joints brasés. Des tests monotones en traction à différentes vitesses de déformation et températures ainsi que des tests de fluage à différentes contraintes appliquées et températures sont effectués sur les éprouvettes représentatives des brasures afin de déterminer les lois de comportement élastique et viscoplastique de l'alliage SAC305. Les neuf paramètres de la loi d'Anand sont ainsi déterminés et constituent une donnée d'entrée pour les simulations éléments-finis abordées au chapitre 3. Des essais de nanoindentation sont en outre effectués afin de caractériser la microstructure d'un joint brasé après assemblage par refusion. La méthodologie permettant d'obtenir la courbe d'hystérésis expérimentale contrainte - déformation en cisaillement est également développée. La boucle obtenue est représentative de l'endommagement thermomécanique subi par les joints d'interconnexion SAC305 au cours de cycles thermiques.

1.1. Introduction

Depuis l'entrée en vigueur de la directive RoHS en juillet 2006, l'alliage SAC305 est devenu le matériau de brasure sans plomb le plus utilisé dans l'industrie électronique. Contrairement à l'alliage eutectique 63Sn-37Pb qui présente des températures de liquidus et solidus égales (eutectique), la composition de la brasure SAC305 est « proche-eutectique ». Cette différence fondamentale confère aux joints de brasure sans plomb des microstructures très différentes de leurs homologues au plomb. L'objectif de ce chapitre est dans un premier temps d'identifier la microstructure caractéristique des joints brasés à partir d'une étude bibliographique et de coupes micrographiques effectuées sur des composants après assemblage par refusion. Des observations au microscope optique en lumière polarisée et des analyses EBSD seront notamment effectuées afin de comprendre et de quantifier les caractéristiques microstructurales des joints d'interconnexion. Le joint de brasure constitue la jonction entre le circuit imprimé et le composant, assurant ainsi la tenue mécanique de l'assemblage. Du point de vue de la durabilité, il est donc très important de connaître les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305. Cette détermination est soumise au développement d'essais de caractérisation permettant d'identifier des lois de comportement. Après avoir fait une revue des différents tests de caractérisation couramment cités dans la littérature, deux types d'éprouvettes sont considérés afin de mettre en place une campagne d'essais permettant de déterminer le modèle comportemental de l'alliage SAC305. Ces éprouvettes de caractérisation diffèrent l'une de l'autre par leur géométrie et leur procédé de mise en forme qui influent directement sur leur microstructure finale. Le but étant de caractériser le comportement mécanique des joints brasés, il est important que la loi de comportement soit déterminée à partir d'éprouvettes de test présentant une microstructure similaire. Des éprouvettes « coulées » et refroidies à température ambiante ont ainsi permis d'obtenir la structure dendritique et la morphologie de grains d'étain observée sur les brasures de composants CMS. Le modèle de comportement propre à l'alliage SAC305 est ensuite étudié en considérant ces mêmes éprouvettes. L'étude bibliographique a pour but de mettre en évidence les avantages et les inconvénients de chaque modèle de comportement afin d'effectuer un choix pertinent. Des essais de traction monotone sont conduits pour déterminer le module d'Young, la limite d'élasticité ainsi que la contrainte maximale en fonction de la vitesse de déformation (10^{-5} s^{-1} , 10^{-4} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} et 10^{-2} s^{-1}) et de la température (20°C, 80°C et 125°C). Les tests de fluage effectués à différentes charges imposées (5 MPa, 10 MPa, 12.5 MPa et 15 MPa) et températures (20°C, 80°C et 125°C) sont menés dans le but de déterminer les neuf paramètres matériaux de la loi d'Anand, indispensables aux calculs précis des contraintes et déformations dans les joints de brasure au cours de sollicitations thermomécaniques. L'approche considérée ici a donc pour but de minimiser les problématiques générées par la différence de microstructure entre les éprouvettes de caractérisation et les joints de brasure réels. Il persiste néanmoins un important facteur d'échelle pouvant invariablement influencer sur la réponse mécanique de l'alliage SAC305. Afin de s'affranchir des problèmes liés à la nature macroscopique des éprouvettes de test, une expérimentation a été mise en place et a permis de tracer la boucle d'hystérésis déformation - contrainte en cisaillement ($\gamma - \tau$) dans un joint d'interconnexion soumis à un cycle thermique. Cette méthodologie d'évaluation des chargements thermomécaniques dans les brasures est basée sur des hypothèses de calculs qui seront explicitées et permet de caractériser l'alliage SAC305 directement à l'échelle du joint. Des essais de nanoindentation conduits à 20°C pour différentes vitesses de déformations (10^{-5} s^{-1} à 10^{-1} s^{-1}) ont également permis de comparer les propriétés mécaniques d'interconnexions de composants CMS et de l'éprouvette coulée représentative des joints brasés.

1.2. Étude bibliographique

L'étude du comportement mécanique des alliages de brasure sans plomb intervient à plusieurs échelles. Il est en effet essentiel d'identifier la microstructure des joints brasés pour rendre compte de leur comportement macroscopique. La mesure directe des contraintes et déformations étant impossible du fait des trop faibles dimensions des joints de brasure, des éprouvettes représentant parfois jusqu'à trois ordres de grandeur de la taille caractéristique des interconnexions sont souvent considérées. Des lois de comportement peuvent ainsi être développées et utilisées pour calculer les niveaux de contraintes et déformations au niveau des brasures, le plus souvent par des simulations éléments-finis. Le travail bibliographique développé dans cette section comporte plusieurs parties distinctes. La microstructure de l'alliage SAC305 est dans un premier temps abordée à travers les différentes études conduites sur la caractérisation optique des joints d'interconnexion de composants CMS. Des observations issues de la présente étude sont également données et confrontées aux résultats de la littérature. Une revue des différentes lois de comportement utilisées dans l'industrie électronique pour la description des brasures est ensuite menée et mise en perspective au regard de leurs avantages et inconvénients. Enfin, différentes études portant sur l'investigation du comportement des brasures sans plomb à partir d'essais de nanoindentation et de mesures par jauges de déformation sont explicitées. Ces derniers travaux relativement anciens pour certains, sont néanmoins nécessaires à la bonne compréhension de la dernière partie de ce chapitre traitant de la construction de la courbe d'hystérésis ($\gamma - \tau$).

1.2.1. Étude de la microstructure de l'alliage SAC305

a) Diagramme de composition Sn-Ag-Cu

L'alliage de brasure Sn-3.0Ag-0.5Cu est un composé ternaire hypo-eutectique présentant une température de solidus environ égale à 217°C. Même s'il représente l'alliage sans plomb le plus couramment utilisé de nos jours, il existe malgré tout différents types d'alliages de brasure SAC. Chacun de ces alliages ont, de par leur composition chimique, des caractéristiques mécaniques particulières et il est donc important de connaître l'ordre d'apparition des différentes phases lors d'un profil de brasage par refusion. Le diagramme d'équilibre ternaire Sn-Ag-Cu centrée sur la zone eutectique est donné en figure 1-1. D'un point de vue historique, les premiers travaux effectués pour établir expérimentalement le diagramme d'équilibre ternaire Sn-Ag-Cu remontent à 1959 avec Gebhardt et Petzow qui, avec des données limitées, ont proposé, non pas une réaction eutectique ternaire, mais une réaction de transition de phase : $L + Cu_6Sn_5 \rightarrow \beta-Sn + Ag_3Sn$ se produisant à 225°C avec une composition massique du liquide égale à 4.0% d'argent et 0.5% de cuivre [26]. Les travaux menés en 1994 par Miller et al. via une analyse thermo-différentielle ont cependant clairement montré la présence d'un composé eutectique ternaire à $216.8 \pm 1^\circ C$ constitué de 4.7% en masse d'argent et 1.7% en masse de cuivre : $L \rightarrow Cu_6Sn_5 + Ag_3Sn + \beta-Sn$ [27]. En 2000, en s'appuyant sur une analyse thermo-différentielle et un modèle thermodynamique, Moon et al. ont déterminé la composition eutectique de l'alliage Sn-Ag-Cu et montré les raisons de la difficulté à mesurer les liquidus des intermétalliques de ce type d'alliage [28]. La composition eutectique à $217.2 \pm 0.2^\circ C$ mesurée dans cette étude donne un pourcentage massique en argent de $3.5 \pm 0.3\%$ et de $0.9 \pm 0.2\%$ en cuivre. Ces valeurs sont cohérentes avec les résultats obtenus par Loomans et Fine à partir d'une analyse thermique des réactions eutectiques binaires monovariantes suivantes : $L \rightarrow \beta-Sn + Cu_6Sn_5$ et $L \rightarrow \beta-Sn + Ag_3Sn$ [29].

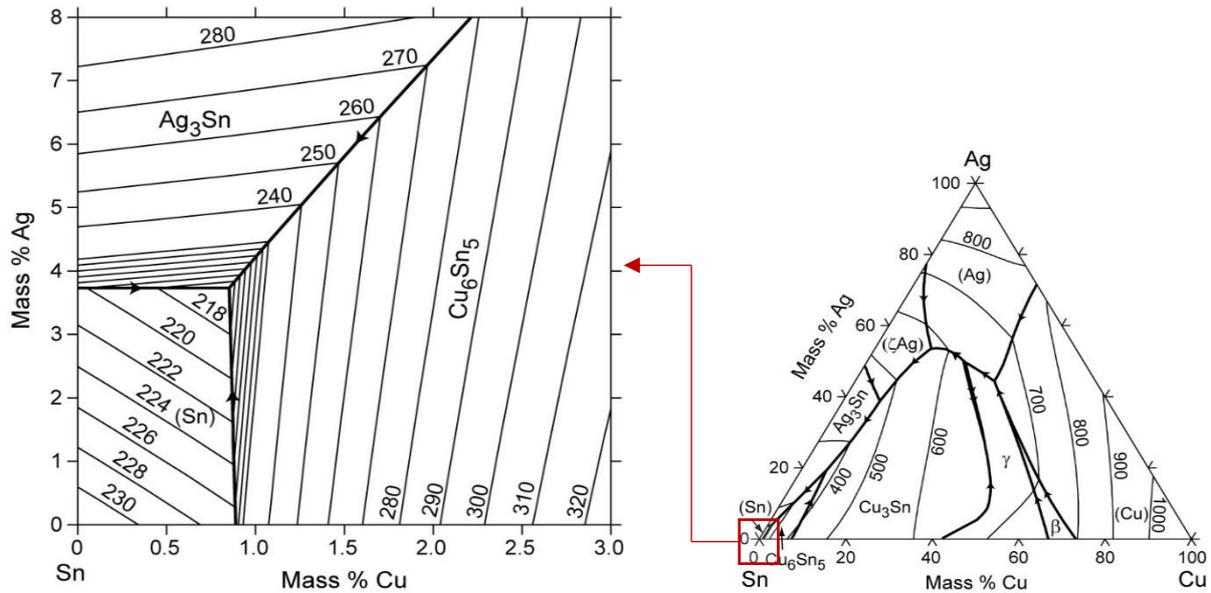


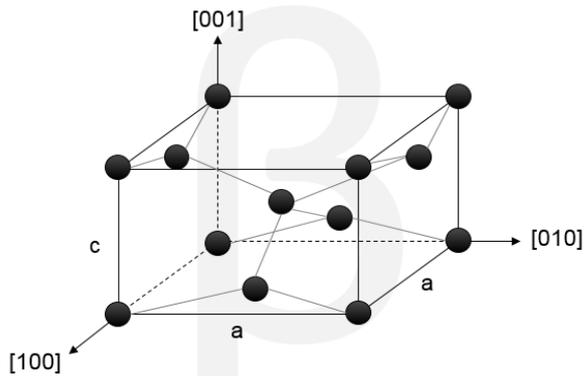
Figure 1-1 Diagramme d'équilibre ternaire Sn-Ag-Cu autour du point eutectique - Surfaces liquidus [28]

En suivant l'historique de solidification généralement admis pour les alliages SAC et à partir des sections isothermes des diagrammes ternaires disponibles dans la littérature, il est possible de proposer une séquence de solidification. Dans le cas de la brasure SAC305, ayant donc une composition massique en argent et cuivre respectivement de 3.0% et 0.5%, l'étape initiale décrivant l'apparition de la première phase solide est $L \rightarrow \beta\text{-Sn}$. La réaction binaire (deux phases solides apparaissent à partir de la solidification du liquide) monovariante (la réaction ne possède qu'un seul degré de liberté) décrivant l'apparition de la seconde phase solide correspond ici à $L \rightarrow \beta\text{-Sn} + \text{Ag}_3\text{Sn}$. Contrairement aux deux premières étapes pouvant se produire dans une gamme de températures variables, la troisième et dernière étape de solidification correspondant à la réaction eutectique ternaire se produit à température fixe. Pour l'alliage SAC305, cette réaction se produit à 217.2°C et correspond à l'apparition des trois phases solides $L \rightarrow \beta\text{-Sn} + \text{Ag}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$.

b) Structure dendritique et anisotropie de la phase d'étain

L'étain pur se présente sous trois formes allotropiques différentes suivant la gamme de température dans laquelle il se trouve. L'étain est en effet sous sa forme cristalline α pour des températures inférieures à 13.2°C et sa maille élémentaire est alors de type cubique face centrée. Pour des températures comprises entre 161°C et 232°C, l'étain se présente sous sa forme allotropique γ et sa structure cristalline est orthorhombique. La forme allotropique intermédiaire et qui nous intéresse ici car elle existe dans la gamme de températures dans laquelle les assemblages électroniques sans plomb sont généralement utilisés, est la forme β qui possède une structure quadratique centrée. La figure 1-2 ci-après est une représentation de la maille élémentaire quadratique centrée de l'étain β avec ses paramètres de maille associés. Du fait de sa structure, il existe une invariance par rotation de 90° autour de l'axe $[001]^2$.

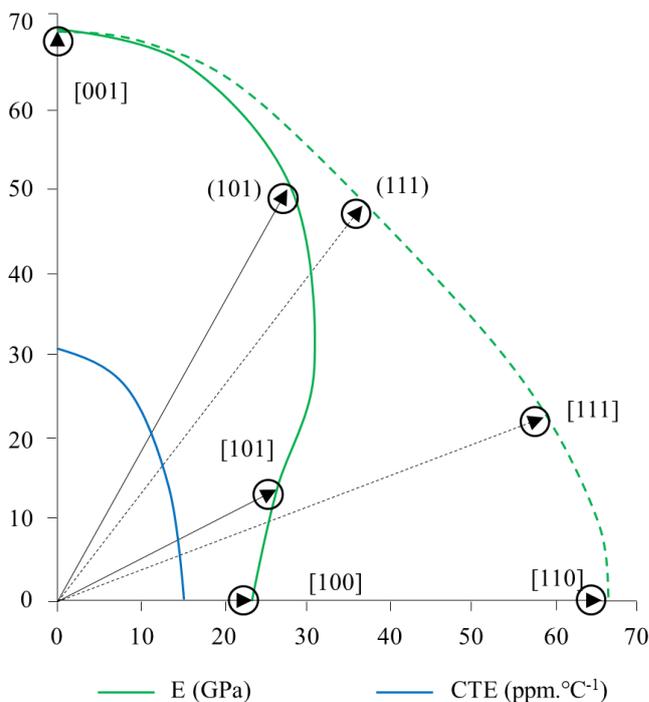
² Les références sont notées entre crochets : [xxx]. Afin de ne pas les confondre avec la notation utilisée pour les plans cristallographiques, ces derniers seront notés en gras : [xxx].

**Paramètres de maille**

$$\begin{aligned}
 a &= b = 5.831 \text{ \AA} \\
 c &= 3.181 \text{ \AA} \\
 c / a &= 0.546 \\
 \widehat{abc} &= \widehat{bca} = \widehat{cab} = 90^\circ \\
 \rho &= 7.31 \text{ g.cm}^{-3}
 \end{aligned}$$

Figure 1-2 Maille quadratique centrée de la forme β de l'étain avec les paramètres de mailles associés [30]

La structure cristalline de la forme β de l'étain lui confère des propriétés physiques et mécaniques anisotropes. Le module d'Young et le Coefficient d'Expansion Thermique (CTE) sont en effet dépendants de la direction comme le montre le graphique représenté en figure 1-3.

**Propriétés identiques dans les directions [100] et [010]**

$$CTE_{[100]} = CTE_{[010]} = 15.4 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$$

$$CTE_{[001]} = 30.5 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$$

$$E_{[100]} = E_{[010]} = 24 \text{ GPa}$$

$$E_{[001]} = 68 \text{ GPa}$$

Figure 1-3 Module d'Young et Coefficient d'Expansion Thermique anisotropes de la forme allotropique β de l'étain à température ambiante [31]

La ligne pleine de couleur verte sur le graphique représente la variation anisotrope du module d'Young dans un plan (100) alors que la ligne tracée en pointillées représente la variation de la rigidité de l'étain dans un plan (110). Entre la direction a [100] et la direction c [001], la valeur du CTE varie d'un facteur 2 et le module d'Young d'un facteur 3 environ. À la lecture de ce graphique, il est clair que l'étain sous sa forme allotropique β présente la rigidité la plus élevée dans la direction où sa dilatation thermique est la plus importante (direction [001]). Ceci peut générer des contraintes internes dans les cristaux d'étain pouvant causer des déformations hétérogènes au niveau des joints de grains lors de cycles thermiques. Ces contraintes thermiques induites par la différence d'expansion thermique entre les différentes orientations cristallines peuvent générer un mécanisme de déformation par

glissement aux joints de grains. Contrairement aux alliages étain-plomb dans lesquels le plomb est capable d'accommoder les déformations anisotropes de l'étain, ce mécanisme peut se produire pour les alliages de brasure sans plomb qui seront par conséquent sensibles à la microstructure et à l'orientation cristalline des grains d'étain dans les joints d'interconnexion. Ce caractère anisotrope confère également à l'étain des propriétés optiques particulières comme la biréfringence. Cette dernière permet d'observer la structure polycristalline des joints SAC305 lors d'une observation au microscope optique en lumière polarisée. La figure 1-4 représente deux micrographies issues d'une observation au microscope optique sous lumière polarisée d'une bille de composant 1152 I/O Fine Pitch Ball Grid Array (FBGA1152) et d'un joint de 900 I/O Wafer Level Package (WLP900) en SAC305 après brasage par refusion. Ces clichés permettent d'identifier les morphologies de grains β -Sn et de mettre en évidence de façon qualitative les différentes orientations cristallines au sein des joints d'interconnexion (= différents niveaux de gris). Ces coupes sont issues de véhicules de test qui seront décrits en détails dans les chapitres 2 et 3.

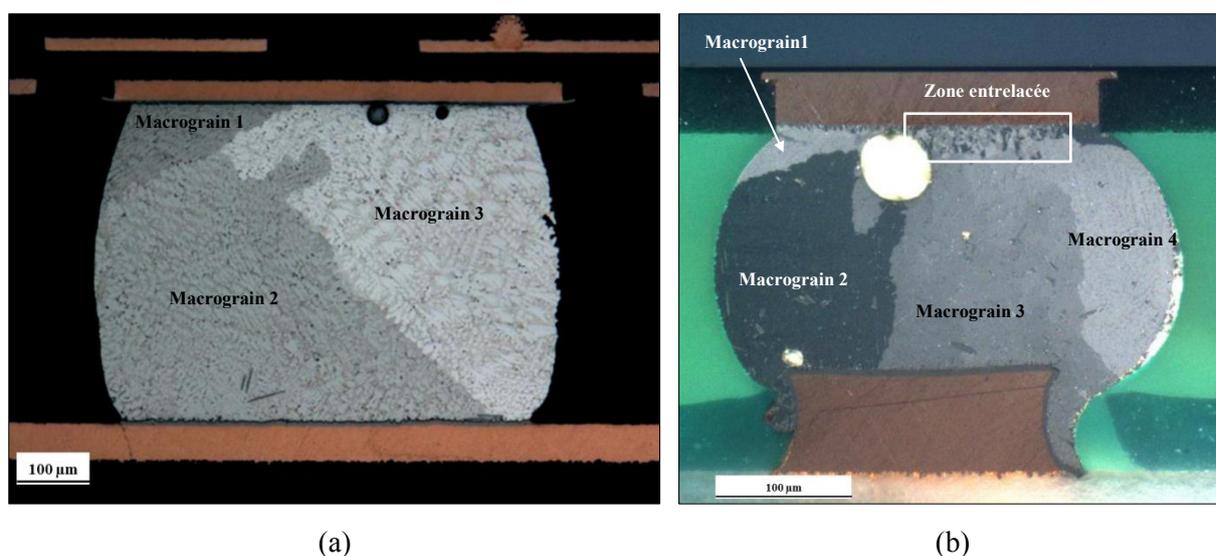


Figure 1-4 Mise en évidence de la morphologie de grains β -Sn (a) d'une bille de FBGA1152 et (b) d'un joint de composant WLP900 par observation au microscope optique en lumière polarisée

La biréfringence de l'étain permet ainsi de déterminer le nombre de macrograins dans chaque brasure. Les joints d'interconnexion après brasage par refusion possèdent en effet généralement une structure composée de un à six grains présentant une taille du même ordre de grandeur que le joint lui-même [32]. Cette morphologie de macrograins observés après assemblage est généralement appelée *Kara's beach ball* pour sa ressemblance avec le ballon de plage portant le même nom. Elle sera ici appelée « morphologie de macrograins ». Le cliché de droite (Figure 1-4 (b)) montre cependant un autre type de morphologie à l'interface avec le *pad* de cuivre. Cette morphologie de grains de plus faibles dimensions est qualifiée d'« entrelacée » et apparaît de façon ponctuelle et localisée après refusion.

Un autre aspect microstructural à considérer dans l'étude de l'alliage SAC305 est la formation des dendrites d'étain β lors de la solidification des joints d'interconnexion. La structure dendritique de l'alliage de brasure SAC305 est due au procédé d'assemblage par refusion où, lors du refroidissement, survient le phénomène de surfusion de l'alliage. Le liquide est alors dans un état métastable et sa température est inférieure à la température du liquidus. Dès l'amorçage de la nucléation de la phase β -Sn, de larges dendrites ductiles sont ainsi rapidement formées et la taille de leurs bras augmente au fur et à mesure qu'elles s'éloignent du site de nucléation [33]. Les dendrites sont constituées d'un bras

principal et de bras secondaires dont les dimensions sont respectivement de l'ordre de la centaine et de la dizaine de micromètres. Gong et al. ont suggéré que l'orientation cristalline des grains d'étain était déterminée par celle des dendrites formées à l'étape de nucléation puisque le réseau cristallin de ces dendrites est le même que celui de la matrice d'étain de la phase eutectique adjacente [34]. Ils ont également émis l'hypothèse que la taille des grains d'étain était contrôlée par la formation des dendrites de la phase primaire et pouvait ainsi expliquer pourquoi les joints d'interconnexion Sn-Ag-Cu possédaient un faible nombre de grains. L'étude menée par Mueller et al. a mis en évidence une morphologie entrelacée au centre de la bille et trois macrograins d'orientations cristallines privilégiées identiques et opposées deux à deux qui croient et s'élargissent en s'éloignant de la structure centrale. Ces travaux ont montré que ces couples de macrograins iso-orientés présentaient également la même orientation de dendrites β -Sn (Figure 1-5 (a)) [35]. Les dimensions et l'espacement entre ces dendrites croient également de façon radiale. En outre, la zone entrelacée ne présente pas de structure dendritique. Elle est plutôt composée d'une forte densité d'intermétalliques Ag_3Sn de tailles nanométriques aléatoirement répartis dans une matrice d'étain β . La figure 1-5 présente un cliché d'une bille de 1152 I/O Plastic Ball Grid Array (PBGA1152) observée au microscope optique et un cliché réalisé au microscope électronique à balayage (MEB) montrant la structure dendritique de l'étain avec ses différentes orientations.

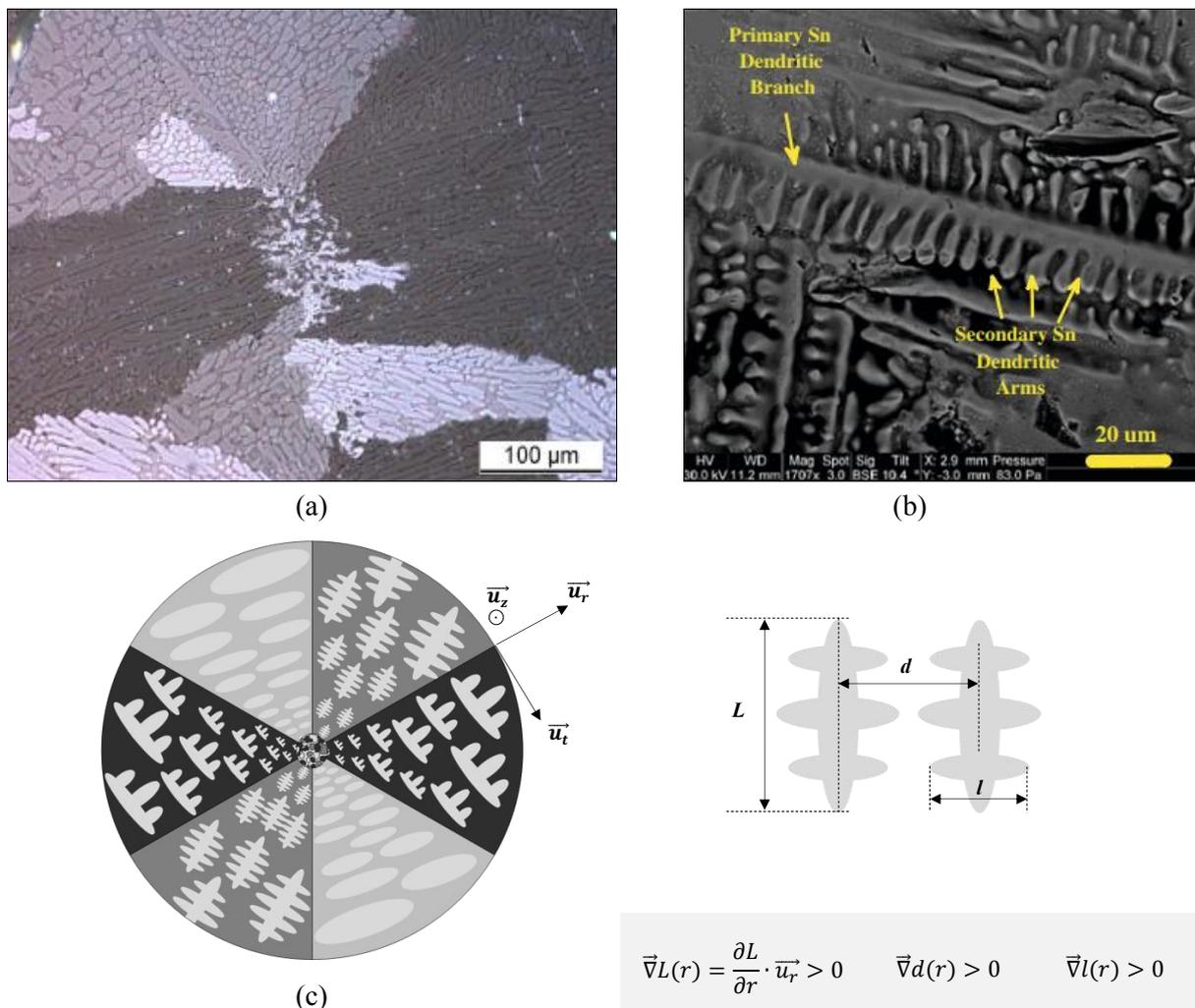


Figure 1-5 Microstructure dendritique d'une bille de brasure SAC305. (a) Vue générale en microscopie optique sous lumière polarisée [35]. (b) Cliché MEB des bras primaires et secondaires des dendrites d'étain [36]. (c) Relation entre l'orientation cristalline des grains et celles des dendrites β -Sn. Le site de nucléation correspond à une morphologie de grains entrelacés (l'axe commun de rotation $[100]$ ou $[010]$ est colinéaire avec l'axe z)

Les modèles actuels de comportement mécanique des brasures SAC supposent de considérer l'alliage comme homogène et isotrope. S'affranchir des caractéristiques microstructurales des alliages Sn-Ag-Cu permet de simplifier les modèles de durée de vie des assemblages électroniques sans plomb mais ne permet pas d'expliquer les dispersions obtenues lors d'essais de caractérisation ou d'endurance. Dans certains cas, du fait de sa microstructure, une bille de brasure située à un endroit quelconque de l'assemblage, pourra en effet subir une défaillance avant une bille située en coin de composant, supposée subir les plus fortes contraintes et donc sensée défailir en premier [37]. L'orientation cristallographique étant différente dans chacune des billes, la réponse mécanique de chacun des joints sera en effet différente.

Enfin, il est intéressant de noter que le passage de la forme allotropique « blanche » β -Sn ductile, à la forme α « grise » de l'étain, semi-conducteur fragile, à 13.2°C, s'accompagne d'une augmentation de volume d'environ 26%. Ce phénomène est connu sous le nom de « peste de l'étain ». Il repose sur un processus de nucléation et de croissance à partir de la surface du matériau. Kariya et al. ont montré que le phénomène nécessitait un temps d'incubation particulièrement long de l'ordre de l'année à 255°K pour l'alliage Sn-0.5Cu [38]. Il est également fait état d'ajout d'éléments d'alliage solubles ayant pour effet d'inhiber l'apparition de la peste de l'étain. Le bismuth, le plomb ou encore l'antimoine en font partie et c'est la raison pour laquelle l'alliage de brasure classique 63Sn-37Pb ne subit aucune transformation allotropique $\beta \rightarrow \alpha$. En revanche, les éléments insolubles comme le cuivre ou l'argent n'ont pas ce pouvoir inhibiteur et il serait donc théoriquement possible d'observer la peste de l'étain pour les alliages de brasure sans plomb riches en étain tel que le SAC305. Il a ainsi été observé l'apparition de ce phénomène sur des éprouvettes volumineuses d'alliage Sn-3.5Ag, Sn-0.5Cu, SAC387 et SAC305 à -18°C et -40°C pendant plusieurs années. Ce phénomène n'a cependant jamais été observé à l'échelle du joint d'interconnexion pour les assemblages électroniques sans plomb et aucune étude n'en fait état en matière de durabilité thermomécanique. L'hypothèse expliquant le non développement de la peste de l'étain au niveau des joints de brasure sans plomb repose sur leurs faibles dimensions et par conséquent leur faible surface libre où le phénomène pourrait s'initier [30].

c) Composés intermétalliques

L'alliage SAC305 présente une microstructure dendritique d'étain dont les espaces interdendritiques sont composés d'une matrice β -Sn et de particules intermétalliques (IMC) Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 se formant lors de la solidification selon un ordre précis. Il arrive cependant que ces intermétalliques se solidifient en premier et forment ainsi des phases proeutectiques primaires présentant cette fois-ci des dimensions plus importantes pouvant avoir une influence sur la tenue mécanique du joint de brasure dans lequel ils se forment. Ces intermétalliques seront ici qualifiés d'« internes » puisqu'ils peuvent être localisés dans l'ensemble du joint de brasure. Dans le cas des joints d'interconnexion SAC305 étudiés, les précipités primaires observés sont principalement des lamelles Ag_3Sn . La figure 1-6 présente la microstructure d'un joint de brasure avec sa structure dendritique et la présence d'intermétalliques primaires. Une observation au MEB permet d'observer plus précisément les espaces interdendritiques et de confirmer qualitativement la présence des particules nanométriques au sein de la matrice β -Sn. Une analyse EDS (*Electron Dispersive Spectroscopy*) est également menée et permet de mettre en évidence la proportion élevée d'intermétalliques internes Ag_3Sn .

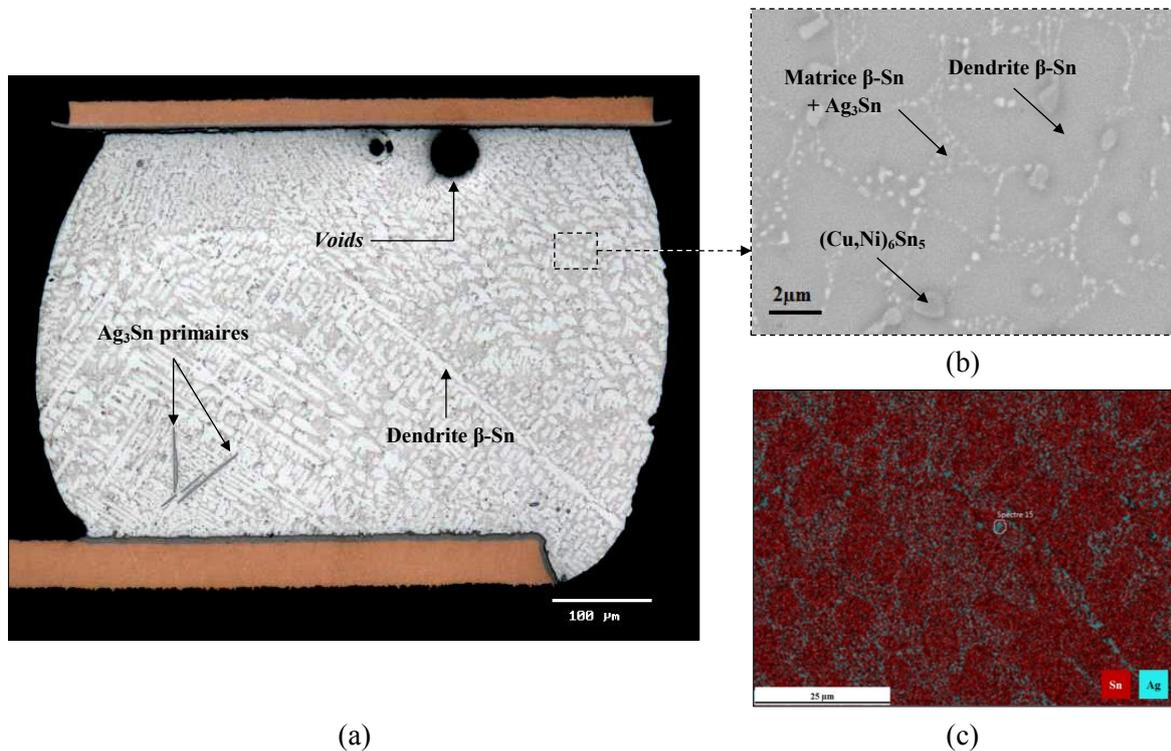


Figure 1-6 Microstructure de l'alliage SAC305 après assemblage par refusion. (a) Microstructure d'une bille de composant FBGA1152 en alliage SAC305. (b) Micrographie MEB de la microstructure dendritique de l'alliage SAC305. (c) Analyse EDS montrant que les espaces inter-dendritiques sont principalement remplis d'une matrice β -Sn et d'IMC Ag_3Sn

Du fait de la faible teneur en cuivre et de sa migration aux interfaces au cours du refroidissement, la phase eutectique comblant les espaces inter-dendritiques est principalement composée d'étain et d'intermétalliques Ag_3Sn nanométriques. Selon la métallisation de surface, des précipités Cu_6Sn_5 ou $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ sont généralement dispersés dans les joints brasés. Les particules primaires peuvent également constituer des sites de germination pour les dendrites d'étain. Ces composés intermétalliques proeutectiques sont observables en coupes micrographiques ou après une attaque chimique comme le montre la figure 1-7. La nucléation et la croissance des intermétalliques proeutectiques Ag_3Sn nécessitent un niveau de surfusion relativement faible contrairement à la phase β -Sn qui requiert une surfusion plus importante (15 à 30°C typiquement) [28].

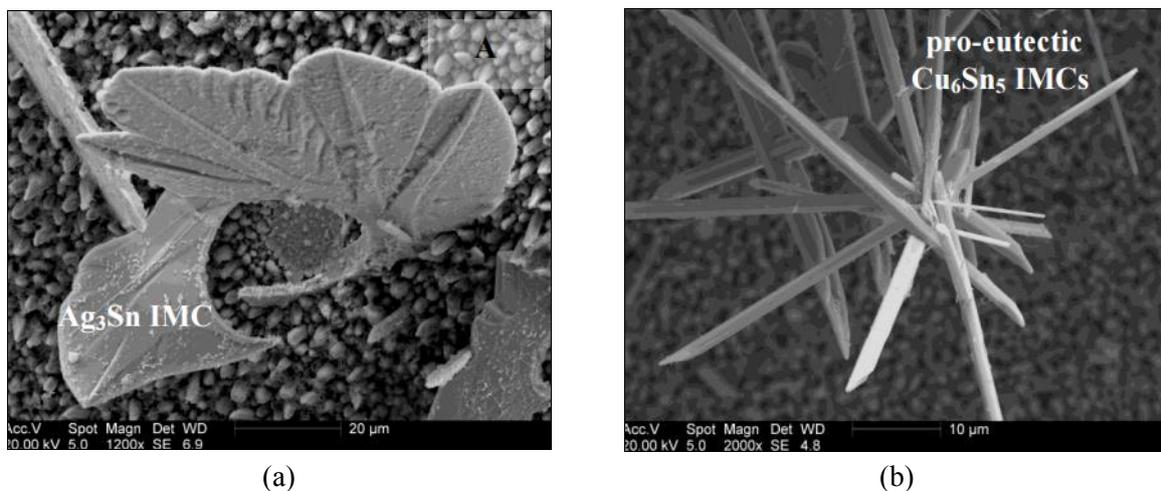


Figure 1-7 Structure 3D des IMC primaires (a) Ag_3Sn et (b) Cu_6Sn_5 pouvant se former lors de la solidification des alliages Sn-Ag-Cu [39]

Cette disparité favorise ainsi la formation rapide des larges plaques d'intermétalliques Ag_3Sn dans la phase liquide pendant la solidification de l'alliage de brasure. L'orientation de ces intermétalliques primaires dans l'alliage de brasure peut avoir un rôle très important sur la tenue mécanique des joints d'interconnexion. Ils peuvent en effet constituer des renforts lorsqu'ils sont dispersés dans la matrice d'étain ductile dont la limite d'élasticité et le module d'Young sont plus faibles, mais peuvent également constituer des sites d'initiation des fissures dans d'autres cas plus critiques. Ils sont ainsi susceptibles d'altérer de façon significative la tenue mécanique des brasures et donc la fiabilité de l'assemblage électronique. L'interface entre ces intermétalliques volumineux et la matrice d'étain peut notamment constituer des chemins de propagation de fissures privilégiés, notamment lorsque ceux-ci sont parallèles à la direction de sollicitation mécanique [40]. Néanmoins, il est important de noter que la distribution et l'orientation de ces lamelles d' Ag_3Sn sont aléatoires dans le joint de brasure. Il est donc très complexe d'évaluer directement l'influence de tels composés vis-à-vis de la résistance à la fatigue car dans certains cas, ceux-ci pourront en effet constituer des sites privilégiés de propagation de fissures et dans d'autres cas, pourront au contraire « bloquer » la fissure [41].

Plusieurs facteurs peuvent expliquer la formation ou non de ces intermétalliques de plus grande taille. Dans le cas des larges plaques Ag_3Sn , trois paramètres ont été identifiés comme déterminants : la vitesse de refroidissement lors du brasage par refusion, la composition de la brasure ainsi que l'addition d'éléments d'alliage. Pour des vitesses de refroidissement importantes ($> 1.5^\circ\text{C/s}$), la croissance de ces intermétalliques va ainsi pouvoir être cinématiquement limitée. Cependant, ces fortes vitesses de solidification ne sont pas toujours favorables et il est donc essentiel de pouvoir jouer sur un autre biais pour prévenir la formation de ces intermétalliques. Le choix de l'alliage d'apport est ainsi déterminant puisqu'il a été montré que les brasures SAC présentant une composition massique en argent inférieure ou égale à 3% permettent une réduction significative de la formation et de la taille des lamelles d' Ag_3Sn et ce, même pour des vitesses de refroidissement très faibles (0.02°C/s) [42]. Enfin, il est également possible de limiter la formation de ces précipités en maîtrisant le niveau de surfusion requis pour former la phase dendritique $\beta\text{-Sn}$ grâce à l'ajout d'éléments d'alliage à la brasure tels que les éléments Zn, Al ou Sb [41]. Concernant les intermétalliques primaires Cu_6Sn_5 , leur présence va notamment être influencée par le pourcentage massique de cuivre dans l'alliage et par la nature de la couche de métallisation. En règle générale, le fait d'utiliser des alliages SAC hypoeutectiques tels que le SAC305 rend la formation et la taille des intermétalliques primaires Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 relativement limitées.

d) Phénomène de maclage hexacyclique

Les morphologies de grains $\beta\text{-Sn}$ observées après brasage par refusion sont en réalité l'expression d'un même phénomène appelé « maclage hexacyclique ». Ce phénomène est souvent rencontré dans le cas de minéraux orthorhombiques comme le chrysobéryl par exemple, mais beaucoup moins au niveau de matériaux métalliques. En particulier, il n'est pas observé pour de l'étain pur. Dans le cas de l'alliage SAC305, le maclage hexacyclique se caractérise par la rotation de 60° autour de l'axe **[100]** (ou **[010]**) de grains d'étain d'orientations cristallines identiques deux à deux et opposées (trois orientations cristallines différentes) [43]. Cette relation d'orientation particulière génère de fortes désorientations cristallines entre les grains $\beta\text{-Sn}$ et confère ainsi aux joints de brasure après refusion une microstructure fortement anisotrope. L'observation sous lumière polarisée est très utile pour mettre en évidence les différentes orientations cristallographiques mais ne permet pas de les quantifier. La technique de la diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) permet d'avoir accès à une mesure quantitative de la taille des grains et de l'orientation cristalline avec une haute résolution spatiale. Cette méthode permet en outre de différencier des grains d'orientations proches contrairement à la lumière polarisée. D'après Bieler et al., reprenant les travaux de Lehman [44], le site de nucléation de

l'étain se situe au sommet commun de cette structure cyclique (Figure 1-8). Une évolution rapide de la microstructure intervient ensuite par croissance dendritique à partir de l'alliage liquide. Lors de la solidification, l'enthalpie de fusion est libérée. Lorsque le premier nuclei apparait, le front de solidification est si rapide que l'alliage subit une augmentation de la température, empêchant par conséquent la formation d'autres sources de nucléation pouvant générer une granulométrie de joint plus fine. Ce phénomène connu sous le nom de « recalescence » permet donc de comprendre pourquoi les joints de brasure SAC305 après refusion sont seulement constitués de quelques macrograins d'étain β [45].

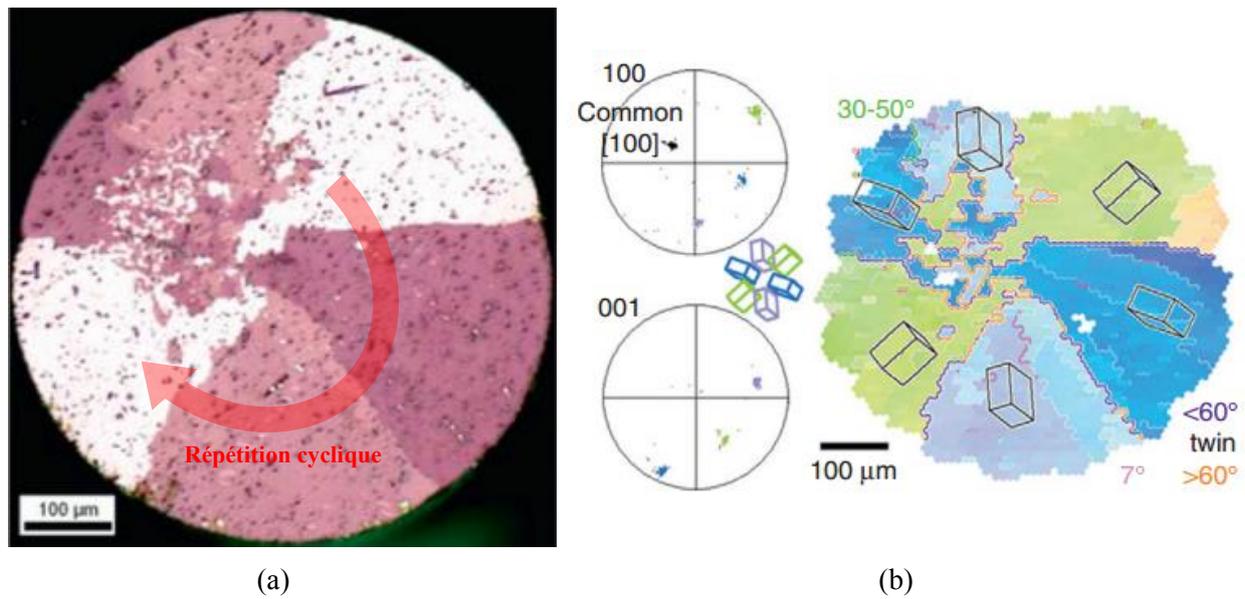


Figure 1-8 (a) Morphologies de macrograins et entrelacée d'une bille d'alliage SAC305. (b) Cartographie EBSD correspondante (avec les trois orientations cristallines privilégiées) [44]

Ces macles hexacycliques représentent la « signature » de l'alliage SAC305 après brasage par refusion. Quelle que soit la morphologie obtenue, les analyses EBSD montrent en effet une forte population de joints de grains d'angle de désorientation centré autour de 60° . Les zones séparant les différents macrograins ou grains entrelacés sont donc en réalité des joints de macles. Lehman et al. suggèrent que la morphologie de macrograins est l'expression de macles hexacycliques intervenant au niveau de la famille de plans $\{101\}$ et associés à un angle de 57.2° alors que la morphologie entrelacée est caractérisée par les plans de macle $\{301\}$ faisant un angle de 68.2° autour de l'axe $[100]$ (ou $[010]$). La figure 1-9 montre un exemple d'analyse EBSD effectuée sur une bille d'alliage SAC305 à partir de laquelle ont été identifiés les angles de désorientation permettant de mettre en évidence la présence de joints de macles.

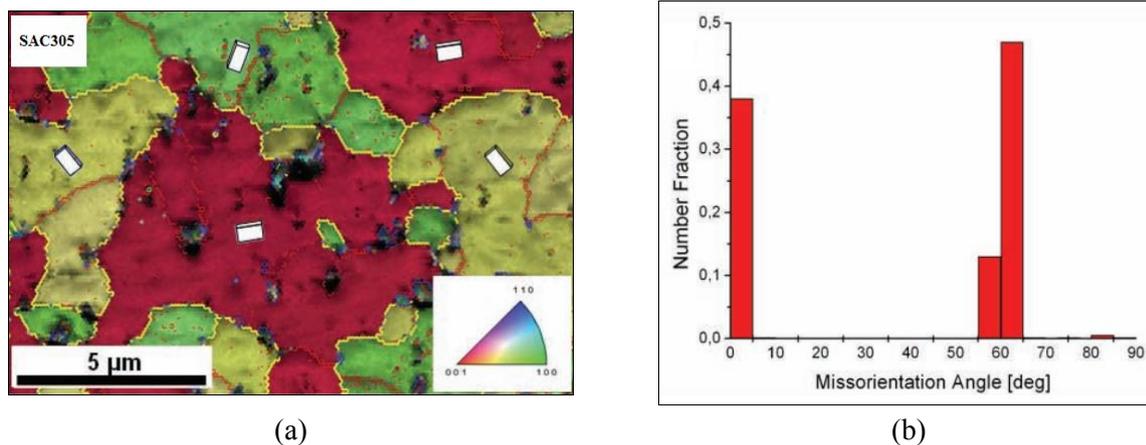


Figure 1-9 (a) Analyse EBSD d'une bille d'alliage SAC305 montrant les trois orientations cristallines privilégiées et les joints de macles séparant les grains d'étain (en jaune). (b) Diagramme de désorientation cristalline montrant une forte population de joints de grains autour de 60° [46]

Comme mentionné précédemment, la morphologie de macrograins est généralement observée au niveau des joints d'interconnexion SAC305. Les grains entrelacés apparaissent ponctuellement de façon plus locale dans les brasures. Elle n'est en effet pas observée sur tous les joints d'un même composant et son apparition dépend de plusieurs facteurs. Le paramètre de premier ordre semblant influencer sur l'apparition de cette morphologie est le volume des joints brasés (Figure 1-10). Il est ainsi possible d'observer des morphologies mixtes présentant de gros grains caractéristiques de la morphologie de macrograins et des grains plus fins caractéristiques de la morphologie entrelacée. La vitesse de refroidissement joue également un rôle dans la structure cristallographique de l'alliage SAC305 mais ce dernier paramètre semble être plus influent pour les volumes de brasure importants. L'étude de Mueller et al. a en effet montré que les billes d'alliage SAC305 de plus faibles dimensions n'avaient pas la même dépendance aux conditions de solidification que les joints de dimensions plus importantes (niveaux de surfusion différents) [46]. Arfei et al. ont en outre montré que le degré de surfusion de l'étain peut également être un facteur expliquant le type de morphologie obtenue [47]. Plus ce degré augmente (la solidification ayant lieu à une plus faible température), plus le pourcentage de zones dont la morphologie est de type entrelacé augmente. Le pourcentage massique d'argent au sein de l'alliage de brasure est un autre facteur identifié favorisant l'apparition de morphologies entrelacées dans les joints d'interconnexion Sn-Ag-Cu. Différentes mesures ont ainsi été effectuées sur des billes d'alliage SAC105, SAC305 et SAC405 faisant toutes 300 micromètres de diamètre. Ces mesures consistent à déterminer le taux de joints d'interconnexion présentant des zones dont la morphologie est entrelacée. En outre, la métallisation de surface appliquée sur les plages de report en cuivre a constitué un autre biais pour comprendre l'influence de ce dernier paramètre sur la microstructure finale de l'alliage de brasure. Les résultats mettent en évidence l'influence non négligeable du taux d'argent sur la microstructure puisque quelle que soit la métallisation utilisée, le pourcentage de joints de brasure présentant une morphologie entrelacée tend à être plus important dans le cas des alliages SAC305 et SAC405 que dans le cas de l'alliage SAC105. Concernant la finition de surface, il semblerait que la métallisation ENIG (*Electroless Nickel Immersion Gold*) favoriserait l'apparition de joints présentant une morphologie entrelacée après brasage par refusion. Dans le cas de l'alliage SAC305 par exemple, le taux de joints entrelacés pour la finition ENIG est de 60% alors qu'il n'est que de 22% dans le cas de la métallisation Au/Ni (Or / Nickel) électrolytique.

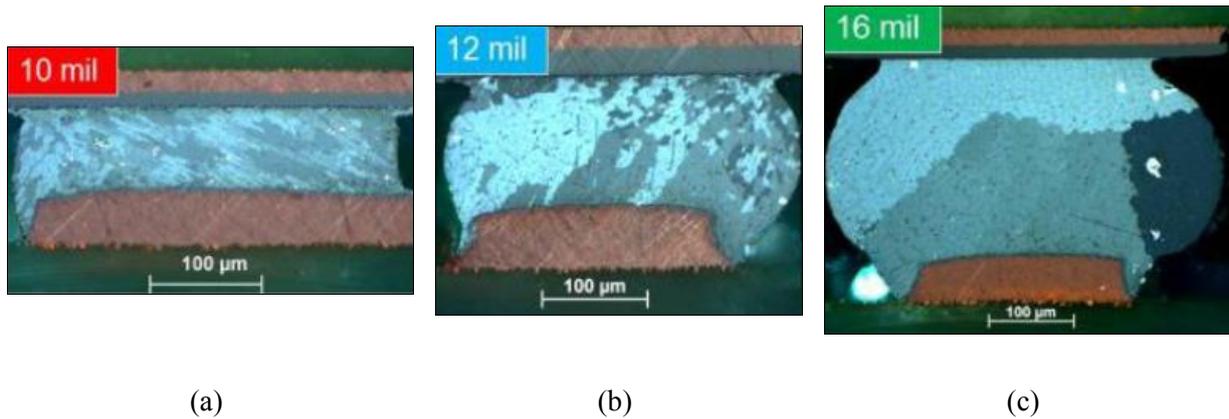


Figure 1-10 Coupes micrographiques de billes d'alliage SAC305 de différentes tailles observées après refusion : morphologies (a) entrelacée, (b) mixte et (c) de macrograins [47]

e) *Influence du profil de refusion*

Les alliages SAC proches du point eutectique permettent d'utiliser le procédé de brasage dont la température de refusion est la plus faible possible afin d'éviter l'endommagement des matériaux constitutifs de l'assemblage électronique. Cette température de refusion représente un facteur déterminant dans le choix du matériau de brasage mais n'est pas le seul paramètre important. Une des étapes cruciales du procédé par refusion sur le plan de la microstructure finale est la phase de refroidissement de l'assemblage. La vitesse de refroidissement a de fait plusieurs effets sur la structure interne des alliages SAC. Elle impacte en effet le développement des dendrites ainsi que la morphologie des intermétalliques formés aux interfaces. Plusieurs études ont permis de mettre en évidence l'influence de la vitesse de refroidissement sur la microstructure des alliages SAC, que ce soit en matière de tailles de dendrites ou de grains d'étain. Kim et al. ont notamment étudié l'influence de trois vitesses de refroidissement sur la microstructure de l'alliage SAC305. La figure 1-11 présente les clichés MEB de coupes micrographiques obtenues sur les spécimens SAC305 ayant subi différentes pentes de refroidissement lors du brasage par refusion [48].

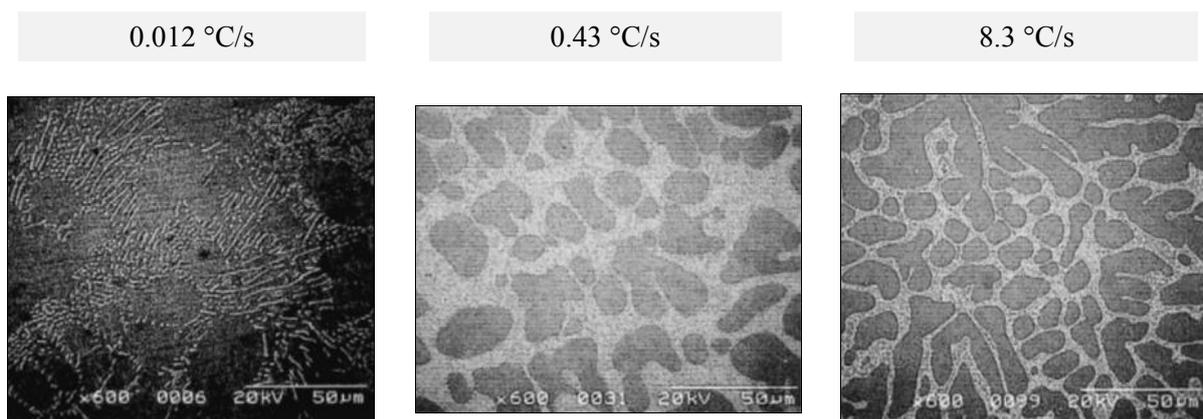


Figure 1-11 Microstructure de l'alliage SAC305 en fonction de différentes vitesses de refroidissement [48]

Ces travaux ont permis de montrer que les espaces interdendritiques deviennent de plus en plus larges au fur et à mesure de la diminution de la vitesse de refroidissement appliquée au profil de refusion. En plus de permettre la coalescence de la phase interdendritique, une diminution de la vitesse de refroidissement permet également d'obtenir des dendrites d'étain plus larges et éloignées les unes des autres. En outre, elle favorise la formation des intermétalliques primaires Ag_3Sn fragiles en forme de lamelles. Une étude menée sur l'alliage SAC305 a également confirmé cette conclusion en

montrant que la formation d'intermétalliques micrométriques Ag_3Sn peut être minimisée en considérant des refroidissements plus rapides [35]. La formation de ces composés proeutectiques est cependant très limitée dans le cas de l'alliage SAC305. Ceci tend à montrer que les alliages à plus faible pourcentage massique en argent sont relativement insensibles à la vitesse de refroidissement (pour ce qui est de la formation d'intermétalliques primaires) ce qui en fait un choix de brasure intéressant par rapport aux autres alliages SAC. Kang et al. ont également montré qu'une diminution de la microdureté des joints de brasure SAC de composants *Ceramic Ball Grid Array* (CBGA) s'opérait avec la coalescence des dendrites β -Sn lors de refroidissement plus lents [41]. Au-delà de son rôle sur la coalescence des phases intermétalliques ou des dendrites d'étain, la vitesse de refroidissement imposée lors du brasage par refusion aura également un impact direct sur la taille et le nombre des grains d'étain présents dans le joint de brasure. Mueller et al. ont en effet mis en évidence que plus la vitesse de refroidissement était élevée, plus la taille des grains étaient faibles. Il est ainsi possible dans ce cas de retrouver la morphologie entrelacée explicitée dans la section précédente. La figure 1-12 montre des micrographies obtenues au microscope optique sous lumière polarisée permettant d'observer la structure cristalline de joints d'interconnexion SAC305.

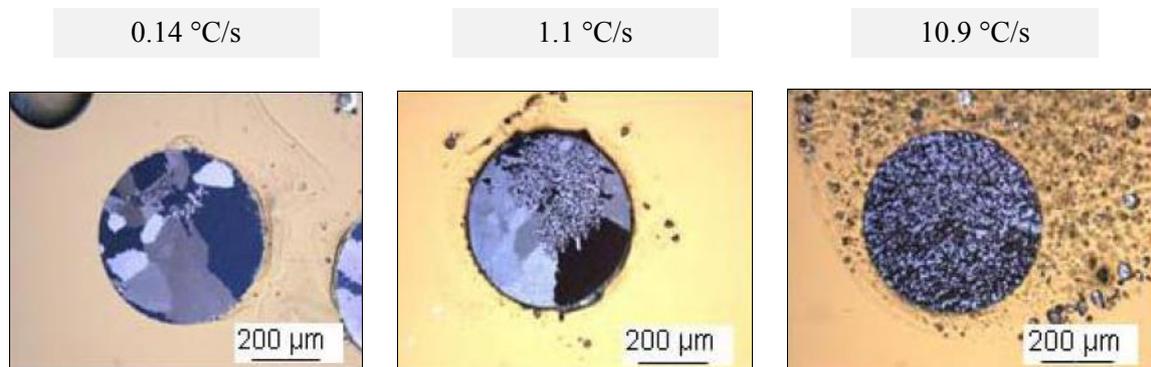


Figure 1-12 Influence de la vitesse de refroidissement sur la morphologie des grains β -Sn de l'alliage SAC305 (billes de 590 μ m de diamètre fabriquées à partir d'un lingot d'alliage) [35]

Ces résultats ont été confirmés par Safran Electronics & Defense en faisant varier la vitesse de refroidissement (1.0 $^{\circ}C/s$, 2.5 $^{\circ}C/s$, 3.5 $^{\circ}C/s$) [49]. L'observation de coupes micrographiques au niveau de composants BGA a en effet montré que les vitesses de refroidissement lentes favorisaient l'apparition de morphologies de macrograins alors que les plus forts taux de refroidissement permettaient d'observer des zones entrelacées. Les coupes micrographiques effectuées sur des composants Quad Flat No-leads (QFN) ont révélé une morphologie entrelacée uniquement observable pour la vitesse de refroidissement la plus rapide. Il est cependant important de rappeler que le volume d'alliage est un autre paramètre déterminant dans l'obtention d'une microstructure fine ou grossière et que cela peut en partie expliquer les incohérences apparentes entre les observations faites sur les deux types de composant. Les travaux de Mueller et al. ont en outre montré que la vitesse de refroidissement avait un effet sur la taille des intermétalliques et des dendrites, ainsi que sur leur espacement. Une augmentation de la vitesse de refroidissement entraîne en effet une plus faible taille d'intermétalliques et un élargissement de la zone eutectique. Elle permet également l'obtention d'une microstructure plus fine via une solidification plus rapide de dendrites plus longues et moins espacées.

f) Influence de la couche de finition

Les phénomènes surfaciques mis en jeu pendant le procédé de brasage par refusion produisent des couches intermétalliques aux interfaces entre les plages de report métallisées et le joint de brasure. Les intermétalliques formés sont les produits des réactions interfaciales se produisant lors du procédé

d'assemblage entre l'alliage de brasure à l'état liquide et les éléments chimiques de la plage de brasage et de la finition de surface. La composition de ces couches fragiles formées dépend de la nature du matériau de finition choisi. Cette dernière, pouvant être organique ou métallique, a ainsi une influence importante sur la mécanique de diffusion des éléments chimiques et la nature des couches intermétalliques résultantes a un rôle non négligeable sur la tenue en fatigue des joints d'interconnexion SAC305. La fonction première d'une finition de surface est de protéger le cuivre exposé susceptible de s'oxyder, ainsi que d'assurer une bonne mouillabilité de l'alliage en fusion afin d'assurer une bonne brasabilité. Le choix du matériau de finition est également déterminé par sa propension à limiter le développement d'intermétalliques fragiles aux interfaces. Par exemple, une finition à base de nickel est souvent appliquée afin de constituer une barrière à la diffusion du cuivre dans le joint d'interconnexion. Les éléments constitutifs des finitions utilisées vont en effet diffuser dans le joint de brasure plus ductile et vont ainsi pouvoir altérer ses propriétés mécaniques. Il existe différents types de finitions de surface utilisés pour les substrats et composants. La figure 1-13 est un diagramme quantifiant l'utilisation des finitions de surface dans l'industrie électronique en 2006 [50]. Chacune de ces finitions a ses avantages et ses inconvénients. La finition ENIG (*Electroless Nickel Immersion Gold*) est par exemple relativement chère contrairement à la finition OSP (*Organic Solderability Preservative*), mais cette dernière a cependant le désavantage d'être très sensible aux différentes manipulations des opérateurs et de ne pas permettre une inspection aisée du fait de sa transparence.

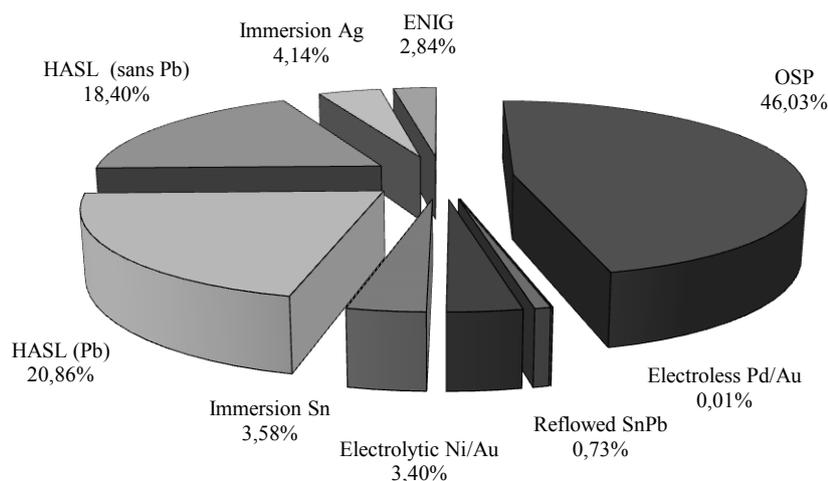


Figure 1-13 Pourcentage des finitions de surface utilisées en 2006 dans l'industrie électronique [50]

La tenue mécanique des joints de brasure dépend fortement des réactions intermétalliques aux interfaces. Il est en effet essentiel d'assurer un lien fort entre le substrat et le joint d'interconnexion mais il est également important de comprendre que la croissance de ces couches peuvent présenter des problèmes de fiabilité. Les couches généralement formées à l'interface entre les plages de report en cuivre et les interconnexions SAC305 sont composées d'intermétalliques à base de cuivre et d'étain (+ nickel dans le cas des finitions Au/Ni et ENIG). La figure 1-14 montre la morphologie de ces couches dans le cas d'une plage en cuivre « nue » et d'une finition Au/Ni [51]. La couche Cu_6Sn_5 présente une morphologie irrégulière du fait de sa formation au contact de l'alliage de brasure en fusion et caractéristique d'une réaction solide / liquide. Une couche plus fine et relativement plane de Cu_3Sn est présente entre le *pad* de cuivre et la couche Cu_6Sn_5 du fait de la diffusion à l'état solide du cuivre et de l'étain. À noter également que la couche intermétallique Cu_6Sn_5 est plus fragile que la couche Cu_3Sn et que la formation de cette dernière peut être accompagnée du phénomène de *Kirkendall voids*

(cavités se formant à l'interface entre la couche Cu_6Sn_5 et Cu_3Sn et pouvant diminuer considérablement la fiabilité des joints d'interconnexion en favorisant l'initiation et la propagation de fissures menant à des ruptures fragiles) au cours d'un vieillissement thermique [52]. Ces *microvoids* interfaciaux (à ne pas confondre avec les *voids* de dimensions plus importantes souvent rencontrés dans la brasure après refusion) sont générés par la différence de diffusivité du cuivre et de l'étain.

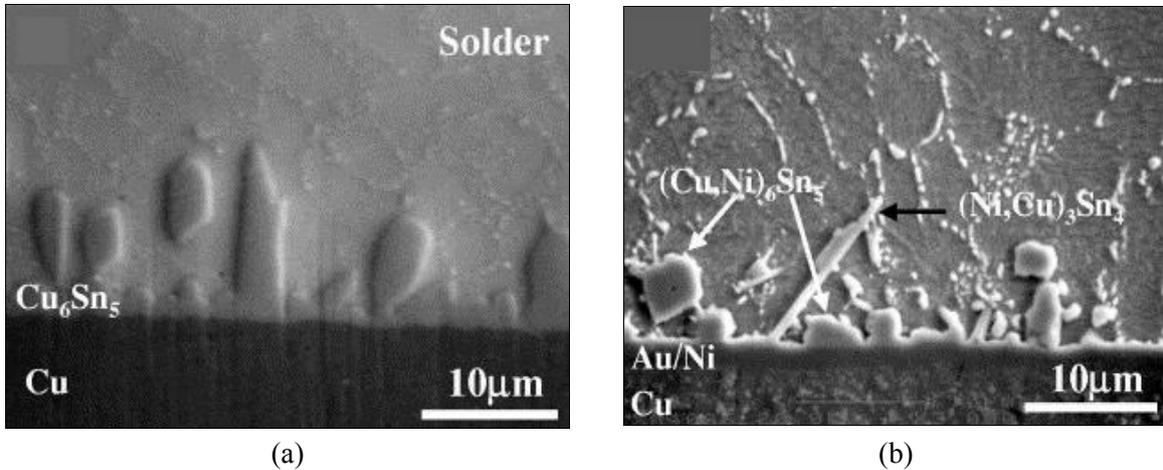


Figure 1-14 Couches d'intermétalliques formées dans le cas d'un alliage de brasure SAC305 assemblé sur (a) un substrat en cuivre et (b) sur un substrat en cuivre avec finition Au/Ni [51]

Les couches intermétalliques Cu_3Sn et Cu_6Sn_5 peuvent se former dans le cas de brasures SAC305 en contact avec les finitions OSP, ImAg, ImSn ou encore HASL (*Hot Air Solder Leveling*). La présence de nickel induite par la finition Au/Ni ou ENIG joue le rôle de barrière à la diffusion du cuivre dans les joints de brasure et c'est pourquoi la croissance de la couche intermétallique homogène Cu_3Sn est fortement limitée pour ce type de configuration [53]. Un composé ternaire $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ se forme ainsi généralement directement entre la couche de finition et l'alliage de brasure. D'autres compositions intermétalliques ont été identifiées et peuvent croître lors de vieillissements isothermes. La figure 1-14 (b) montre notamment les composés $(\text{Ni},\text{Cu})_3\text{Sn}_4$ en forme d'aiguilles présents après brasage par refusion. Une autre étude a montré que les composés intermétalliques $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ et Ni_3Sn_4 pouvaient également être produits lors du brasage sur finitions Au/Ni et ENIG [54]. Les finitions peuvent également avoir la particularité de générer un phénomène de *spalling*. Il est caractérisé par un décrochement de la couche intermétallique dû à un déséquilibre thermodynamique provoqué par la consommation du cuivre issu de la phase réactive pour former les différentes couches intermétalliques. La figure 1-15 présente une photographie MEB d'une coupe micrographique de joint SAC305 assemblé sur métallisation ENIG. Le cliché montre bien le détachement de la couche intermétallique caractéristique du *spalling* et l'analyse EDS associée au niveau du profil défini par la ligne rouge donne la nature du composé intermétallique décroché (composé Cu-Ni-Sn).

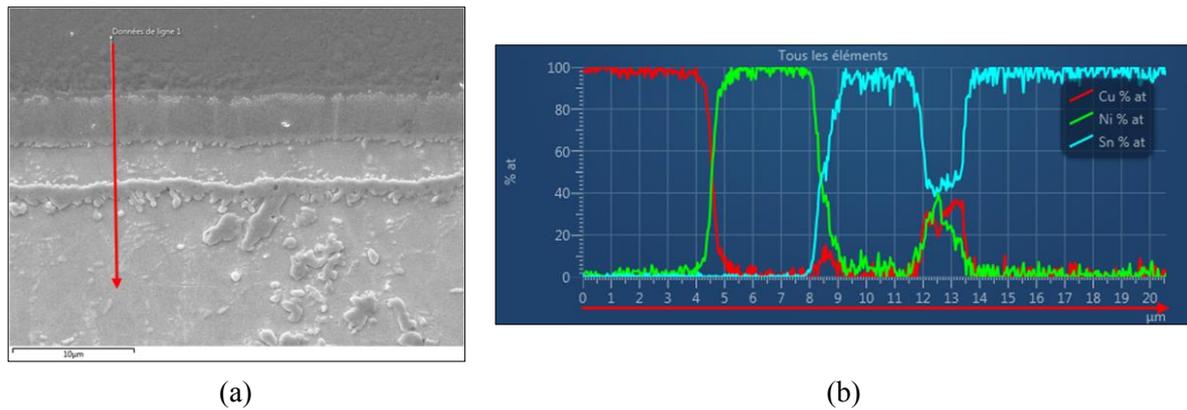


Figure 1-15 (a) Phénomène de *spalling* observé au niveau de l'interface bille de brasure SAC305 / *pad* de cuivre avec finition ENIG. (b) Analyse EDS associée

Ce phénomène peut poser des problèmes de fiabilité dans la mesure où il fragilise l'interface entre le joint d'interconnexion et la plage de brasage en cuivre (zone la plus contrainte en cyclage thermique notamment). Le *spalling* est d'autant plus marqué que le joint d'interconnexion présente de faibles dimensions (les joints d'interconnexion de faibles dimensions vont en effet subir une chute de concentration en cuivre plus importante) et que le temps de refusion est long [53]. Il est donc très important de considérer les aspects géométriques et les paramètres du procédé de brasage dans l'évaluation de l'influence des caractéristiques microstructurales de l'alliage SAC305. Les intermétalliques de surface ont ainsi d'autant plus d'influence sur la tenue des joints de brasure que ceux-ci sont de faibles dimensions. En effet, plus ce paramètre diminue, plus le ratio entre l'épaisseur des intermétalliques et l'épaisseur total du joint augmente et plus leurs effets au regard des déformations subies par le joint de brasure seront prépondérants. C'est d'ailleurs ce que met en avant Engelmaier quand, pour décrire la validité de son modèle de fatigue, il met en exergue le fait que la hauteur de brasure choisie ne doit pas être inférieure à 50 / 75 μm [55]. Pour de si faibles épaisseurs, il dit en effet que les espaces sont remplis d'intermétalliques plus résistants au fluage et surtout plus fragiles que l'alliage de brasure, rendant l'utilisation de son modèle de fatigue erronée. Enfin, il est important de noter que la nature de la finition peut également avoir une influence sur la composition des intermétalliques internes à la brasure SAC305. Il est en effet possible de retrouver des composés intermétalliques ternaires de type Cu-Ni-Sn au sein de joints d'interconnexion de composants brasés sur des plages de report avec finition Ni/Au ou ENIG notamment. Le problème de la redéposition des précipités AuSn_4 pouvant former une couche $(\text{Au,Ni})\text{Sn}_4$ est un autre exemple illustrant la diffusion des espèces présentes aux interfaces dans le cœur de la brasure [56].

Cette section a permis de mettre en évidence que l'intégrité mécanique des joints d'interconnexion dépend en partie des réactions interfaciales formant des couches intermétalliques entre la plage de brasage en cuivre et l'alliage de brasure. La bonne maîtrise du procédé d'assemblage permet d'obtenir des épaisseurs d'intermétalliques assurant une bonne jonction mécanique entre le composant et le PCB en s'affranchissant des problèmes liés à leur fragilité. Cet aspect est notamment prépondérant pour la tenue aux chocs, où les vitesses de déformation sont les plus importantes [57]. Il est donc déterminant de comprendre l'évolution de ces intermétalliques en fonction du temps et des conditions environnementales (conditions de stockage à température constante notamment).

g) Influence du vieillissement isotherme

De nombreuses études ont été menées pour rendre compte de l'influence du vieillissement thermique sur la microstructure des alliages de brasures Sn-Ag-Cu [58] [59] [60] [61]. La compréhension de l'évolution métallurgique dans de telles conditions est en effet cruciale dans la

mesure où la tenue mécanique des joints de brasure est fortement dépendante des caractéristiques microstructurales de l'alliage considéré. La coalescence de certaines phases ou la diffusion d'intermétalliques aux interfaces sont autant de facteurs pouvant influencer l'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques. Un paramètre pouvant être évalué dans le cas du vieillissement thermique est l'évolution de l'épaisseur des couches intermétalliques formées lors du procédé de brasage. Le formalisme mathématique classique pour l'évaluation de la variation de l'épaisseur de ces composés en fonction du temps et de la température est présenté ci-dessous :

$$d = d_0 + \sqrt{Dt} \quad (1-1)$$

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{k_B T}\right) \quad (1-2)$$

d	Épaisseur de l'IMC à t
d_0	Épaisseur de l'IMC après brasage
D	Coefficient de diffusion ($m^2.s^{-1}$)
D_0	Constante de diffusion ($m^2.s^{-1}$)
Q	Énergie d'activation (eV)
k_B	Constante de Boltzmann ($8,617.10^{-5} eV.K^{-1}$)
T	Température (K)

Le calcul de l'énergie d'activation Q a été effectué pour les finitions ENIG, ImSn et ImAg [54], ainsi que pour les finitions Ni/Au et ImSn [61]. Dans le cas de l'étude de Choubey et al., les vieillissements thermiques ont été effectués à 100°C et 125°C. Les énergies d'activation associées aux finitions ENIG, ImSn et ImAg valent alors respectivement 0.54 ± 0.1 eV, 0.91 ± 0.12 eV et 1.03 ± 0.1 eV. Concernant l'étude de Berthou, les tests ont été effectués à 80°C, 125°C et 150°C. Les résultats des calculs d'énergies d'activation pour les finitions Au/Ni et ImSn sont respectivement de 0.41 eV et 0.76 eV. D'autres études menées sur des assemblages SAC ont montré que l'énergie d'activation était comprise entre 0.25 eV et 1.05 eV [58] [62] [59]. L'épaisseur des couches intermétalliques de contact évolue du fait de la diffusion interatomique se produisant lors de stockages à température constante. Ces conditions de vieillissement thermique propres à chaque assemblage électronique utilisé dans tel ou tel équipement sont donc à considérer. Les caractéristiques microstructurales de l'alliage de brasure vont en effet évoluer (coalescence des phases intermétalliques internes et croissance des couches intermétalliques de contact) et pourront affecter la durabilité des assemblages électroniques. La croissance des intermétalliques de contact pour différents types de finitions de surface (ENIG, ImSn, ImAg et OSP) a été quantifiée dans le cas de différentes conditions de vieillissement thermique en mesurant l'épaisseur des couches formées. Des tests ont ainsi été menés à températures constantes (100°C et 125°C) pour des temps bien définis (350 h, 500 h et 1000 h). Les mesures d'épaisseurs effectuées à t_0 , c'est-à-dire après brasage par refusion, montrent que les intermétalliques interfaciaux formés pour une métallisation ENIG, ont une épaisseur plus faible en comparaison des épaisseurs intermétalliques mesurées pour les finitions ImSn, ImAg ou OSP. La figure 1-16 donne les épaisseurs des intermétalliques mesurées au cours des différents vieillissements thermiques pour chaque type de finition testé.

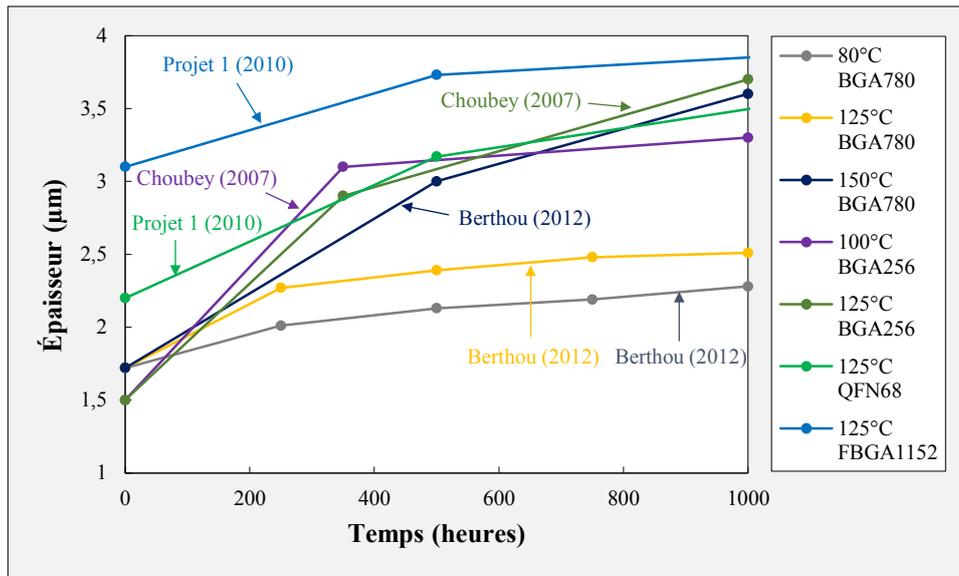


Figure 1-16 Résultats des mesures d'épaisseurs d'intermétalliques issus du brasage de l'alliage SAC305 sur finition ENIG [54] [61] [63]

Les plus faibles épaisseurs de couches intermétalliques pour la finition ENIG à 125°C sont dues à la faible réactivité du nickel avec l'étain à haute température. Des mesures ont également été effectuées par Choubey et al. pour la finition ImAg et OSP. Une augmentation de la taille des intermétalliques de 86% et 50% a été observée respectivement pour un vieillissement de 1000 heures à 125°C. Ces résultats montrent que la métallisation ENIG, aboutissant à de plus faibles épaisseurs d'intermétalliques, est à considérer par rapport aux autres finitions pour les applications exigeant un haut degré de fiabilité. Choubey et al. ont également montré qu'un vieillissement thermique de 350 heures à 125°C modifiait la morphologie des intermétalliques de contact dans le cas d'une finition Au/Ni. Les intermétalliques observés après refusion ont en effet dans ce cas une morphologie en forme d'aiguilles alors qu'après vieillissement isotherme à 125°C pendant 350 heures, ces intermétalliques présentent une morphologie plus plane. Ce résultat a également été observé sur des éprouvettes de cisaillement assemblées avec l'alliage SAC305 pour la couche intermétallique Cu_6Sn_5 [64]. Un temps de stockage prolongé à haute température a pour effet d'augmenter les épaisseurs des couches intermétalliques par des phénomènes de diffusion, entraînant une fragilisation locale du joint d'interconnexion aux interfaces où les composés intermétalliques sont moins ductiles que l'alliage de brasage. Les intermétalliques internes Ag_3Sn de tailles nanométrique peuvent également subir un phénomène de coalescence lors de vieillissements thermiques isothermes. L'évolution de la taille et de l'espacement de ces intermétalliques internes durant un stockage isotherme a une influence directe sur les propriétés mécaniques globales du joint de brasage. Chauhan et al. ont notamment montré que la taille des particules intermétalliques nanométriques Ag_3Sn augmentait de 34% et leur espacement de 67% après un vieillissement thermique de 1000 heures à 100°C. Les intermétalliques Ag_3Sn du joint d'interconnexion subissent donc un phénomène de coalescence et croissent en consommant les plus petits intermétalliques par un mécanisme d'Ostwald (*Ostwald's ripening*). La tendance n'est cependant pas monotone pour les particules Cu_6Sn_5 puisque leur taille augmente de 40% environ jusqu'à 600 heures à 100°C mais diminue après 1000 heures de vieillissement, générant ainsi une homogénéisation de la répartition des intermétalliques dans l'alliage de brasage [65]. Pour mettre en évidence ce phénomène de coalescence, Qi et al. ont également mesuré l'évolution de la taille des composés intermétalliques Ag_3Sn après un vieillissement thermique de 100 heures à 125°C et ont constaté que la taille des particules passait de 0.36 µm de diamètre à 0.60 µm en moyenne [64].

L'influence des intermétalliques internes et de leur évolution sur les propriétés mécaniques du joint de brasure sera détaillée plus en détails au chapitre 3.

h) Défauts microstructuraux

Le procédé de brasage par refusion peut générer certains défauts au niveau des joints d'interconnexion. Il est en effet possible d'observer de façon non destructive par rayons-X, ou destructive par des coupes métallographiques, des cavités sphéroïdales au sein de l'alliage de brasure. Ceux-ci sont appelés *voids* et peuvent être classés en plusieurs catégories [66]. Il est ainsi possible d'observer des *Kirkendall voids* à l'interface entre les couches intermétalliques et la plage de report de cuivre comme discuté précédemment. Les voids sont néanmoins les défauts les plus rencontrés. Ils sont formés par des composés volatiles du flux de la crème à braser et peuvent se localiser n'importe où dans le joint même s'ils sont le plus souvent observés près de l'interface avec le composant ou le PCB. Leur taille peut atteindre plusieurs centaines de micromètres de diamètre. L'influence des voids sur la durabilité des joints de brasure est encore mal comprise. Leur cas est en effet complexe et paradoxal à la fois. Intuitivement, il n'est en effet pas illogique de se dire qu'un taux de voids trop élevé affecterait négativement la fiabilité d'un joint d'interconnexion, c'est d'ailleurs pour cette raison que certaines sociétés définissent des critères d'acceptation en matière de proportion de voids dans les joints de brasure. Yunus et al. ont montré que les voids de taille importante (50% de la taille du joint) ont une influence significative sur la durée de vie en cyclage thermique des assemblages électroniques [67]. Leurs travaux ont en outre montré que les voids situés aux interfaces sont les plus critiques en ce qui concerne la fiabilité. Les différentes publications sur le sujet ont montré que les facteurs prépondérants à prendre en compte pour évaluer l'impact de ces défauts sur la durabilité des assemblages électroniques sont la localisation et la géométrie des voids. Il n'est cependant pas trivial de mettre en place une évaluation de ces paramètres et de développer des tests normalisés dans la mesure où le contrôle de l'apparition de ce type de défaut n'est pas possible d'un point de vue du procédé.

Un autre défaut microstructural couramment rencontré au niveau des joints d'interconnexion SAC305, et qui peut être considéré comme un type de void, est celui occasionné par le phénomène de « retassure ». Ce dernier, propre aux alliages SAC, est dû à la séquence de solidification et est généralement localisé à la surface du joint d'interconnexion. La solidification entraînant la formation des dendrites à la surface du joint peut consommer tout l'étain et l'espace interdendritique ne peut donc être comblé par la matrice β -Sn. Les retassures présentent donc également une forme dendritique [68]. À ce jour, aucune étude n'a montré un quelconque lien entre ce type de défaut et la tenue en durée de vie mécanique ou thermomécanique des assemblages électroniques sans plomb. La figure 1-17 présente une coupe micrographique effectuée sur un composant FBGA1152 montrant une fissure le long de l'interface brasure / composant semblant être « attirée » par le void, ainsi que des retassures observées sur ce même type de billes. Ces imageries MEB ont été obtenues dans le cadre des travaux de thèse.

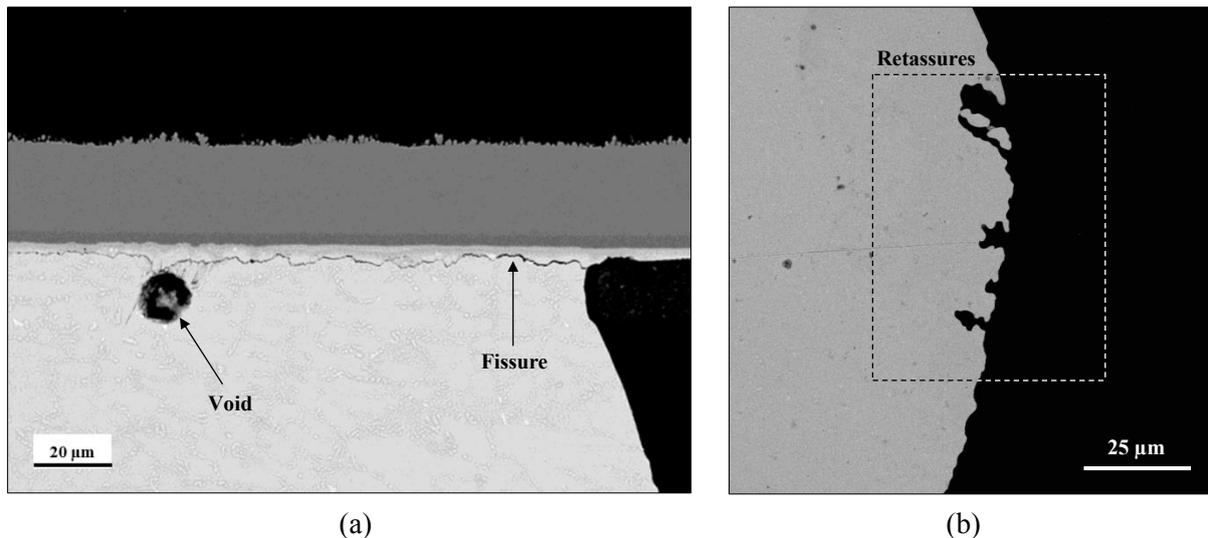


Figure 1-17 (a) Propagation d'une fissure jusqu'à un void présent à l'interface entre une bille d'alliage SAC305 et le composant PBGA1152. (b) Phénomène de retassure observé au MEB

Les travaux de Previti et al. tendent à montrer que des joints d'interconnexion « mixtes » (alliages des billes et de la crème à braser différents) augmentent le risque de voir apparaître des voids lors du procédé d'assemblage. La température maximale du pic atteint lors du procédé de brasage par refusion est également un paramètre déterminant à considérer pour minimiser la présence de voids dans les joints d'interconnexions. Une augmentation de 25 à 30% de taux de voids a ainsi été observée pour des pics de température de 240°C à 250°C [69]. Un autre aspect du profil de refusion est à prendre en compte dans la mesure où une faible vitesse de montée en température produit moins de voids qu'une rampe plus élevée. Les oxydes en surface des plages de report en cuivre ont en effet le temps d'être « retirés » par le flux présent dans la crème à braser. Enfin, le volume de crème à braser déposée par sérigraphie sur le substrat est un dernier facteur identifié pour limiter l'apparition de ces défauts dans les joints de brasure. Une quantité moindre générera en effet moins de voids du fait de la moindre quantité de flux.

i) Influence de la microstructure sur le comportement mécanique

Le pré-conditionnement ou la phase de stockage d'un équipement électronique sans plomb est un paramètre non négligeable dans l'évaluation de sa durée de vie. Il engendre en effet des modifications microstructurales au sein de l'alliage de brasure ayant un impact direct sur le comportement mécanique global du joint d'interconnexion. Les intermétalliques nanométriques Ag_3Sn présents dans la phase eutectique Sn-Ag des espaces interdendritiques ou celle des particules micrométriques Cu_6Sn_5 peuvent ainsi renforcer l'alliage de brasure par dispersion des particules dans le matériau (*dispersion strengthening*) ou par renforcement de la matrice d'étain (*reinforcement strengthening*) respectivement [65]. La taille des particules et l'espace entre les composés Ag_3Sn peuvent être tels qu'une interaction attractive peut exister entre les dislocations et ces intermétalliques : les dislocations sont « bloquées » par les composés nanométriques et permettent ainsi un renforcement de l'alliage de brasure. Les composés micrométriques Cu_6Sn_5 sont quant à eux très espacés et ne permettent donc pas une interaction avec les dislocations en mouvement. Le renforcement se fait alors par un transfert de charge de la matrice d'étain β ductile vers les composés intermétalliques Cu_6Sn_5 rigides. Les mécanismes de mouvements de dislocations altérés par la présence des composés intermétalliques nanométriques Ag_3Sn regroupent la montée et le détachement des dislocations. Le déplacement par montée est un mécanisme activé en température ($T > 1/3 T_{\text{Fusion}} \rightarrow$ pour l'alliage SAC305, $T_{\text{Ambient}} > 1/3 T_{\text{Fusion}}$) et s'applique aux dislocations vis capables de sortir perpendiculairement de leur

plan de glissement avec transport de matière (mouvement des lacunes dans le réseau cristallin). Le mécanisme de détachement est également favorisé par l'activation thermique et caractérise le détachement des dislocations avec les intermétalliques Ag_3Sn par lesquels elles sont attirées. Pour que la déformation puisse se produire, les dislocations doivent en effet pouvoir se « détacher » du dispersoïde, c'est-à-dire les particules nanométriques d' Ag_3Sn dans le cas de l'alliage SAC305. La figure 1-18 présente de façon schématique les deux mécanismes de renforcement précédemment cités et leur influence sur le comportement viscoplastique du matériau composite (matrice d'étain + intermétalliques nanométriques Ag_3Sn + intermétalliques micrométriques Cu_6Sn_5).

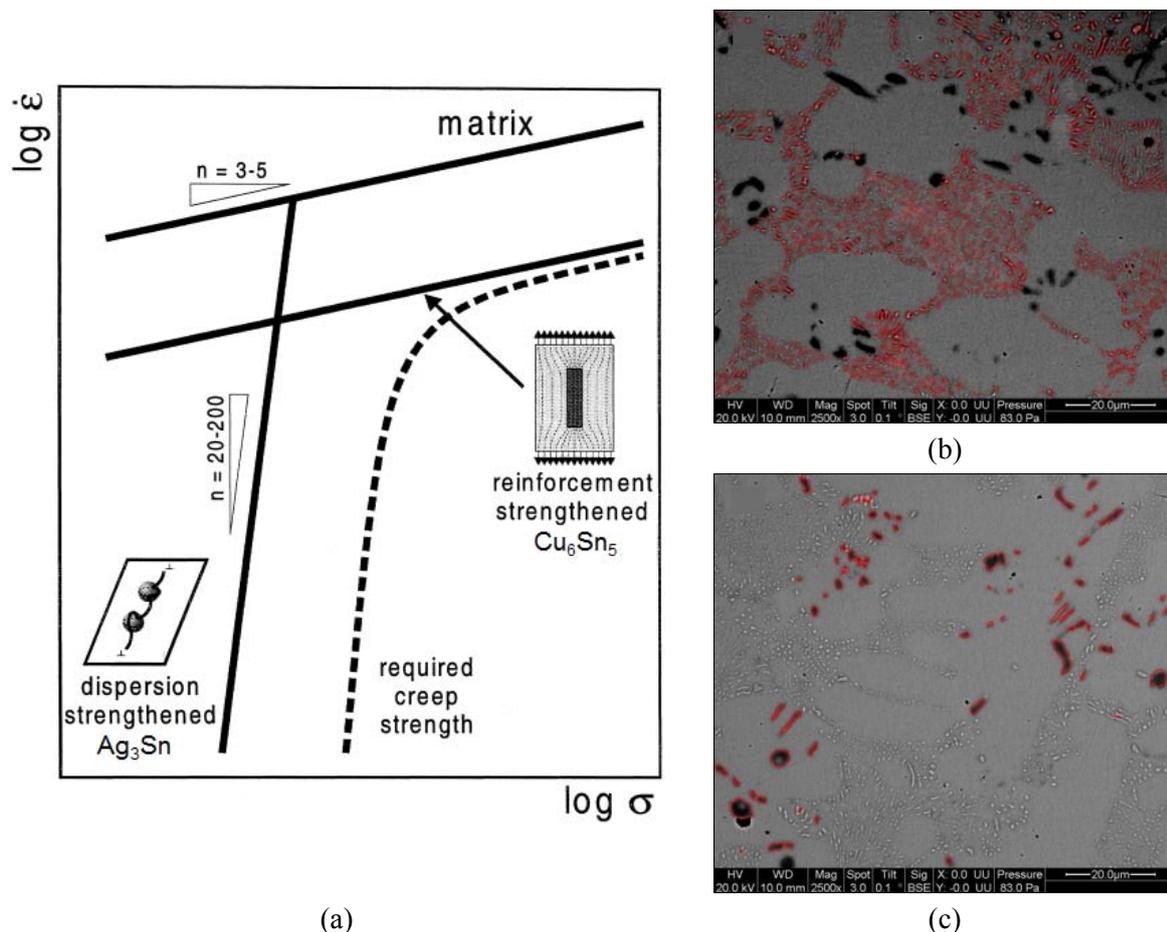


Figure 1-18 (a) Représentation schématique de l'influence des renforcements (intermétalliques Ag_3Sn et Cu_6Sn_5) sur le comportement mécanique en fluage. (b) Particules nanométriques Ag_3Sn et (c) intermétalliques micrométriques Cu_6Sn_5 présents dans l'alliage SAC305 [65]

Comme mentionné précédemment, il est important de noter que les alliages SAC305 peuvent subir des évolutions microstructurales à des températures relativement basses mais toutefois supérieures à sa température homologue, c'est-à-dire à des températures où les déformations viscoplastiques sont significatives ($T_H = T/T_{fusion} > 0.3 - 0.4$). Ma et al. ont ainsi montré que la fiabilité de l'alliage SAC305 était fortement affectée par un vieillissement thermique à 25°C. Ces modifications induites par un vieillissement isotherme vont de fait fortement modifier les propriétés en fluage de l'alliage SAC305 et ainsi rendre l'évaluation de la durabilité d'un assemblage électronique différente de celle effectuée sur des échantillons après brasage par refusion [70]. Les lois de comportement peuvent donc être différentes selon le niveau de vieillissement de l'alliage de brasage [71]. La coalescence des intermétalliques Ag_3Sn est un des paramètres clés pouvant expliquer ces variations. La prise en compte de l'évolution des propriétés mécaniques en fonction d'un pré-conditionnement isotherme ou en cyclage thermique est donc très importante dans l'optique de prédire avec précision la durée de vie

des assemblages électronique sans plomb. À partir d'essais de microdureté Knoop et de fluage sous indentation, Arfaei et al. ont également mis en évidence l'influence de la microstructure des joints d'interconnexion SAC305 présentant une morphologie de macrograins ou entrelacée. L'étude a montré que la densité de composés intermétallique nanométriques Ag_3Sn présents au niveau des zones entrelacées était significativement plus importante que pour des joints présentant une morphologie de macrograins. En outre, la taille de ces précipités était également plus importante dans le cas de la structure entrelacée que pour la morphologie de macrograins. Les résultats de microdureté ont montré que les dimensions de l'empreinte de l'indenteur Knoop étaient plus faibles au niveau des zones entrelacées, indiquant une dureté plus importante. Les essais de fluage par indentation ont montré que la profondeur de déplacement de l'indenteur dans la zone entrelacée était plus faible que pour les zones où la morphologie de macrograins était majoritaire. Ceci tend donc à montrer qu'un joint d'interconnexion ayant une microstructure de type entrelacée est plus résistant au fluage qu'une brasure présentant une morphologie de macrograins. Une des explications pouvant éclairer ces différents résultats est le durcissement structural généré par les précipités Ag_3Sn plus larges et plus nombreux dans le cas de la morphologie entrelacée [47].

1.2.2. Modèles de comportements élastoplastique et viscoplastique

Parmi les différents modes de défaillances observés au niveau des assemblages électroniques, la fissuration par des mécanismes de fatigue au niveau des joints de brasure apparaît comme le plus critique. La détermination de la durée de vie d'un assemblage électronique en environnements thermique et vibratoire nécessite donc l'évaluation des contraintes et des déformations mécaniques subies par les joints d'interconnexion durant les cycles de chargement. Dans le cadre de l'étude de la durabilité des équipements électroniques et donc de la tenue en fatigue thermomécanique et mécanique des brasures, les lois de comportement les plus utilisées font appel à la viscoplasticité. Les alliages de brasure utilisés dans l'industrie électronique, que ce soit l'alliage eutectique 63Sn-37Pb ou plus récemment les alliages SAC, sont en effet ductiles et présentent des températures de fusion relativement basses. Pour l'alliage SAC305 évalué entre $-55^{\circ}C$ et $125^{\circ}C$, la température homologue (T_H), défini comme le ratio de la température de test avec la température de fusion du matériau, varie entre 0.4 et 0.8. Dans ce domaine de températures homologues ($T_H > 0.3-0.4$), les déformations viscoplastiques activées en températures sont prépondérantes. Les essais les plus couramment utilisés pour décrire le comportement viscoplastique des alliages de brasure sont les essais de fluage. Le fluage est un phénomène viscoplastique intervenant principalement à haute température et qui peut être mis en évidence grâce à des essais conduits à contrainte constante. Pour bien comprendre les différentes contributions mécaniques mises en jeu lors de sollicitations au niveau des joints de brasure, il est important de bien comprendre la partition des déformations (équation 1-3) :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p + \varepsilon_{vp}$$

(1-3)

ε_t	Déformation totale
ε_e	Déformation élastique
ε_p	Déformation plastique
ε_{vp}	Déformation viscoplastique

La déformation totale est divisée en une composante élastique instantanée, une composante plastique indépendante du temps et une contribution viscoplastique directement liée au temps. Les contributions plastique et viscoplastique peuvent être réarrangées en une seule composante appelée « inélastique ». La figure 1-19 présente la courbe caractéristique du fluage avec ses différents domaines primaire (I), secondaire (II) et tertiaire (III) : $\varepsilon_{vp} = \varepsilon_I + \varepsilon_{II} + \varepsilon_{III}$. La courbe ne commence pas exactement à 0 et il existe donc un léger *offset* dû aux contributions élastique et plastique instantanées.

Le fluage primaire est dû à la création et à la propagation de dislocations. Il correspond à un état transitoire où la vitesse de déformation diminue jusqu'à une valeur minimale égale à la vitesse constante observée lors du fluage secondaire (caractérisé par un écoulement stationnaire). Le fluage tertiaire menant jusqu'à la déformation à rupture, a une vitesse d'évolution rapide et résulte de la striction du matériau et au développement de phénomènes d'endommagement qui réduisent progressivement la résistance du matériau.

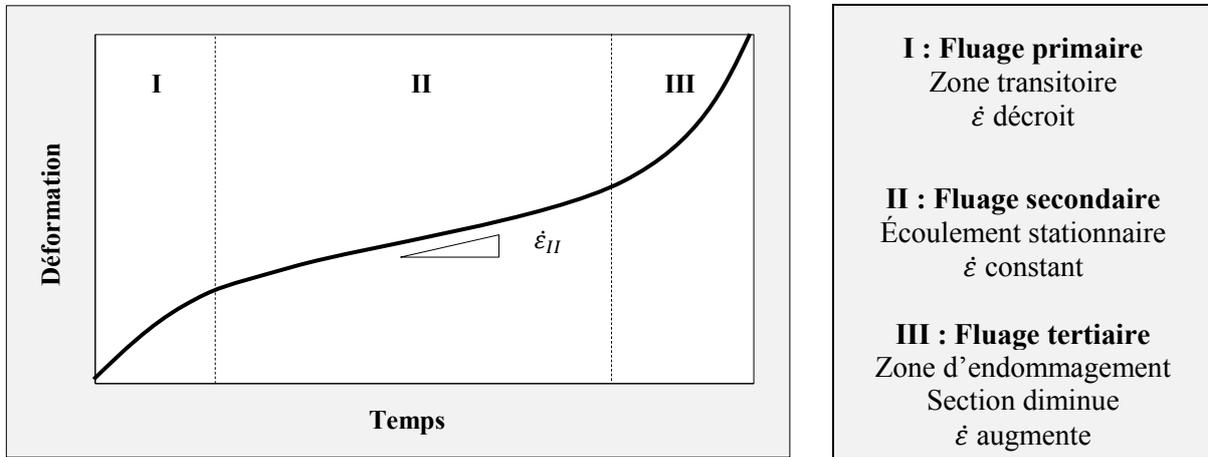


Figure 1-19 Courbe caractéristique d'un essai de fluage

La contribution de chaque phase du fluage dépend principalement de la plage de températures dans laquelle le matériau évolue. Les fluages primaire et secondaire sont ainsi prépondérants aux basses températures. Lors d'une augmentation de la température, le fluage secondaire va s'établir plus rapidement et la phase tertiaire aura une contribution plus importante. Dans le cadre de l'étude des brasures sans plomb, et contrairement à ce qui était observé pour les alliages Sn-Pb, le fluage primaire n'est pas nécessairement négligeable. Le fluage tertiaire ne sera pas étudié ici car il n'a pas d'intérêt dans la recherche de la loi de comportement viscoplastique de l'alliage SAC305. L'étude bibliographique présentée ici résume les principaux modèles élastoplastiques et viscoplastiques développés pour les alliages de brasure utilisés dans l'électronique ainsi que leurs avantages et inconvénients.

a) *Modèle de Ramberg-Osgood*

La loi de Hooke et le modèle comportemental de Ramberg-Osgood sont couramment employés pour modéliser le comportement élastoplastique non-linéaire de matériaux métalliques. Le modèle de Ramberg-Osgood décrit plus exactement l'écrouissage au cours des déformations plastiques. Dans le cas des alliages de brasure utilisés dans l'électronique, la courbe contrainte (σ) - déformation (ϵ) est fortement dépendante de la température (T) et de la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$). Il convient donc d'utiliser un modèle modifié tenant compte de ces paramètres afin de décrire l'écrouissage généré au cours des déformations plastiques [72].

$$\epsilon(T, \dot{\epsilon}) = \frac{\sigma}{E} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0(T, \dot{\epsilon})} \right)^{n(T, \dot{\epsilon})} \quad (1-4)$$

E	Module d'Young (MPa)
α	Constante matériau
n	Exposant d'écrouissage
σ_0	Coefficient d'écrouissage (MPa)

La fonction régissant les variations du coefficient et de l'exposant d'écrouissage est une fonction linéaire de la température et du logarithme de la vitesse de déformation. Même si les dépendances

thermique et cinétique sont considérées, ce modèle ne rend pas totalement compte de la complexité de la réponse mécanique des joints d'interconnexion. Il convient donc d'utiliser des modèles de comportement viscoplastiques dont le formalisme mathématique permet de modéliser plus précisément le comportement des alliages de brasure.

b) Modèle de fluage de Norton

Le modèle de Norton est une loi puissance traduisant la viscoplasticité parfaite. Elle est établie pour le fluage secondaire (stationnaire et unidimensionnel) et caractérise de façon simple le comportement mécanique des alliages de brasures de types étain-plomb et SAC [73]. Le fluage primaire est en effet négligé dans le cas des brasures étain-plomb et le modèle de Norton modélise correctement le comportement mécanique de ce type de matériau. Il est néanmoins nécessaire de noter que les brasures de type SAC sont moins ductiles que les brasures étain-plomb et que le fluage primaire pourrait avoir une importance dans l'évaluation de leur comportement mécanique [74]. Le modèle de Norton ne prend également pas en compte l'effet d'écrouissage et n'est applicable que pour des domaines de température et de contrainte relativement réduits. Il présente cependant plusieurs avantages pratiques dans la mesure où sa formulation mathématique est simple et fait intervenir un faible nombre de paramètres facilement atteignables par l'expérience. Le modèle de base a été plusieurs fois amélioré pour élargir son domaine d'utilisation (multiplication par un facteur exponentiel ou considération de coefficients dépendants de la température avec un terme d'Arrhenius par exemple). Le modèle en double loi puissance ci-dessous est en fait une amélioration du modèle originel de Norton qui permet de décrire le comportement des matériaux pour les faibles et fortes valeurs de contraintes [75]. Il permet de décrire les mécanismes de fluage contrôlés par le glissement et la montée de dislocations. L'équation reliant la vitesse de déformation à la contrainte s'écrit comme suit :

$$\dot{\epsilon}_{II} = \sum_{i=1}^2 A_i \left(\frac{\sigma}{E}\right)^{n_i} \exp\left(\frac{-Q_i}{RT}\right) \quad (1-5)$$

$\dot{\epsilon}_{II}$	Vitesse de déformation en fluage secondaire (s^{-1})
A_i	Constantes des matériaux (s^{-1})
n_i	Exposants de viscosité
Q_i	Énergies d'activation ($J.mol^{-1}$)
E	Module d'Young (MPa)
R	Constante universelle des gaz parfaits ($J.mol^{-1}.K^{-1}$)
T	Température (K)

Ce modèle prend en compte deux effets microstructuraux que sont la diffusion des lacunes pour des vitesses de déformation faibles (inférieures à $10^{-4} s^{-1}$ [76]) et la montée des dislocations pour des vitesses de déformation plus élevées.

c) Modèle de fluage de Garofalo

Le modèle de Garofalo considère ces deux contributions de façon unique à travers son expression en sinus hyperbolique. Comme le modèle de Norton, le modèle de Garofalo ne modélise pas l'écrouissage et est surtout utilisé car il permet d'étudier avec un faible nombre de paramètres le comportement des matériaux pour les fortes contraintes, sur de plus larges plages de températures et de vitesses de déformation [77]. Il ne prend également pas en compte le comportement cyclique et le phénomène de restauration du matériau. L'équation 1-6 décrit la relation entre la vitesse de déformation en fluage secondaire et la contrainte :

$$\dot{\varepsilon}_{II} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1-6)$$

$\dot{\varepsilon}_{II}$	Vitesse de déformation en fluage secondaire (s^{-1})
A	Constante du matériau (s^{-1})
n	Exposant de viscosité
Q	Énergie d'activation ($J.mol^{-1}$)
α	Changement de pente (MPa^{-1})
R	Constante universelle des gaz parfaits ($J.mol^{-1}.K^{-1}$)

d) *Modèle unifié d'Anand*

Les modèles cités précédemment sont des modèles dits «non-unifiés» en ce sens où ils considèrent deux variables séparées pour la plasticité et la viscoplasticité. Pour remédier à cette hypothèse parfois trop simple dans le cas de l'étude des brasures, des modèles unifiés qui associent les déformations plastiques indépendantes du temps avec les déformations viscoplastiques dépendantes du temps (ces deux comportements représentant le comportement «inélastique» du matériau caractérisé par des mécanismes de mouvements de dislocations) ont été développés. La réalité expérimentale est en effet telle que les mécanismes de déformation plastique associés au temps et à la surdéformation sont généralement activés simultanément. C'est le cas du modèle d'Anand proposé en 1982 et repris avec succès à de nombreuses reprises pour décrire le comportement des brasures [78]. Son formalisme permet de décrire le comportement des matériaux aux déformations fortement viscoplastiques combinées à de faibles déformations élastiques en considérant le fluage secondaire ainsi que l'écroutissage isotrope des matériaux. La contrainte est exprimée comme fonction d'une variable interne s et d'une fonction c dépendant de la température et de la vitesse de déformation inélastique.

$$\sigma = cs \quad (1-7)$$

$$c(T, \dot{\varepsilon}_{in}) = \frac{1}{\xi} \sinh^{-1} \left\{ \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{in}}{A} e^{\frac{Q}{RT}} \right]^m \right\} < 1 \quad (1-8)$$

$\dot{\varepsilon}_{in}$	Vitesse de déformation inélastique (s^{-1})
A	Constante du matériau (s^{-1})
m	Exposant de viscosité
Q	Énergie d'activation ($J.mol^{-1}$)
ξ	Multiplicateur de contrainte
s	Résistance à la déformation (MPa)

L'expression constitutive du modèle d'Anand est obtenue en substituant (1-8) dans (1-7) et en résolvant l'équation pour la vitesse de déformation inélastique :

$$\dot{\varepsilon}_{in} = A \left[\sinh \left(\xi \frac{\sigma}{s} \right) \right]^{\frac{1}{m}} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1-9)$$

Un des avantages de ce modèle par rapport aux lois de viscoplasticité explicitées dans les paragraphes précédents est la considération de l'écroutissage du matériau à travers la variable d'état s dépendant de la température et de la vitesse de déformation inélastique. Elle représente la résistance à la déformation et caractérise l'état microstructural de l'alliage de brasure.

$$\dot{s} = \left[h_0 \left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|^a \frac{1 - \frac{s}{s^*}}{\left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|} \right] \dot{\varepsilon}_{in} \quad (1-10)$$

$$s^* = \hat{s} \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{in}}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^n \quad (1-11)$$

s_0	Valeur initial de s (MPa)
n	Exposant de sensibilité à la déformation
a	Exposant de sensibilité à l'écroutissage (>1)
h_0	Constante d'écroutissage
s^*	Valeur de saturation de s (MPa)
\hat{s}	Coefficient de résistance à la déformation (MPa)

En plus de cette variable interne, le modèle contient neuf paramètres matériaux. Ces derniers peuvent être déterminés expérimentalement à partir d'essais de traction monotone à différentes

températures et taux de déformation ainsi que des essais de fluage à différentes températures et charges imposées. Une des raisons du succès de ce modèle est sa disponibilité dans différents codes de calculs éléments-finis (ANSYS par exemple). Le modèle d'Anand est toutefois limité dans la mesure où il ne rend pas compte de l'effet Bauschinger qui caractérise l'écrouissage cinématique souvent observé pour les interconnexions à basses températures [79]. Le comportement des alliages de brasure sous chargements cycliques peut donc être évalué à partir d'autres modèles de comportement viscoplastiques plus complexes mais plus représentatifs. Le paragraphe suivant explicite la loi de Chaboche parfois utilisée pour décrire le comportement viscoplastique des alliages de brasure.

e) *Modèle d'écrouissage cyclique de Chaboche*

Les équipements électroniques sont utilisés dans des environnements où les mécanismes de fatigue sont prépondérants pour décrire les défaillances au niveau des joints d'interconnexion. Le modèle de Chaboche est un modèle élasto-viscoplastique unifié qui prend en compte la viscosité selon une équation de type Norton (équations 1-12 et 1-13) et un écrouissage cinématique non linéaire de type Armstrong Frederick (équations 1-14 et 1-15). La déformation est décomposée en une contribution élastique et une contribution inélastique qui comprend la plasticité instantanée et le fluage. Plusieurs auteurs ont utilisé ce type de modèle pour étudier la fatigue thermomécanique des alliages de brasure sans plomb. Kuna et al. ont ainsi effectué des essais cycliques sur des éprouvettes de cisaillement [80] tandis que Bai et al. ont réalisé des essais de traction monotone et rochet pour étudier le comportement en fatigue des alliages SAC305 et Sn0.7Cu [81]. Ce modèle tient compte d'un écrouissage cinématique non linéaire et a l'avantage de nécessiter peu de constantes à identifier en rendant correctement compte du comportement viscoplastique sous chargements cycliques. Un autre avantage de cette méthode réside dans l'expression de ses variables internes qui rendent compte de l'endommagement des alliages de brasure lors de cycles thermomécaniques. Il est adapté à l'étude du comportement viscoplastique cyclique des brasures mais il n'existe malheureusement que très peu de données pour l'identification des paramètres du modèle. Il a cependant été montré que le comportement cyclique de l'alliage SAC305 lors d'essais en torsion est correctement décrit par la loi de Chaboche [82].

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{in} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}'}{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})} \quad (1-12)$$

$$\dot{p} = \langle J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - \sigma_y / \eta \rangle^m \quad (1-13)$$

$$\mathbf{X} = \frac{2}{3} \mathbf{C} \boldsymbol{\alpha} \quad (1-14)$$

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{in} - \gamma \boldsymbol{\alpha} \dot{p} \quad (1-15)$$

$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{in}$	Tenseur vitesses de déformation inélastique (s ⁻¹)
σ_y	Seuil de plasticité (MPa)
$\boldsymbol{\sigma}$	Tenseur des contraintes
$\boldsymbol{\sigma}'$	Tenseur déviateur des contraintes
\mathbf{X}	Tenseur variable d'écrouissage cinématique
\mathbf{X}'	Tenseur déviateur de \mathbf{X}
\dot{p}	Vitesse de déformation inélastique cumulée (s ⁻¹)
$\boldsymbol{\alpha}$	Variable tensorielle d'écrouissage cinématique
η, m	Constantes pouvant dépendre de T
γ	Module d'écrouissage
\mathbf{C}	Module d'écrouissage (MPa)
J_2	Second invariant d'une grandeur tensorielle

1.2.3. Essais de caractérisation

a) Propriétés mécaniques en traction / compression et cisaillement

Les tests de caractérisation mécanique ont généralement pour but de déterminer les propriétés mécaniques des matériaux testés (module d'Young « E », limite d'élasticité « σ_e », contrainte maximale « σ_{max} » et allongement à rupture « $A\%$ » dans le cas des essais de traction par exemple) mais aussi d'identifier les lois permettant de décrire leur comportement mécanique. Dans le cas des alliages de brasure, la détermination de ces données est essentielle à l'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques. Elles constituent en effet, avec les propriétés mécaniques du composant et du circuit imprimé, les éléments d'entrée permettant de calculer les contraintes et les déformations dans les joints d'interconnexion. Étant donné la variabilité des profils de vie des équipements électroniques, il est essentiel de pouvoir déterminer les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 en fonction des variables environnementales. Elles sont par conséquent souvent évaluées en faisant varier la température et la vitesse de déformation. Comme il l'a été précisé dans l'introduction générale, les sollicitations thermiques sont les premières causes de défaillances des assemblages électroniques. Par conséquent, la fatigue thermomécanique a été largement étudiée et les essais de caractérisation associés se limitent souvent à l'étude du comportement mécanique pour des vitesses de déformation faibles ($\dot{\epsilon} < 0.1 \text{ s}^{-1}$). Les taux de déformation au niveau des joints d'interconnexion lors d'essais en vibrations ou en chocs sont cependant significativement plus importants que ceux mesurés lors de tests en endurance thermomécanique. Cette section a pour but de récapituler les principaux résultats obtenus dans la littérature concernant les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 et leur dépendance thermique et cinétique. Les modèles de comportement viscoplastiques déterminés à partir des essais de traction monotone sont également abordés dans cette section.

Poh et al. ont développé des essais de traction à différentes vitesses de déformation lentes entre 10^{-1} s^{-1} et 10^{-5} s^{-1} afin de déterminer la relation liant les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 avec la vitesse de déformation [83]. Leur étude a permis d'établir des équations simples permettant de calculer le module d'Young, la limite d'élasticité ainsi que la contrainte maximale dans la gamme de vitesses considérée. Mysore et al. ont conduit des essais de traction à 25°C, 75°C et 125°C pour des vitesses de déformation de $4 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, $4 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ [84]. L'intérêt de leur travail repose sur le fait que cette caractérisation a été effectuée à l'échelle des joints brasés. Une revue bibliographique est en outre effectuée afin de montrer les différences de comportement entre l'alliage SAC305 brut et les joints d'interconnexion. Les mesures effectuées au niveau des brasures montrent des valeurs de limite d'élasticité plus importantes que celles généralement mesurées avec des éprouvettes macroscopiques. Dans la gamme de vitesse considérée, σ_e varie en effet entre 49.0 MPa et 59.5 MPa à température ambiante. L'influence de la température est également mise en évidence puisqu'entre 25°C et 75°C, la limite d'élasticité diminue de 57% pour une vitesse de déformation de $4 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Che et al. ont évalué les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 à partir de tests en traction menés entre 10^{-5} s^{-1} et 10^{-1} s^{-1} à 25°C. Entre ces deux valeurs, E , σ_e et σ_{max} augmentent respectivement de 56%, 51% et 75% [85]. Herkommer et al. ont développé une méthodologie permettant de déterminer les paramètres du modèle viscoplastique de Garofalo et d'Anand pour l'alliage SAC305 [86]. Leur étude consiste à effectuer des essais de cisaillement à plusieurs températures et vitesses de déformation sur des éprouvettes assemblées dans un four à refusion. Au-delà de l'identification des lois viscoplastiques considérées, leurs travaux ont montré la dispersion intrinsèque des résultats due à la morphologie de macrograins anisotropes et les voids pouvant naturellement se former pendant le procédé de brasage. La figure 1-20 montre en effet deux exemples de courbes de traction obtenues pour deux configurations de test différentes avec leurs courbes numériques recalées. Pour s'affranchir au

maximum des erreurs générées par cette dispersion, il convient donc de procéder aux essais de caractérisation pour un nombre élevé d'éprouvettes. Malgré cette dispersion, les auteurs considèrent cependant que le niveau de précision atteint est suffisant pour l'estimation de la durée de vie thermomécanique des brasures SAC305. Hisada et al. ont conduit des essais de traction pour quatre vitesses de déformation et trois températures afin de déterminer la constante pré-exponentielle et l'exposant de viscosité du modèle de Norton en fonction de la température [87].

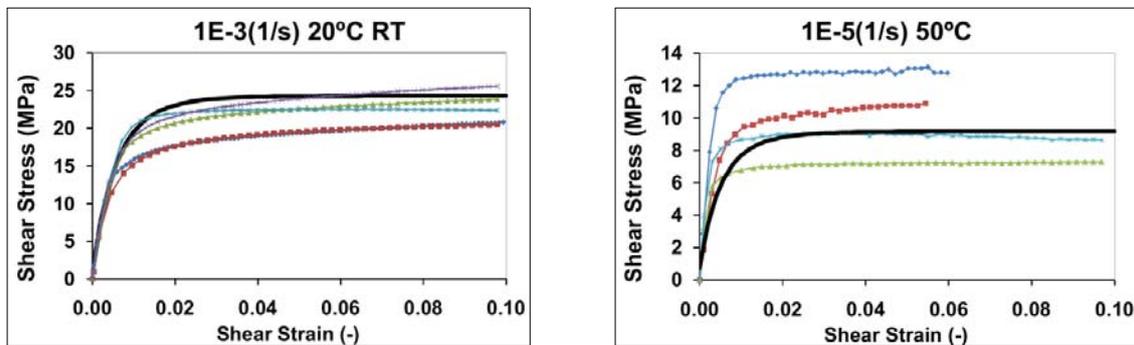


Figure 1-20 Exemples de résultats en traction illustrant la forte dispersion inévitablement obtenue sur éprouvettes représentatives des joints brasés [86]

Basit et al. ont mené une importante campagne d'essais afin de déterminer les paramètres du modèle d'Anand en fonction du niveau de vieillissement isotherme imposé (de zéro à douze mois à 100°C) à l'alliage SAC305 ainsi que sa microstructure initiale. Des éprouvettes trempées à l'eau et mises en forme par refusion ont ainsi été utilisées pour réaliser des tests de traction à 25°C, 50°C, 75°C, 100°C et 125°C pour des vitesses de déformation comprises entre 10^{-5} s^{-1} et 10^{-3} s^{-1} . Les essais ont mis en évidence que la microstructure plus fine obtenue pour les éprouvettes trempées conduit à de bien meilleures propriétés mécaniques que celles des éprouvettes obtenues par refusion. Par conséquent, les paramètres d'Anand déterminés sont donc également très différents selon le type de microstructure. Ceci montre bien l'importance qui doit être portée à la mise en œuvre des éprouvettes afin de garantir la pertinence des modèles viscoplastiques dérivés. Contrairement à l'étude citée précédemment, les graphiques présentés ne montrent qu'une seule courbe iso-configuration de telle sorte que la dispersion intrinsèque des éprouvettes obtenues par refusion n'est pas observable [88].

La plupart des travaux menés sur l'influence de la température sur la réponse mécanique des joints de brasure sans plomb se contente d'une gamme de températures réduite où les températures basses investiguées ne vont généralement pas en deçà de -55°C et les températures hautes au-delà de 125°C. L'exploration spatiale dont les équipements peuvent fonctionner dans des environnements très sévères nécessite néanmoins l'évaluation des assemblages électroniques embarqués à très basses températures. Tian et al. ont ainsi étudié la réponse mécanique de l'alliage SAC305 dans cette gamme très spécifique de températures. Les essais menés entre -150°C et 20°C ont montré que l'alliage SAC305, principalement composé de grains β -Sn dont la maille élémentaire est quadratique centrée, présentait une zone de transition ductile - fragile entre -100°C et -150°C. Alors que l'observation des faciès de rupture montre la présence de cupules à 20°C, -50°C et -100°C caractéristiques d'un comportement ductile, les clichés MEB obtenus à -150°C semblent montrer des fissures intragranulaires rencontrées dans le cas de ruptures fragiles [89]. Les équipements embarqués tels que les systèmes de propulsion électriques présents sur les chars d'assaut peuvent être soumis à des environnements où la température peut grimper jusqu'à 200°C. Il est donc important de connaître le comportement mécanique des alliages de brasure utilisés lorsque de telles températures sont atteintes. Alam et al. ont réalisé des essais de traction entre 25°C et 200°C pour des vitesses de déformation comprises entre 10^{-5} s^{-1} et 10^{-3} s^{-1} . Leurs résultats montrent une baisse significative des propriétés mécaniques de l'alliage

SAC305. Pour une vitesse de 10^{-3} s^{-1} , E , σ_e et σ_{\max} diminuent en effet respectivement d'environ 78%, 71% et 70% entre 25°C et 200°C [90].

Peu d'études font état de la caractérisation mécanique des alliages de brasure pour de fortes vitesses de déformation. La principale raison étant que la mise en place de tels essais par des moyens conventionnels se révèle complexe et les courbes obtenues sont souvent bruitées. Pour étudier la réponse mécanique de l'alliage SAC305 à de telles vitesses, il faut donc d'autres moyens de caractérisation. Des méthodes expérimentales peuvent ainsi être couplées avec des analyses numériques et/ou optiques afin d'évaluer correctement l'impact de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques. Wong et al. ont ainsi développé deux dispositifs expérimentaux afin de mettre en évidence l'influence de la vitesse de déformation entre les intervalles suivant : [0.005 s^{-1} , 12 s^{-1}] et [50 s^{-1} , 300 s^{-1}]. La première gamme de vitesses est atteinte avec un machine de traction / compression classique tandis que la deuxième est obtenue avec une machine à choc. Les résultats compilés issus des deux expérimentations montrent une forte dépendance des propriétés mécaniques avec la vitesse de déformation. Entre $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et 300 s^{-1} , la contrainte maximale atteinte par l'alliage SAC305 varie en effet entre 58 MPa et 170 MPa environ. La limite d'élasticité et le module d'Young sont tout aussi dépendants de la vitesse de déformation mais les valeurs numériques ne sont pas données [91]. Qin et al. ont mis au point un dispositif utilisant une barre d'Hopkinson afin de générer d'importantes vitesses de déformation entre 600 s^{-1} et 2200 s^{-1} . Pour comparaison, les auteurs ont également mené des essais de caractérisation en traction / compression afin de déterminer les caractéristiques mécaniques à 10^{-3} s^{-1} . Entre cette valeur initiale et 2200 s^{-1} , la limite d'élasticité mesurée varie ainsi entre 38 MPa et 87 MPa. En se basant sur leurs résultats d'essai, ils ont ensuite pu déterminer les constantes du modèle de Johnson-Cook permettant de décrire le comportement aux chocs de l'alliage SAC305 en reliant la contrainte avec la déformation plastique, la vitesse de déformation et la température [92]. En utilisant le même type de dispositif expérimental, Jenq et al. avaient précédemment reporté des valeurs de limite d'élasticité allant de 95 MPa à 200 MPa pour des valeurs de vitesse de déformation variant entre 380 s^{-1} et 3030 s^{-1} [93]. À partir d'essais de chocs couplés à des techniques de corrélation d'images numériques (DIC en anglais pour *Digital Image Correlation*) et d'analyses éléments-finis, Nguyen et al. ont tracé les courbes élastoplastiques contrainte - déformation d'une bille de brasure SAC305 issue d'un composant BGA. Ils ont ainsi pu déterminer les paramètres d'une loi de Ramberg-Osgood simple pour l'alliage SAC305 : $n = 5.4$ et $\sigma_0 = 232 \text{ MPa}$. Du fait des fortes vitesses de déformation, le module d'Young mesuré est particulièrement élevé : $E = 90 \text{ GPa}$ [94]. Ces différents travaux sont particulièrement intéressants lorsque la fatigue de l'alliage SAC305 en vibrations et en chocs est étudiée. Les tests de caractérisation ne couvrant généralement pas les domaines de vitesses de déformation mises en jeu lors de telles sollicitations, il est important de pouvoir accéder à des valeurs numériques afin de s'assurer de la pertinence de la modélisation considérée.

b) Essais de relaxation de contrainte

Très peu d'études sont consacrées à l'étude du comportement viscoplastique des alliages de brasure à travers des essais de relaxation de contrainte. Ce type de test est pourtant représentatif de ce qui se passe lorsque les équipements électroniques sont maintenus à une certaine température comme lors des phases de vols pour les avions civils par exemple ou lors des phases de stockage. Lors d'essais accélérés en cyclage thermique, un certain temps de palier est défini lors du maintien aux températures extrêmes. La déformation thermique au niveau des joints de brasure est donc maintenue et les contraintes peuvent relaxer au cours de la durée du palier. Cette notion de fluage / relaxation de contrainte peut paraître déroutante à la lecture des différentes publications sur le sujet puisque le terme générique employé en anglais est *creep*, qui veut dire « fluage ». En réalité, ce terme définit plutôt le

comportement viscoplastique de l'alliage de brasure. Même si en pratique les essais de fluage sont majoritairement considérés pour recalculer des lois de comportement viscoplastiques, ces mêmes lois devraient en toute rigueur également prédire les courbes issues des tests de relaxation de contrainte. Aucune étude ne fait état de paramètres viscoplastiques dérivés à la fois à partir d'essais de fluage et relaxation de contrainte. S'il s'avérait que les constantes obtenues soient identiques, cela conduirait à l'utilisation généralisée des tests de relaxation de contrainte en lieu et place des essais de fluage aujourd'hui largement considérés qui sont considérablement plus longs et donc économiquement moins intéressants.

Cuddalorepatta et al. sont à ce jour les seuls à avoir mené des travaux visant à investiguer le comportement viscoplastique de l'alliage SAC305 par des essais de relaxation [95]. L'objectif de leur étude est de déterminer les paramètres des équations constitutives du fluage primaire et secondaire en recalculant les mesures expérimentales avec les résultats numériques issus d'une analyse éléments-finis. Les courbes de relaxation des contraintes obtenues avec l'alliage hypo-eutectique SAC305 sont comparées avec l'alliage eutectique 63Sn-37Pb considéré comme brasure de référence. Les essais sont effectués à 25°C pour des contraintes initiales comprises entre 8 MPa et 25 MPa, puis à 75°C pour des niveaux situés entre 4 MPa et 9 MPa. Les éprouvettes de cisaillement utilisées sont assemblées par refusion et subissent ensuite un vieillissement de 100 heures à 80% de sa température homologe afin de stabiliser sa microstructure. Les résultats montrent que les joints SAC305 sont plus résistants aux déformations viscoplastiques que les brasures 63Sn-37Pb. À 75°C notamment, l'éprouvette assemblée avec l'alliage SAC305 ne relaxe que 68% de ses contraintes, là où l'éprouvette 63Sn-37Pb est totalement relaxée (Figure 1-21). La simulation éléments-finis montre également que le fluage secondaire seul sous-estime la perte de charge et ne permet pas de décrire la forte diminution de contrainte caractéristique du début des courbes de relaxation. L'utilisation du fluage primaire couplé au fluage secondaire permet de s'affranchir de cette limitation et montre l'importance de cette partie transitoire dans la description du comportement viscoplastique des brasures. Les premiers essais réalisés montrent également que ce type de test peut fournir des informations intéressantes concernant la démarche à suivre lorsqu'il s'agit de mettre en place des essais accélérés en étuve thermique. Les auteurs suggèrent en effet qu'il n'est pas nécessaire de considérer des temps de palier supérieurs à vingt minutes pour des températures inférieures à 75°C dans la mesure où à l'issue de cette durée, la contrainte est déjà relaxée. Cette idée séduisante puisqu'elle permet de réduire les temps d'essai et donc les coûts, est encore mal comprise dans l'industrie électronique. Elle a en effet été reprise par plusieurs auteurs [96] [97] mais certaines études montrent cependant que des temps de paliers plus longs aboutissent à un endommagement plus important au niveau des joints de brasure [98].

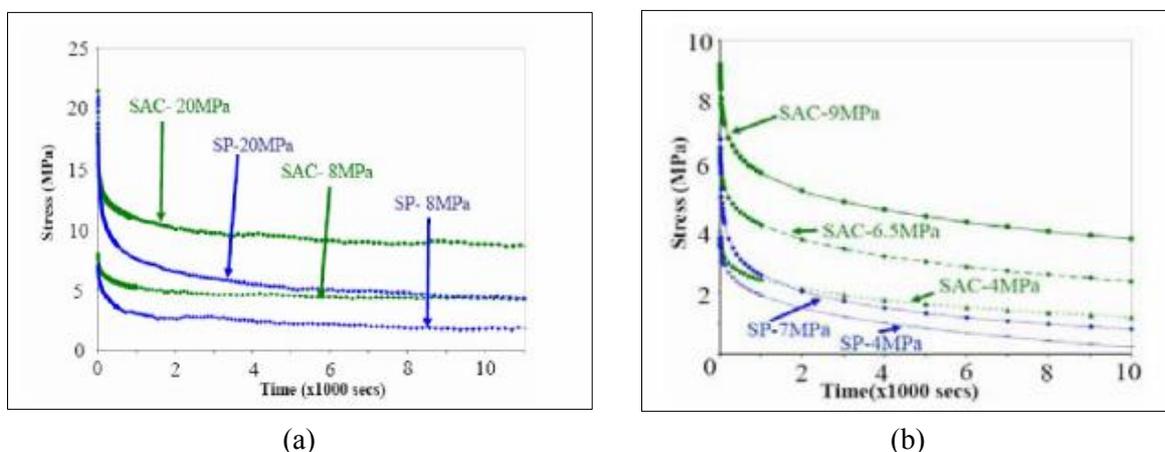


Figure 1-21 Essais de relaxation de contrainte à (a) 25°C et (b) 75°C (SAC = SAC305 et SP = 63Sn-37Pb) [95]

c) Essais de fluage

La description du comportement viscoplastique des alliages de brasure est généralement établie en considérant les essais de fluage. Ils sont en effet simples à mettre en œuvre mais peuvent se révéler particulièrement longs surtout à basses températures et pour des faibles niveaux de charge imposée. Les données en fluage accessibles dans la littérature font apparaître un fort degré de dispersion d'un auteur à l'autre. Les dispositifs expérimentaux étant différents, les éprouvettes de test étant différentes et le facteur humain jouant également, il est très difficile de converger vers une solution unique. Les conditions *sine qua non* à prendre en compte néanmoins sont la représentativité des éprouvettes de test du point de vue de la microstructure et la répétabilité des essais.

Cuddalorepatta et al. ont ainsi effectué des essais de fluage en considérant les mêmes éprouvettes que celles utilisées pour les essais de relaxation de contrainte précédemment cités [95]. Celles-ci sont assemblées par un procédé de refusion dans le but d'obtenir une microstructure représentative des joints brasés. L'objectif de cette étude est de modéliser les essais de fluage et de recalibrer les lois de fluage primaire et secondaire (Garofalo) afin de vérifier si celles-ci prédisent les essais de relaxation de contrainte précédemment effectués par les mêmes auteurs. Ces essais sont menés à 25°C, 75°C et 125°C pour des niveaux de charge imposée compris entre 3 MPa et 20 MPa. Comme dans l'étude du comportement viscoplastique par les essais de relaxation, l'alliage eutectique 63Sn-37Pb est utilisé comme alliage de référence et l'alliage sans plomb SAC387 est également évalué pour comparaison. L'analyse des résultats numériques et des résultats expérimentaux a permis de mettre en évidence l'importance du modèle de fluage primaire dans la prédiction de la relaxation. Sans la détermination précise de ces paramètres, la modélisation éléments-finis tend à sous-estimer la relaxation des contraintes ayant effectivement lieu lors des essais. Les résultats en fluage montrent également que l'alliage hypo-eutectique SAC305 est moins résistant aux déformations viscoplastiques que l'alliage SAC387. Ce dernier étant composé de 3.8% d'argent en masse, le taux de particules Ag_3Sn dans la matrice β -Sn est plus important et celles-ci représentent autant d'obstacles pouvant bloquer les dislocations au cours de la déformation inélastique. Mysore et al. ont mis en place des essais de fluage à 25°C, 75°C et 125°C pour des contraintes imposées de 32.62 MPa, 39.14 MPa et 45.67 MPa (Figure 1-22).

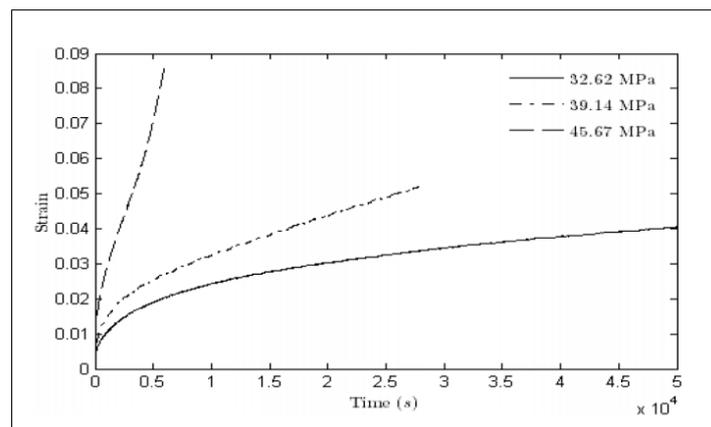


Figure 1-22 Résultats des essais en fluage menés à 25°C pour trois différentes charges imposées [84]

Cette campagne expérimentale menée sur l'alliage SAC305 a permis de déterminer plusieurs modèles viscoplastiques implémentables dans les logiciels éléments-finis du commerce. Les paramètres de la loi de Norton, du modèle unifié d'Anand, ainsi que d'un modèle viscoplastique à écrouissage cinématique incluant le fluage primaire et secondaire ont été déterminés. Comme explicité dans l'étude de Cuddalorepatta, la contribution du fluage primaire est ici aussi prépondérante pour

décrire le comportement viscoplastique des joints de brasure SAC305. Une comparaison entre des éprouvettes macroscopiques et des interconnexions montre également que ces dernières sont plus résistantes aux déformations viscoplastiques [84]. Chauhan et al. ont étudié l'influence du vieillissement thermique sur la microstructure de l'alliage SAC305 et sur ses propriétés mécaniques résultantes. Les essais ont été menés sur des joints d'interconnexion d'une résistance pour des vieillissements de 24 heures, 600 heures et 1000 heures à 100°C. Le modèle de fluage mécanistique développé a montré que le vieillissement thermique diminuait la résistance au fluage secondaire. La principale cause est l'espacement et la coalescence des particules intermétalliques Ag_3Sn activés thermiquement lors du stockage isotherme. Une distribution moins dense de larges précipités Ag_3Sn diminue en effet leur propension à bloquer les dislocations au cours de la déformation [65]. Darveaux et al. ont conduit une série d'essais en traction et en fluage à différentes températures afin de déterminer les paramètres du modèle viscoplastique de Garofalo pour trente alliages dont la brasure SAC305. Au-delà des paramètres recalés qui fournissent des informations quantitatives directement implémentables dans les logiciels de calcul, les auteurs soulignent le fait que le fluage primaire peut être négligé pour l'évaluation de la fatigue thermomécanique des brasures [99]. Cette affirmation contradictoire au regard des études précédemment citées, est d'autant plus surprenante qu'elle est écrite par un auteur dont le modèle de prédiction de la fatigue thermomécanique est largement employé dans l'industrie électronique [100]. Cela traduit bien la complexité à modéliser mécaniquement un alliage de brasure. Motalab et al. ont mené un nombre considérable d'essais de fluage entre 25°C et 125°C pour des charges variant de 6 MPa à 15 MPa. Ils en outre évalué l'influence du vieillissement thermique en stockant leurs éprouvettes jusqu'à six mois à 100°C. Les résultats obtenus ont permis de mettre en évidence l'influence du vieillissement isotherme sur les paramètres du modèle viscoplastique d'Anand. Les équations faisant apparaître la variable de vieillissement ont ainsi montré une bonne corrélation entre le modèle et les résultats d'essais [101].

En définitive, il apparaît que les différents travaux portant sur l'évaluation du comportement en fluage de l'alliage SAC305 font apparaître des résultats relativement dispersés. Il existe par conséquent autant de jeux de paramètres que d'études portant sur la détermination de lois viscoplastiques. La caractérisation d'un alliage de brasure étant longue et exigeante d'un point de vue des moyens expérimentaux, les industriels du secteur électronique travaillant sur la fiabilité de leurs équipements sont parfois obligés de choisir des constantes viscoplastiques issues de la littérature. Afin d'effectuer les modélisations les plus précises possibles, le choix du modèle viscoplastique choisi se révèle donc crucial et dépend de l'application dont la durée de vie thermomécanique est investiguée. L'incorporation du fluage primaire sera par exemple nécessaire pour des assemblages électroniques dont la contrainte est maintenue pendant un temps court par rapport au temps d'établissement du régime stationnaire (fluage secondaire). Il pourra cependant être négligé dans le cas de sollicitations s'établissant sur des temps longs et où la contribution du fluage secondaire sera dominante. Différents auteurs ont également mis en évidence des écarts de microstructures des éprouvettes. Sans aller jusqu'à la quantification de cette influence dans les modèles viscoplastiques, il est important que l'utilisateur de la loi ait en tête le type de microstructure impliquée afin d'avoir un recul sur ses résultats numériques. Les éprouvettes représentatives des joints brasés étant plus résistantes aux déformations viscoplastiques que les éprouvettes issues de l'alliage brut, un modèle de fatigue obtenu à partir de ces dernières devra notamment être pondéré par un facteur de sécurité afin d'assurer son bon dimensionnement.

d) Caractérisation à l'échelle du joint brasé

La méthode généralement adoptée lorsqu'il s'agit de caractériser les joints d'interconnexion consiste à mener des tests de nanoindentation. Ce type d'essai est intéressant dans la mesure où il

s'effectue au niveau de joints de brasure réels après brasage par refusion. Les essais macroscopiques sont en effet souvent menés avec des éprouvettes d'alliage brut (éprouvettes usinées à partir d'un barreau d'alliage extrudé ou laminé par exemple) dont la microstructure n'est donc pas représentative de celle observée après assemblage. La détermination de lois de comportement est cependant plus complexe et seuls le module d'Young et la dureté sont généralement mesurés. Des modèles plastiques ou viscoplastiques simples de type Norton peuvent néanmoins être dérivés en effectuant des tests à différentes températures et vitesses de pénétration de l'indenteur.

Gao et al. ont ainsi évalué les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 entre 60°C et 150°C en utilisant un indenteur Berkovich à une vitesse de chargement de 0.2 mN/s. Leurs efforts se sont principalement centrés sur l'étude individuelle des phases eutectiques (espace inter-dendritique composé de β -Sn + Ag_3Sn + Cu_6Sn_5) et riches en β -Sn (dendrites). Quelle que soit la phase considérée, leurs résultats ont montré qu'il existait une forte dépendance des propriétés mécaniques avec la température. Cependant, dans le cas du module d'Young, alors que la phase riche en étain présente une dépendance linéaire avec la température, la relation entre le module d'élasticité de la phase eutectique et la température n'est pas monotone. Entre 60°C et 150°C, son module d'Young varie en effet de 44.73 ± 3.56 GPa à 52.99 ± 3.19 GPa en passant successivement par un minimum (36.16 ± 3.21 GPa) et un maximum (57.85 ± 2.86 GPa) à 80°C et 130°C. En ce qui concerne la dureté, leur étude a clairement mis en évidence une valeur plus élevée pour la zone eutectique du fait du renforcement structurel induit par les intermétalliques Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 . Les auteurs ont également mis en évidence le comportement viscoplastique de l'alliage SAC305 en dérivant les énergies d'activation et exposants de sensibilité à la vitesse de déformation pour chaque phase en utilisant le modèle de Norton [102]. Morillo et al. ont mené des essais de nanoindentation sur des joints de brasure SAC305 après refusion à différentes vitesses de pénétration de l'indenteur et températures afin de déterminer les valeurs de l'exposant de viscosité et de l'énergie d'activation du modèle de Norton : $n = 6.82 \pm 1.70$ et $Q = 64 \pm 22$ kJ.mol⁻¹. Leurs recherches leur ont en outre permis de retrouver un module d'Young à température ambiante proche des valeurs obtenues en traction : $E = 47.5$ GPa. Celui-ci diminue ensuite avec la température du fait de l'affaiblissement des forces interatomiques [103]. Hasnine et al. ont déterminé les propriétés mécaniques de joints d'interconnexion d'un composant BGA. Leurs travaux ont permis de mettre en évidence que le module d'Young et la dureté d'un monograin β -Sn étaient dépendants de son orientation cristallographique. D'un joint à l'autre, le module d'élasticité mesuré varie ainsi entre 47.10 GPa et 55.59 GPa. À partir des mesures de dureté, les auteurs ont également pu estimer la limite d'élasticité en compression : $\sigma_e \approx 86.7$ MPa. Enfin, des essais de fluage effectués en maintenant une charge constante appliquée par l'indenteur a permis de recalibrer un modèle viscoplastique en puissance ainsi que le modèle de Garofalo (les courbes sont données mais pas les valeurs des paramètres des lois de comportement) [104]. Ce même auteur a également étudié l'impact du vieillissement thermique (jusqu'à 360 jours à 125°C) sur le comportement élastique, plastique et viscoplastique de joints de brasure SAC305 monograin issu du même véhicule de test. Les mesures de nanoindentation effectuées montrent une diminution de la dureté et du module d'Young d'environ -42% et -30% respectivement après 360 jours de vieillissement à 125°C. Les courbes obtenues montrent en outre une asymptote qui tend à montrer que l'effet du vieillissement sur ces propriétés mécaniques est négligeable après 80 jours à 125°C. Une comparaison avec des essais en traction montre la même tendance si ce n'est que les valeurs obtenues sont moins importantes du fait, selon les auteurs, de la nature polycristalline des éprouvettes de traction [105].

Plusieurs chercheurs ont également tenté de caractériser les composés intermétalliques présents dans les alliages SAC. Le but étant d'avoir une vision complète vis à vis de la dureté et du module d'élasticité de chaque phase de l'alliage de brasure. Morillo et al. ont ainsi mesuré la dureté des

intermétalliques AuSn_4 et $(\text{Cu,Au})_6\text{Sn}_5$ générés lors de l'assemblage de l'alliage SAC305 sur un substrat de cuivre avec finition Ni/Au. Les précipités $(\text{Cu,Au})_6\text{Sn}_5$ ont révélé une dureté particulièrement élevée (> 8 GPa) pouvant créer localement de fortes concentrations de contrainte. Chromik et al. ont également mesuré par nanoindentation les propriétés mécaniques des composés Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 présents dans les joints de brasure. Les valeurs de dureté et de module d'Young pour ces intermétalliques sont significativement plus élevées que celles de la brasure SAC ($E = 99 \pm 5$ GPa pour les IMC Ag_3Sn par exemple). Ceci peut ainsi créer une hétérogénéité au sein de la brasure avec des composés Cu_6Sn_5 pouvant posséder un comportement fragile ($H = 6.5 \pm 0.3$ GPa) et donc avoir une influence non-négligeable sur le comportement en fatigue des joints d'interconnexion [106]. Deng et al. ont également caractérisé les intermétalliques Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 afin de déterminer leurs propriétés élastoplastiques et ont trouvé des résultats cohérents avec l'étude précédente [107]. Même si les modélisations des joints de brasure ne sont généralement pas effectuées avec un tel degré de raffinement, la connaissance des propriétés mécaniques de chaque phase peut permettre de comprendre le comportement global de l'alliage. Elles peuvent en outre être corrélées avec les analyses de défaillance mettant en évidence les modes de rupture observés.

Il existe un autre type d'essai pouvant être mené afin de rendre compte du comportement mécanique de l'alliage SAC305 à l'échelle des joints brasés. Il s'agit des mesures de déformations par méthodes optiques. Nguyen et al. ont ainsi caractérisé des billes de brasure SAC305 d'un composant BGA par la méthode de corrélation d'images numériques. Ces billes de brasure ont subi des essais de compression *in-situ* entre 25°C et 105°C afin de mesurer les champs de déplacements et de déformations puis de les recaler par une analyse éléments-finis. Les résultats de l'étude ont ainsi permis de déduire des valeurs de module d'Young en fonction de la température et du coefficient de Poisson pour les brasures SAC305. Le module d'élasticité mesuré ici est plus élevé ($E = 89.35$ GPa à 25°C) que les valeurs généralement retrouvées dans la littérature à partir d'essais de traction et de nanoindentation. Selon l'auteur, cette différence significative est due au fait que dans le cas des tests en traction, la partie élastique contient également des déformations inélastiques pouvant mener à une sous-estimation de la valeur de module d'Young. Enfin, les valeurs déterminées dans cette étude prennent en compte la totalité du joint avec l'alliage de brasure et les couches intermétalliques formées aux interfaces. Or, dans le cas des mesures par nanoindentation, les phases sont analysées individuellement et les résultats ne rendent donc pas compte de la rigidité apportée par les couches intermétalliques. Le coefficient de Poisson $\nu = 0.42$ est à ce jour la seule valeur expérimentale déterminée dans la littérature [108].

En conclusion, même si les ordres de grandeur sont généralement retrouvés dans les diverses études issues de la littérature, il n'y a pas de consensus général sur les valeurs des propriétés mécaniques de l'alliage SAC305. Les dispersions observées sont principalement dues aux différentes méthodes de caractérisation et de préparations des échantillons, ainsi que sur leurs conditions de vieillissement ayant une influence directe sur leur microstructure et donc leur réponse mécanique. Les travaux réalisés pour évaluer l'influence du vieillissement isotherme font également clairement apparaître l'importance de l'évolution de la microstructure sur les propriétés mécaniques résultantes. Comme mentionné dans la partie traitant des lois de comportement, le modèle viscoplastique d'Anand est implémenté dans les logiciels commerciaux de simulations éléments-finis comme ANSYS, utilisé à Safran Electronics & Defense. Il est de fait largement utilisé dans l'industrie électronique et l'identification de ses constantes font objet de nombreuses études pour un vaste panel d'alliages de brasure. Compte-tenu des dispersions observées quant aux valeurs des constantes, un travail d'identification sera effectué afin de déterminer les paramètres du modèle d'Anand à partir d'éprouvettes développées pour rendre compte de la microstructure de l'alliage SAC305 brasé.

1.2.4. Synthèse 1.2

Ce qu'il faut retenir

Composition massique SAC305

96.5% Sn 3.0% Ag 0.5% Cu

Température solidus / liquidus

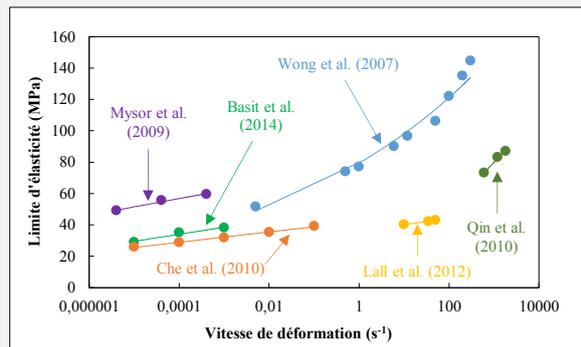
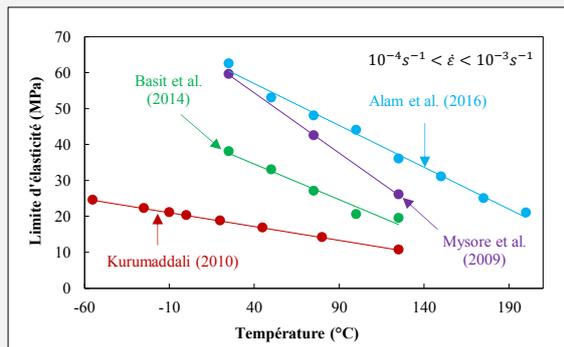
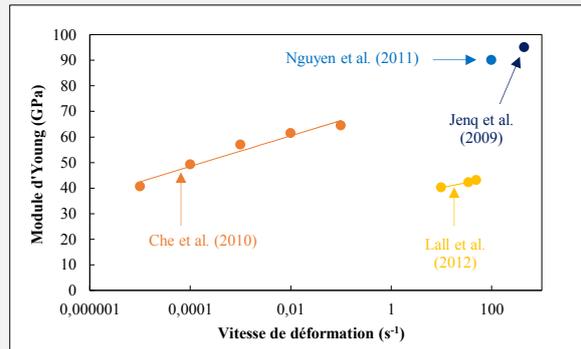
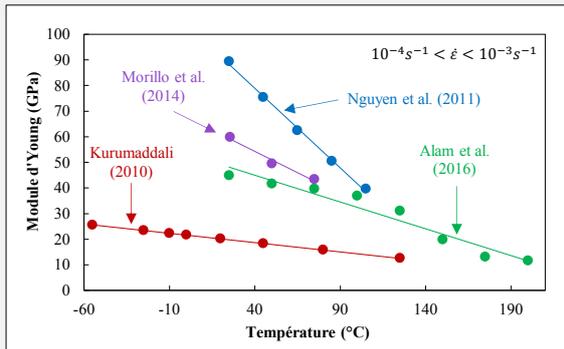
217°C / 220°C

→ Morphologies de macrograins β -Sn et entrelacée, IMC $Ag_3Sn + Cu_6Sn_5$

→ Comportement élasto-viscoplastique

→ Endommagement thermomécanique caractérisée par la courbe d'hystérésis $\gamma - \tau$

Propriétés mécaniques (E, σ_e) = $f(T, \dot{\epsilon})$ issus de la littérature



Paramètres d'Anand issus de la littérature

Symbole	Unité	Motalab et al. (2014)		Herkommer et al. (2012)		Mysore et al. (2009)
		Traction	Fluage	Traction	Cisaillement	Traction + Fluage
s_0	MPa	32.2	16.33	1.0665	1.0665	2.15
Q/R	K	9320	9096	10413.3	10413.3	9970
A	s^{-1}	2800	3518	1.4283×10^8	8.2465×10^7	17.994
ξ	-	4	4	1.472	2.550	0.35
m	-	0.29	0.188	0.141446	0.141446	0.153
h_0	MPa	186000	160000	5023.9	5023.9	1525.98
\hat{s}	MPa	44.67	24.64	20.2976	20.2976	2.536
n	-	0.012	0.015	0.032472	0.032472	0.028
a	-	1.72	1.79	1.120371	1.120371	1.69

1.3. Essais de caractérisation

La caractérisation de l'alliage SAC305 comporte plusieurs étapes essentielles. Les observations optiques permettant d'identifier la microstructure de l'alliage doivent en effet précéder l'étude du comportement mécanique. Ces essais mécaniques ont ensuite pour but de générer suffisamment de données expérimentales permettant *in fine* de déterminer le modèle comportemental de l'alliage SAC305. Dans le cadre de cette thèse, les lois élastique et viscoplastique sont considérées. La connaissance de ces modèles de comportement est l'élément d'entrée principal permettant de calculer les contraintes et les déformations dans les joints de brasure au cours de sollicitations mécaniques et thermomécaniques. Ils seront en effet implémentés dans le logiciel de calculs éléments-finis utilisé pour modéliser les essais accélérés (ANSYS). Trois types d'éprouvettes de caractérisation sont considérés dans le cadre de l'étude du comportement de l'alliage SAC305. Du fait de leur microstructure respective, elles représentent chacune un certain degré de représentativité des joints d'interconnexion. L'étape de mise en forme des éprouvettes de test est donc prépondérante pour s'assurer de la bonne conduite des essais et de la pertinence des résultats obtenus. Bien que les faibles dimensions des joints de brasure réels n'autorisent pas la mesure directe des contraintes et des déformations, des essais de nanoindentation à l'échelle des interconnexions peuvent néanmoins être effectués afin de déterminer certaines propriétés mécaniques microscopiques. Une expérimentation particulière qui n'a encore jamais été réalisée dans le cas des alliages sans plomb a également été mise en place afin d'obtenir la courbe d'hystérésis contrainte - déformation en cisaillement dans les joints de brasure. Cette dernière, en plus de pouvoir valider la loi de comportement viscoplastique, est représentative de l'endommagement thermomécanique accumulé dans les interconnexions au cours de cycles thermiques.

1.3.1. Analyses microstructurales de joints SAC305 brasés après assemblage par refusion

Avant d'effectuer les différents essais de caractérisation permettant de déterminer les lois de comportement élastique et viscoplastique de l'alliage SAC305, il convient de bien identifier la microstructure de cet alliage. L'étude bibliographique précédente a mis en évidence les caractéristiques microstructurales propres aux interconnexions SAC305 sur le plan de la morphologie de grain notamment. Il s'agit donc ici de corroborer ces observations à partir de coupes micrographiques réalisées au niveau de différents composants CMS assemblés par refusion. L'objectif final étant de pouvoir reproduire cette microstructure au niveau des éprouvettes de caractérisation afin de garantir la pertinence des lois de comportement recalées. Afin de quantifier la granulométrie et l'orientation cristalline des brasures SAC305, une analyse EBSD est conduite pour chaque composant. Ces analyses sont effectuées à l'aide d'une caméra Nordlys II S et les cartographies EBSD sont réalisées en utilisant un pas de 0.10 μm . Les clichés sont ensuite post-traités en utilisant le logiciel Channel V d'Oxford Instruments.

a) Composants analysés

Les composants considérés ici sont assemblés sur une même carte électronique par brasage par refusion. Les profils thermiques appliqués lors du procédé d'assemblage ont fait l'objet d'une étude complète afin de déterminer l'influence du TAL et de la vitesse de refroidissement sur la microstructure finale des interconnexions SAC305. Du fait de l'inertie thermique de chaque matériau constitutif du PCB et des composants, un profil thermique est propre à chaque assemblage. Dans le cadre de ces travaux de thèse, les profils ont été définis de telle sorte que la microstructure obtenue soit

cohérente pour tous les assemblages. L'étude de la microstructure de l'alliage SAC305 après brasage par refusion se concentre ici sur cinq composants différents :

- 900 I/O Wafer Level Package (WLP900) - Topline (distributeur),
- 28 I/O Leadless Chip Carrier (LCC28) - Kyocera (fabricant),
- 50 I/O Thin Small Outline Package (TSOP50) - Practical (distributeur),
- 68 I/O Quad Flat No-leads package (QFN68) - Amkor (fabricant),
- Résistance 2512 (R2512) - Koa (fabricant).

La figure 1-23 suivante montre les photographies de ces composants prises à la binoculaire avec leurs dimensions respectives :

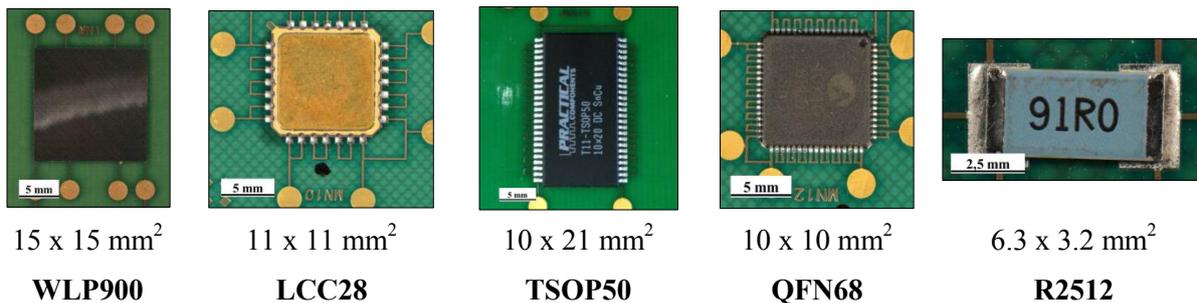
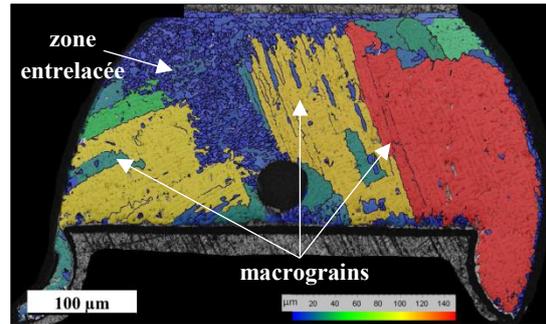
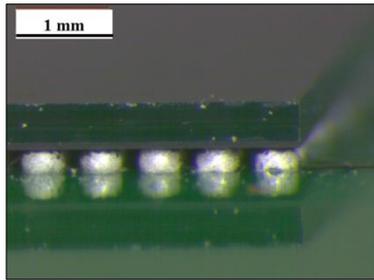


Figure 1-23 Clichés pris à la binoculaire montrant les différents composants CMS considérés pour l'analyse EBSD de la microstructure des joints brasés par refusion

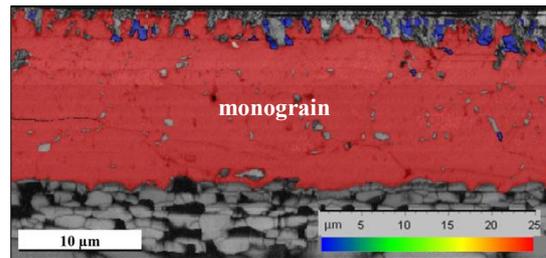
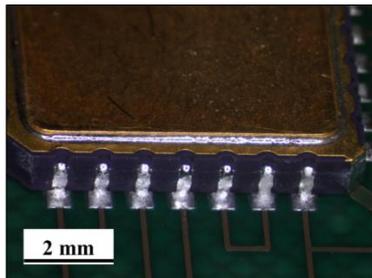
Ces boîtiers sont intéressants dans la mesure où ils présentent chacun des géométries de brasure différentes et plus ou moins complexes : billes de brasure (WLP900), jonction avec une broche (TSOP50) et joints avec une remontée de la brasure sur les côtés du composant (LCC28, R2512, QFN68). Les états de contrainte et déformation dans les joints de brasure sont donc très différents d'un composant à un autre.

b) Analyses EBSD

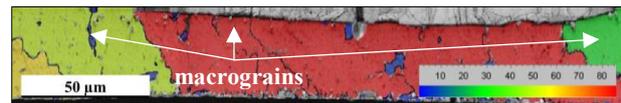
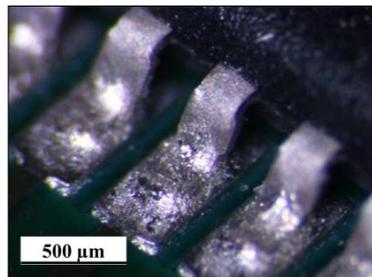
Afin de rendre compte de la microstructure des joints de brasure SAC305 après brasage par refusion, des analyses EBSD sont effectuées pour chaque composant. La figure 1-24 présente les différentes géométries des joints et l'analyse EBSD correspondante décrivant la taille de grains β -Sn. Il est intéressant de remarquer que, comme il l'a été mis en évidence à partir de l'étude bibliographique, les joints d'interconnexion SAC305 présentent systématiquement une morphologie de macrograins après brasage par refusion. Le nombre de macrograins par joint varie de l'unité à quelques macrograins. Ces derniers ont une taille du même ordre de grandeur que la brasure, conférant ainsi aux joints brasés une nature fortement anisotrope. Cette morphologie de macrograins a été observée quel que soit le boîtier analysé. Comme mentionné dans la littérature, la morphologie de grains d'étain β entrelacée peut également apparaître après assemblage. Elle est ainsi observable au niveau des joints de brasure des composants WLP900 et QFN68. Cette morphologie est cependant très localisée et apparaît de façon ponctuelle (les joints WLP900 et QFN68 ne présentent pas tous cette morphologie). Elle n'a en outre pas été observée dans la totalité d'une brasure.



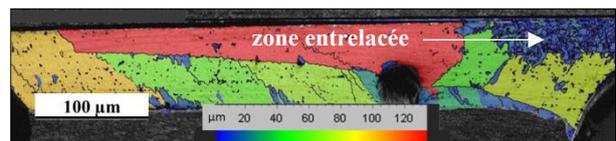
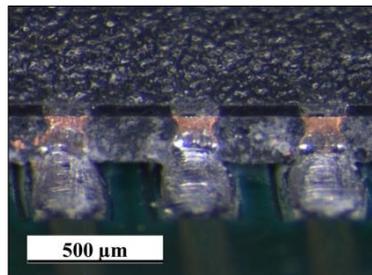
(a)



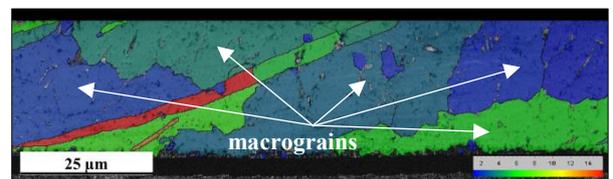
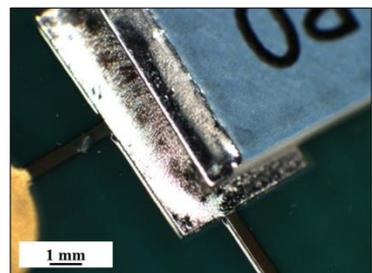
(b)



(c)



(d)



(e)

Figure 1-24 Détermination de la taille des grains β -Sn par analyse EBSD des joints de brasure de composants (a) WLP900, (b) LCC28, (c) TSOP50, (d) QFN68 et (e) R2512

Au-delà de la taille des grains β -Sn, il faut également s'intéresser à leur orientation cristalline. En effet, les études citées dans la partie bibliographique ont mis en évidence la dépendance des propriétés mécaniques de l'étain selon la direction. L'anisotropie d'un joint de brasure peut donc être quantifiée en identifiant l'orientation cristallographique de chaque macrograin. La figure 1-25 montre les résultats de l'analyse EBSD effectuée sur une bille de brasure du composant WLP900. Les macrograins et zones entrelacées sont visibles et il est intéressant de noter que quelle que soit la morphologie de grains β -Sn, les orientations cristallines sont les mêmes. Les trois couleurs (jaune, vert et orange) de la figure 1-25 (a) traduisent en effet les trois orientations privilégiées pour les cristaux d'étain dont les directions sont données par la figure de pôle inverse. La figure de pole représentée en figure 1-25 (b) traduit cette forte texturation cristallographique caractéristique de l'alliage SAC305 après brasage par refusion. Pour tous les composants analysés, le *Multiple of Uniform Density* est en effet largement supérieur à l'unité (MUD = 75.83 pour la bille de brasure du composant WLP900). L'analyse EBSD de la bille de brasure a également permis de mettre en évidence la présence de macles présentant un angle de 60° autour des axes $[100]$ ou $[010]$ (Figure 1-25 (c)). Il y a en effet une invariance par rotation de 90° autour de l'axe $[001]$ du fait de la structure quadratique centrée de la maille élémentaire de l'étain β . Par conséquent, le diagramme de distribution des désorientations cristallines présente une forte population de joints de grains autour de 60° (Figure 1-25 (d)). Ces joints de grains sont donc en réalité des joints de macles. Ces différentes observations sont cohérentes avec la présence de macles hexacycliques au niveau des interconnexions SAC305 après refusion et ont été observées pour tous les composants. En résumé, les joints de brasure SAC305 après brasage présentent une microstructure fortement texturée d'un point de vue cristallographique qui consiste en trois orientations privilégiées de macles se répétant de façon cyclique en faisant un angle de 60° autour de l'axe $[100]$ (ou $[010]$).

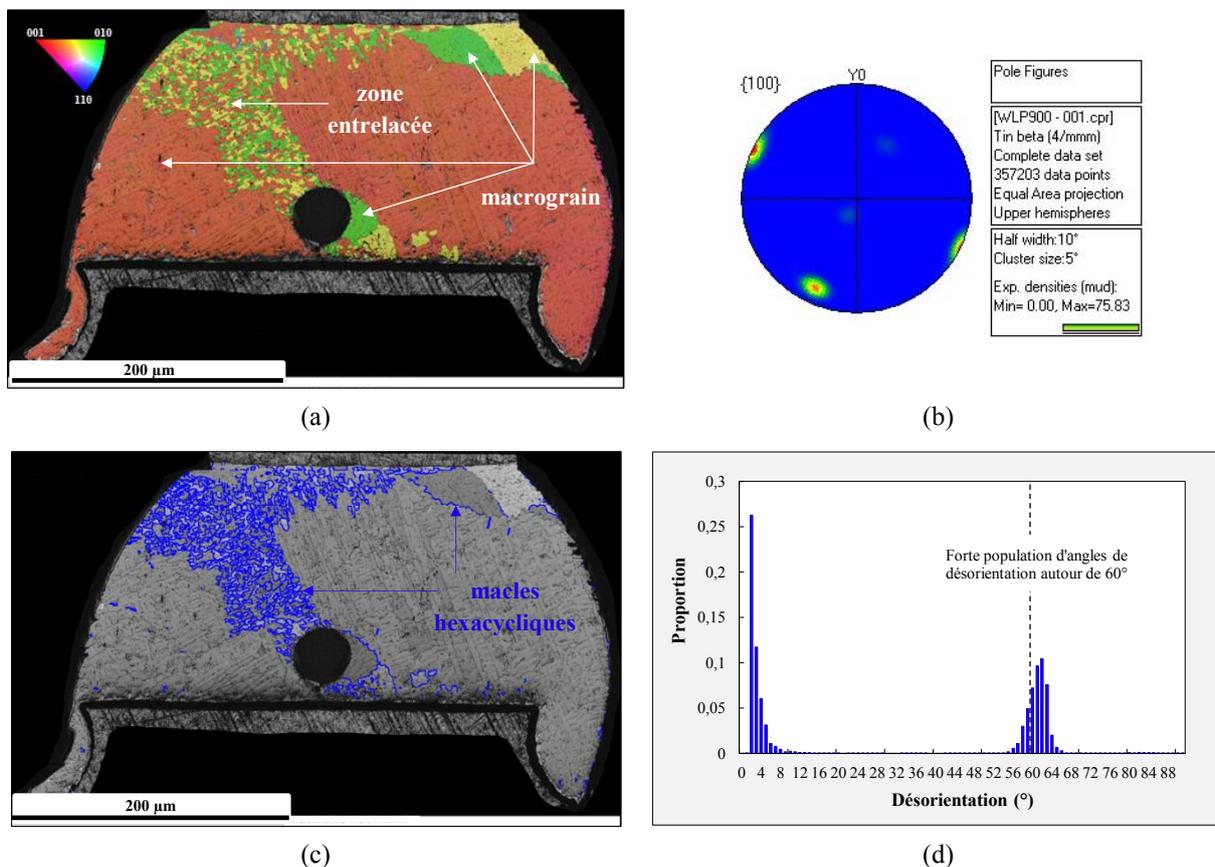


Figure 1-25 (a) Orientations cristallines d'une bille de brasure d'un composant WLP900 SA305 après refusion. (b) Figure de pole associée. (c) Identification des joints de macles. (d) Diagramme des désorientations cristallines dans la bille de brasure

Même si les morphologies de macrograins et entrelacée sont l'expression du même phénomène (mailage hexacyclique), les zones entrelacées restent encore peu caractérisées. Les facteurs identifiés influant sur l'apparition de ces grains sont le volume de brasure, la vitesse de refroidissement imposée lors du procédé d'assemblage et le matériau de finition. En jouant sur ces biais expérimentaux, il est possible d'imaginer des composants dont les joints de brasure possèderaient une morphologie principalement entrelacée. De par la faible taille des grains β -Sn par rapport à celle de la brasure, les propriétés mécaniques seraient donc « homogénéisées » et une telle interconnexion pourrait alors être considérée comme isotrope. De plus, il a été vu que pour ce type de morphologie, l'alliage SAC305 ne présentait pas de structure dendritique. Les zones entrelacées sont en effet caractérisées par une forte densité de particules Ag_3Sn de plus grandes tailles aléatoirement distribuées dans la matrice d'étain. Une interconnexion composée de grains entrelacés seraient donc également plus résistante aux déformations viscoplastiques du fait du blocage des dislocations. Il est donc intéressant de voir ici l'avantage potentiel d'une telle microstructure sur la réponse mécanique de l'alliage de brasure. Elle fera donc l'objet d'une caractérisation par nanoindentation dans la suite de ce chapitre.

À noter également que les diagrammes de désorientations cristallines obtenus dans le cadre de cette étude ont montré que les interconnexions présentant une morphologie uniquement constituée de macrograins étaient caractérisées par des angles de désorientation proches mais supérieurs à 60° . Les diagrammes correspondant aux joints de brasure présentant une morphologie de grains mixtes avec donc localement des zones entrelacées montrent quant à eux des angles de désorientation inférieurs et supérieurs à 60° (Figure 1-26). Ce résultat est en contradiction avec les travaux de Lehman et al. pour qui les morphologies de macrograins et entrelacée sont respectivement caractérisées par des rotations d'angles de 57.2° et 62.8° autour de l'axe $[100]$.

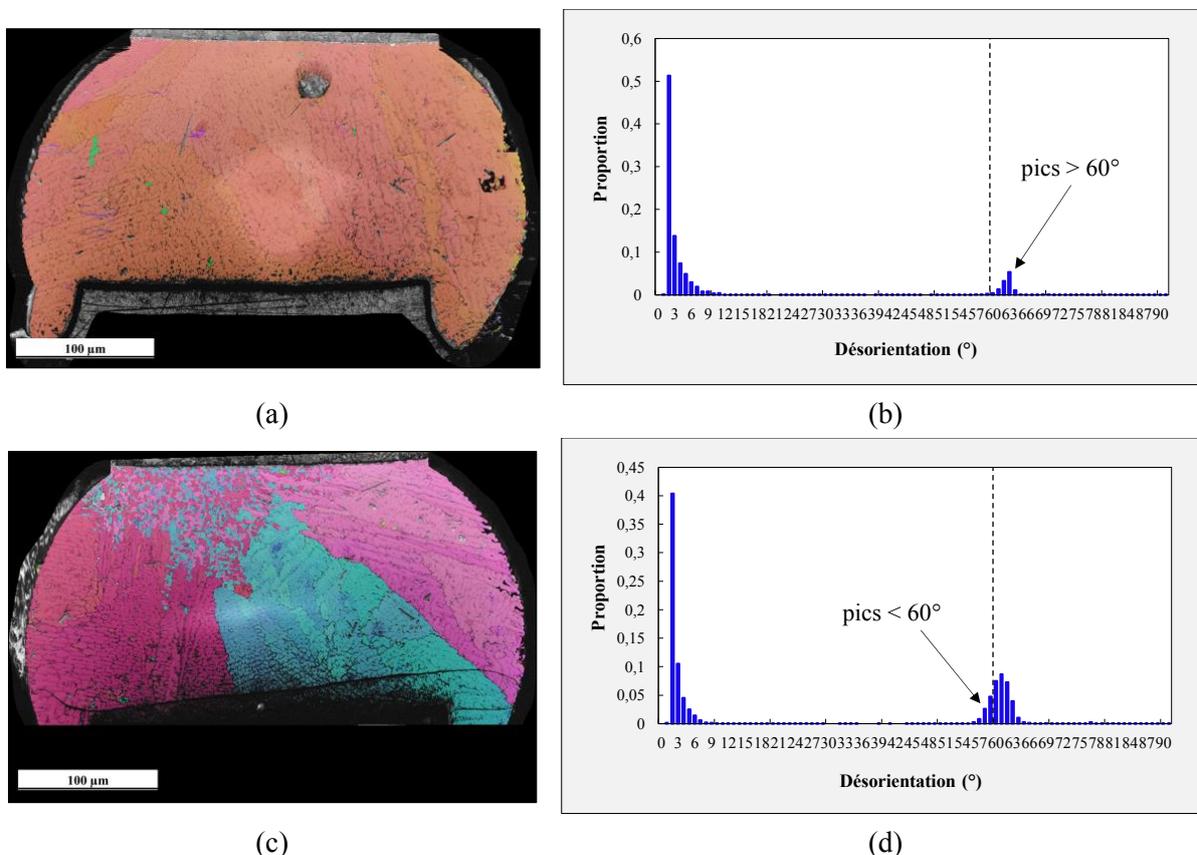


Figure 1-26 Variabilité de la structure cristalline observée sur différentes billes d'alliage SAC305. (a) Bille ne présentant pas de zones entrelacées et (b) diagramme de désorientation associé. (c) Bille composée de macrograins et grains entrelacés avec (d) son diagramme de désorientation correspondant

1.3.2. Éprouvettes issues du barreau d'alliage SAC305 laminé

a) Mise en forme des éprouvettes et approche expérimentale

À l'origine du programme ESP, des barreaux d'alliage SAC305 laminés ont été approvisionnés afin de mettre en forme des éprouvettes de caractérisation. Ces dernières ont été usinées par électroérosion à fil en s'affranchissant des effets de peau par prélèvement dans le plan de symétrie des barreaux. La microstructure des joints brasés après refusion n'ayant alors pas été investiguée en profondeur, la granulométrie de ces éprouvettes ne correspondait pas à celle observée sur les brasures. En effet, même si le barreau d'alliage laminé présente bien une structure dendritique, le diamètre moyen des grains d'étain β est significativement plus faible que celui observé au niveau des joints brasés après refusion. La figure suivante présente la géométrie des éprouvettes de caractérisation électroérodées avec la morphologie de grain β -Sn associée.

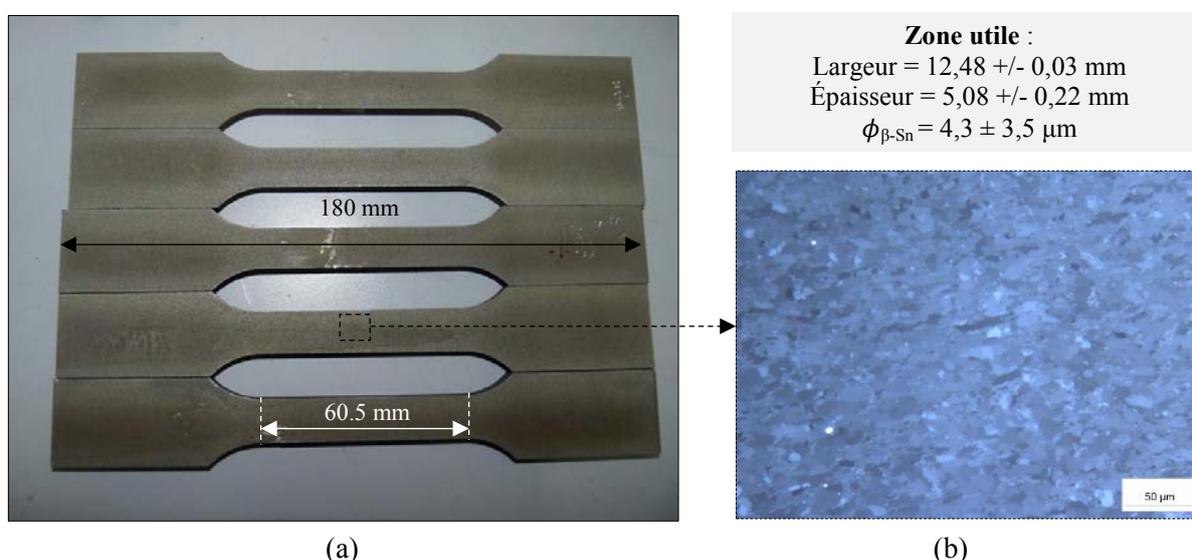


Figure 1-27 (a) Géométrie des éprouvettes de test. (b) Observation en lumière polarisée de la morphologie des grains β -Sn

L'étude du comportement mécanique de l'alliage SAC305 à partir de ces échantillons constitue donc une première approche « macroscopique » permettant néanmoins la mise en évidence qualitative de caractéristiques mécaniques. Différents essais de caractérisation isothermes ont ainsi été menés et ont permis de déterminer certaines propriétés mécaniques de l'alliage laminé :

- Essais de traction à -55°C, -40°C, 20°C, 85°C et 125°C,
- Essais de fluage à -55°C, 20°C et 125°C,
- Essais d'écrouissage-relaxation de contrainte à -55°C, 20°C et 125°C.

Trois éprouvettes par condition d'essai sont considérées dans le cas des essais de traction. Du fait du nombre limité d'éprouvettes et de la durée des essais, seulement un essai par condition est réalisé pour l'étude du fluage. Concernant les essais de relaxation de contrainte, deux éprouvettes par configuration sont utilisées. Cette campagne d'essais a été sous-traitée à l'Institut P².

b) Essais de traction monotone

Les essais de traction monotone isothermes ont été effectués pour une seule vitesse de déformation : $\dot{\epsilon} = 5.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Cette vitesse très lente a été choisie pour rendre compte des très faibles taux de déformation mis en jeu lors des essais, même accélérés, en cyclage thermique. Les

chargements en vibrations mettent en jeu des vitesses de déformation significativement plus importantes qui ne peuvent cependant pas être générées lors de ce type de test. La gamme de température choisie se situe dans l'intervalle thermique considéré pour les essais accélérés les plus contraignants du point de vue de la fatigue thermomécanique. Les essais ont été réalisés à l'aide d'une machine d'essais Instron 4505 d'une capacité maximale en charge de 100 kN, équipée de mors manuels auto-serrants et d'une enceinte thermique contrôlée à l'aide d'une sonde thermique PT100. La mesure de la déformation se fait à partir d'un extensomètre dont l'écart initial entre les bras vaut $L_0 = 25$ mm. Toutes les éprouvettes ont été testées jusqu'à rupture et ont permis de tracer les courbes représentatives de l'évolution thermique des propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 laminé. La figure suivante présente le dispositif expérimental utilisé ainsi qu'un zoom sur une éprouvette ayant subi une striction au cours de la traction.

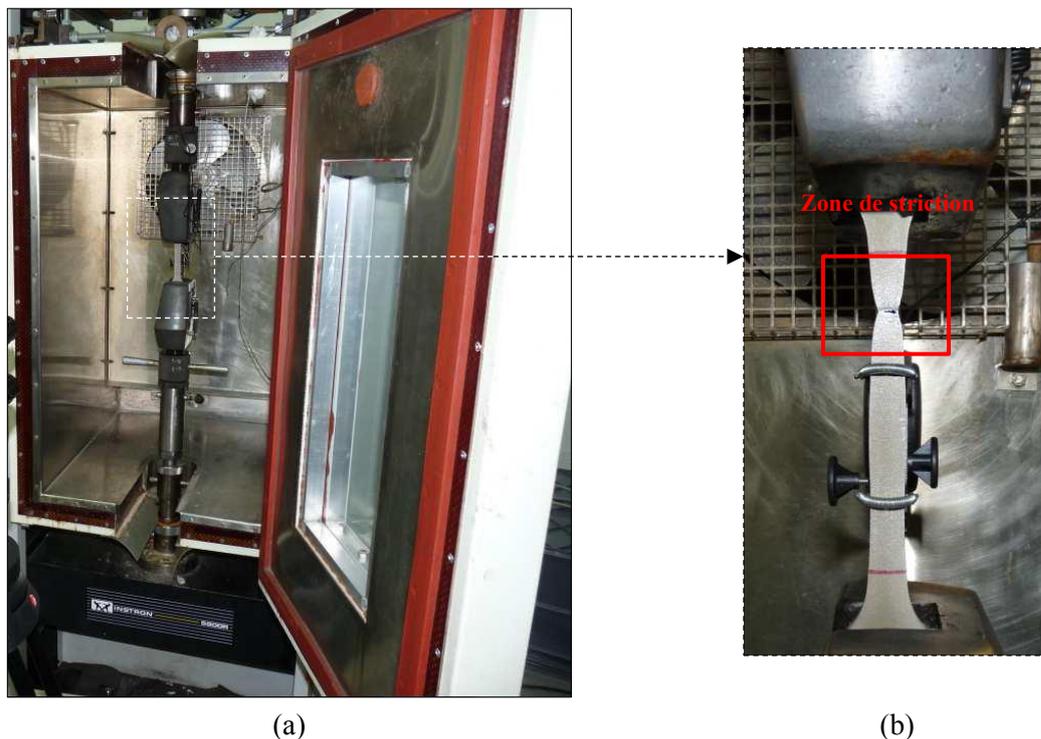
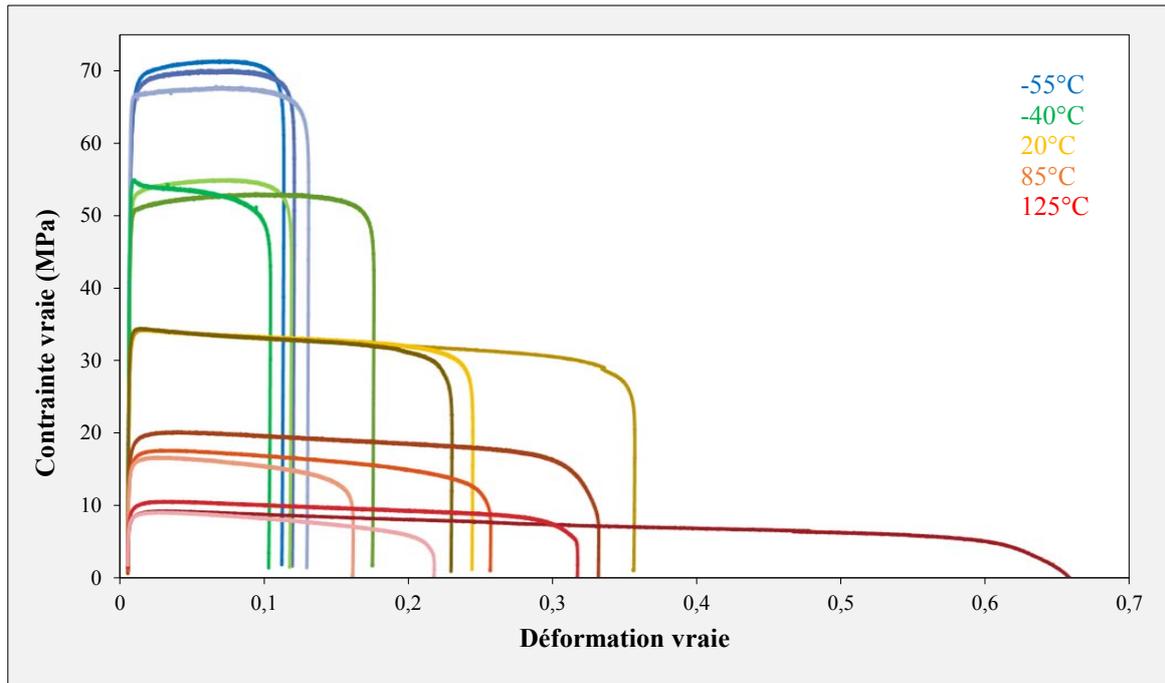
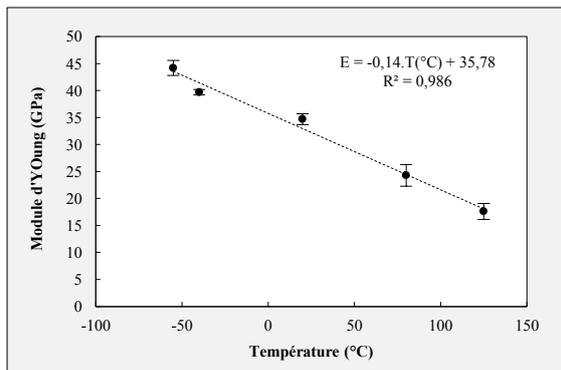


Figure 1-28 (a) Dispositif expérimental utilisé pour la caractérisation des éprouvettes coulées. (b) Observation de la striction de l'éprouvette après un test en traction

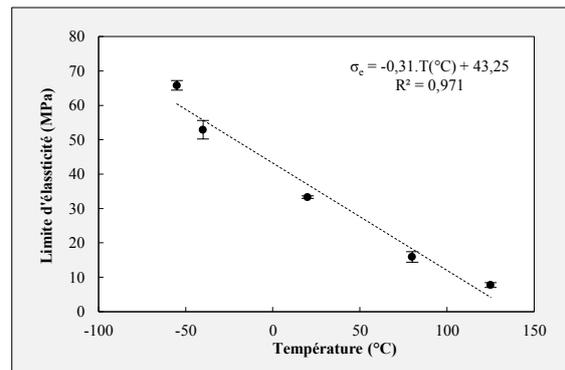
La figure 1-29 présente toutes les courbes de traction obtenues pour chaque température de test : -55°C , -40°C , 20°C , 85°C et 125°C . L'ordonnée correspond à la contrainte vraie $\sigma = F/S_0(1 + \Delta L/L_0)$ tandis que l'abscisse représente la déformation vraie $\varepsilon = \ln(1 + \Delta L/L_0)$ (F : force mesurée, S_0 : section initiale et L_0 : longueur initiale). Excepté l'allongement à rupture, il est intéressant de remarquer que pour une même configuration d'essai, les courbes isothermes obtenues sont assez similaires. La dispersion des résultats est en effet relativement faible ce qui tend à montrer que les essais sont répétables. Cette bonne répétabilité peut être expliquée par la morphologie de grains d'étain β dans la zone utile. En effet, même si les différentes orientations cristallographiques de l'étain lui confèrent des propriétés mécaniques différentes selon la direction (module d'Young et CTE), le fait d'avoir une granulométrie fine dans la zone utile permet en quelque sorte d'« homogénéiser » la microstructure. Tout se passe donc comme si l'alliage se comportait de façon isotrope. Plus cette zone utile sera de faibles dimensions, plus les effets anisotropes seront importants. L'évolution du module d'Young, de la limite d'élasticité (limite apparente pour 0,2% de déformation), de la contrainte maximale et de l'allongement à rupture en fonction de la température est également donnée dans la figure 1-29.



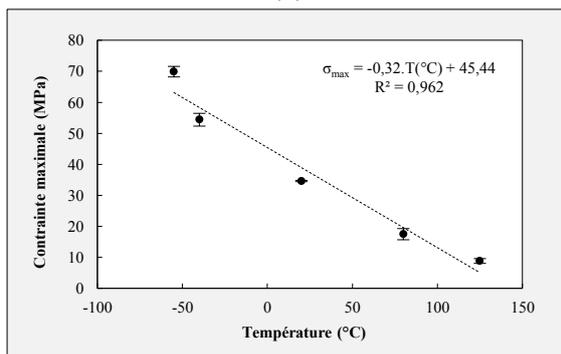
(a)



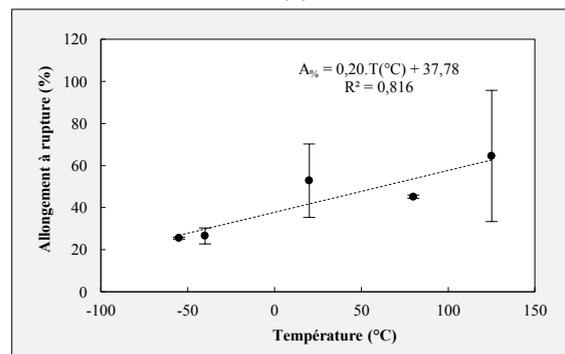
(b)



(c)



(d)



(e)

Figure 1-29 (a) Courbes de traction à différentes températures. (b) Module d'Young en fonction de la température. (c) Limite d'élasticité à 0,2% de déformation en fonction de la température. (d) Contrainte maximale en fonction de la température. (e) Allongement à rupture en fonction de la température

Les différents graphiques présentés montrent une augmentation de la ductilité de l'alliage SAC305 avec la température. Cette augmentation se traduit également par une striction plus importante au niveau des éprouvettes dont la caractérisation a été effectuée à hautes températures. Il est ainsi possible de définir un « indice thermique » caractérisant l'impact de la température sur le

comportement mécanique de l'alliage SAC305. Une analyse du faciès de rupture d'éprouvettes testées à -55°C , 20°C et 125°C a ainsi été menée par observation à la binoculaire et au microscope électronique à balayage afin de quantifier ces différences et d'évaluer l'impact de la température sur l'endommagement ductile de l'alliage SAC305. La figure 1-30 présente l'évolution du coefficient de striction en fonction de la température. L'indice thermique calculé ici représente la diminution de striction entre 20°C et -55°C .

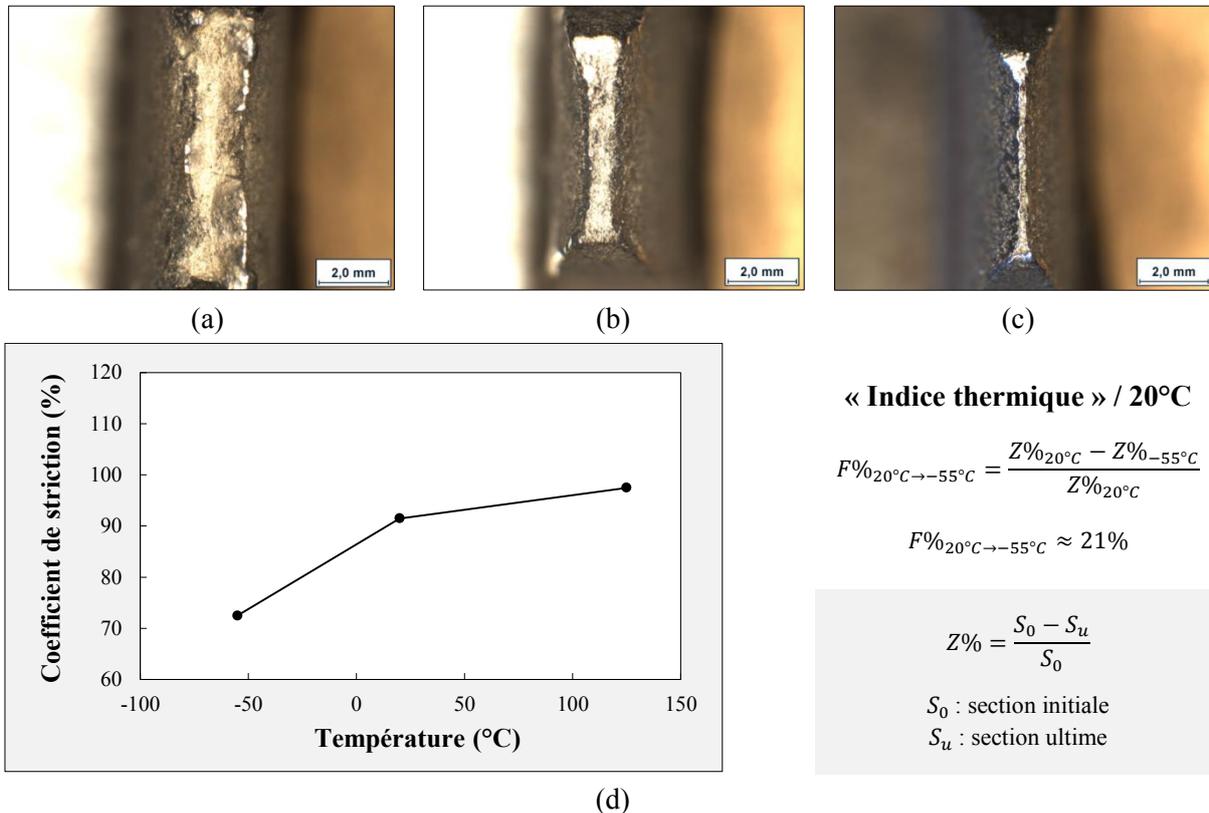


Figure 1-30 Faciès de rupture à (a) -55°C , (b) 20°C et (c) 125°C . (d) Coefficient de striction et exemple de calcul de l'indice thermique

En considérant ces mêmes éprouvettes et en les observant au MEB, il est intéressant de constater que quelle que soit la température d'essai, les éprouvettes présentent des faciès de rupture de type ductile avec présence d'une forte densité de cupules. Au cours de la traction, de fortes déformations plastiques locales se développent en effet entre ces cavités. Ces dernières sont cependant moins nombreuses et de dimensions plus importantes lorsque la température augmente (Figure 1-31 (a) - (c)). Dans le cas du matériau sans plomb étudié, il n'y a pas de transition ductile / fragile dans la gamme de température considérée mais il est important de noter que les différences métallurgiques observées au niveau de ces éprouvettes peuvent avoir une influence sur le comportement en fatigue de l'alliage SAC305. En ce qui concerne la tenue aux vibrations par exemple, des équipements électroniques peuvent être utilisés dans des environnements thermiques extrêmes où la température aura un rôle prépondérant dans la capacité des brasures à accommoder les déformations de l'assemblage. L'alliage SAC305 présentant également une faible température de fusion, la contribution viscoplastique des déformations est d'autant plus importante que la température augmente. Les différents calculs d'aire et de taille de cupules ont été effectués à l'aide du logiciel d'analyse d'images ImageJ.

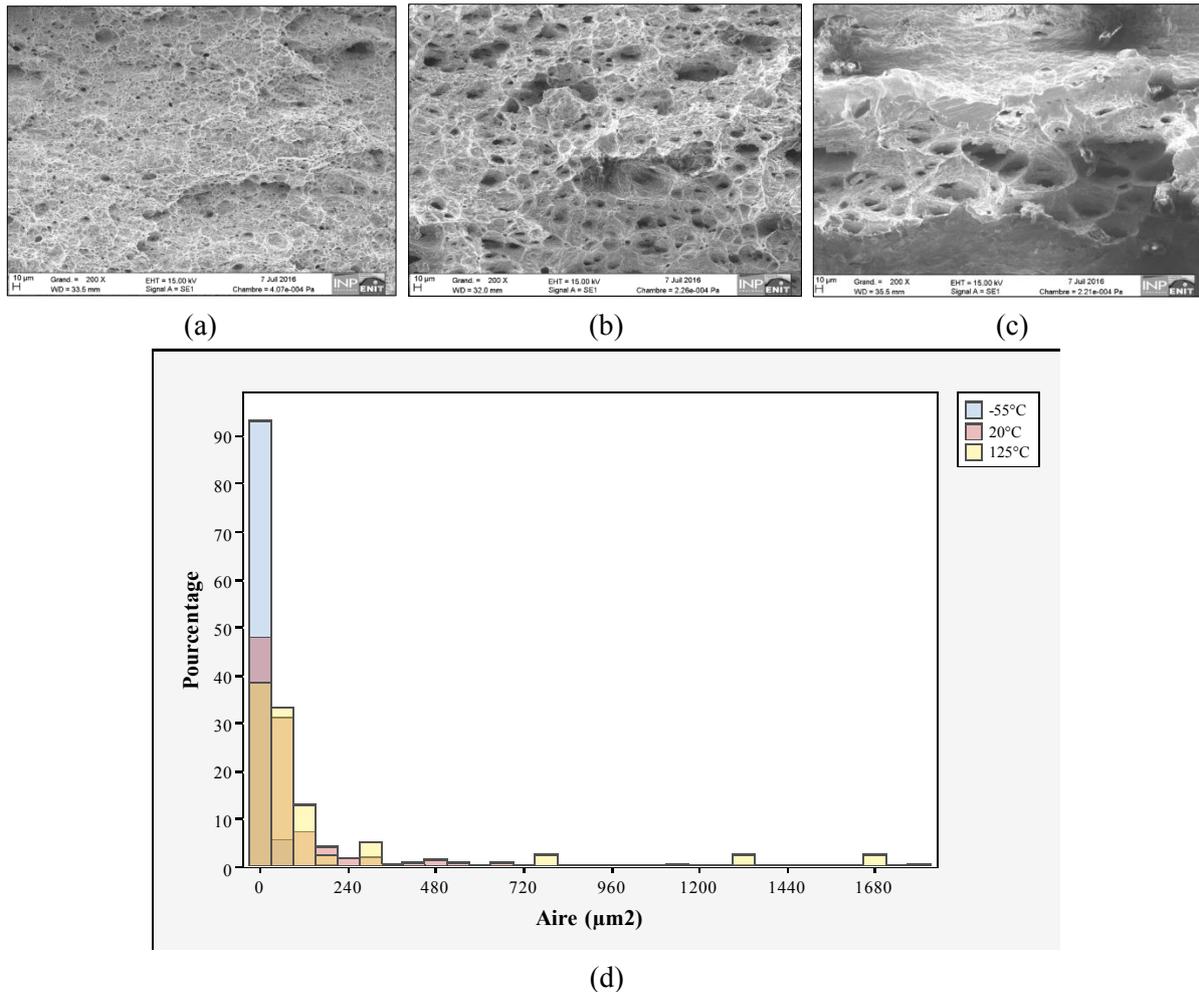


Figure 1-31 Faciès de rupture observés au MEB des éprouvettes testés à (a) -55°C, (b) 20°C et (c) 125°C. (d) Distribution de la taille des cupules selon la température

Il est clair au regard des observations faites au niveau des faciès de rupture que les déformations plastiques dominent les phases d'endommagement de l'alliage SAC305. La vitesse de déformation choisie pour ces essais étant particulièrement lente, les déformations plastiques dépendant de la température jouent également un rôle important dans cet endommagement. L'étude du comportement viscoplastique des éprouvettes de test est effectuée à travers des essais de fluage et de relaxation de contrainte.

c) Essais de fluage

Trois essais de fluage ont été réalisés, chacun correspondant aux températures suivantes : -55°C, 20°C et 125°C. Les chargements ont été définis en fonction de la contrainte maximale moyenne mesurée lors des essais de traction. Ils correspondent à 75% de la contrainte maximale mesurée pour chaque température : $0.75\sigma_{\max}(T)$. Les contraintes appliquées à -55°C, 20°C et 125°C sont donc respectivement de 52.5 MPa, 26 MPa et 6.6 MPa. La montée en charge s'effectue à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 5.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. La stabilisation thermique est garantie par un palier thermique d'une durée de deux heures avant chaque essai de fluage. Le test est ensuite conduit pendant une durée de quatre heures. La figure 1-32 présente les trois courbes de fluage obtenues pour chaque contrainte et température imposées. Elle donne la variation de la déformation inélastique en fonction du temps (partie élastique soustraite de la déformation totale).

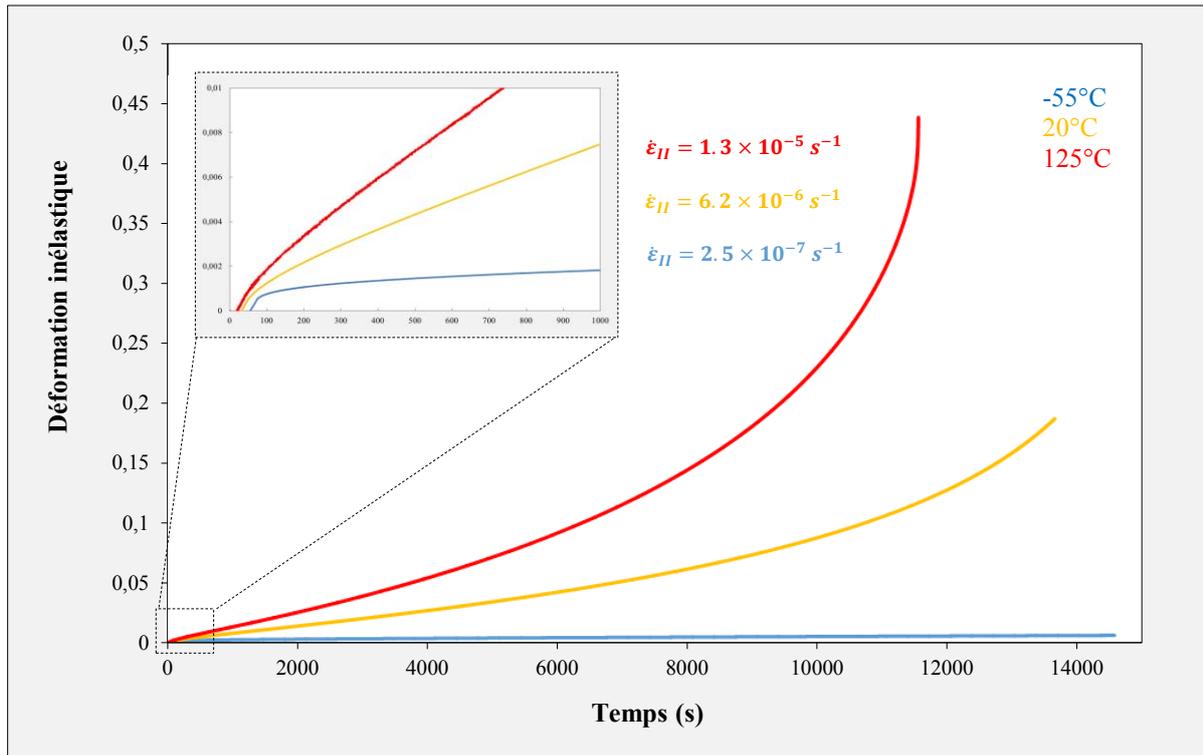


Figure 1-32 Courbes de fluage obtenues à -55°C, 20°C et 125°C pour une contrainte appliquée de $0.75 \sigma_{\max}(T)$

Un zoom au niveau des courbes obtenues montre que le fluage primaire est relativement faible en comparaison du fluage secondaire où l'écoulement stationnaire est établi. En ce sens, ce résultat semble contredire plusieurs études montrant que les déformations générées lors du fluage primaire ne sont pas négligeables pour les alliages SAC [109] [110]. Il faut cependant noter que le fluage primaire est dépendant de la charge imposée et de la température. Or dans le cadre de cette étude, seulement un niveau de contrainte a été testé par température. Les courbes obtenues ne sont que des cas particuliers dont la généralisation ne doit pas être effectuée. En ce qui concerne le fluage tertiaire caractéristique de l'endommagement, il est particulièrement marqué à 125°C puisqu'il représente environ la moitié de la durée totale de l'essai. Il est également intéressant de noter que l'alliage SAC305 flue très peu à -55°C pour le niveau de charge considéré (la déformation inélastique vaut en effet 5.5×10^{-3} après 14500 secondes).

d) Essais d'érouissage-relaxation de contrainte

Les essais d'érouissage-relaxation de contrainte sont intéressants dans la mesure où ils permettent d'évaluer la résistance aux déformations viscoplastiques de l'alliage SAC305. Pour ce type de déformation, les nouveaux matériaux sans plomb sont plus résistants que les alliages Sn-Pb plus ductiles. Pour un niveau de déformation donné, la relaxation des contraintes sera donc moins importante dans le cas des brasures SAC. Afin de mettre en évidence la dépendance thermique de cette résistance viscoplastique, des essais d'érouissage-relaxation de contrainte ont été effectués à -55°C, 20°C et 125°C. Quatre paliers de déformation imposée sont successivement appliqués et correspondent à une certaine proportion de la valeur de déformation mesurée lorsque la contrainte maximale est atteinte en traction : 25%, 50%, 75% et 100% de $\epsilon_{\max}(T)$. La montée jusqu'à cette valeur se fait à la même vitesse de déformation que celle définie pour les tests de traction ($\dot{\epsilon} = 5.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) et la durée des paliers correspondant à l'étape de relaxation de contrainte est de deux heures. La figure 1-33 présente les courbes d'érouissage successif pour chaque température de test.

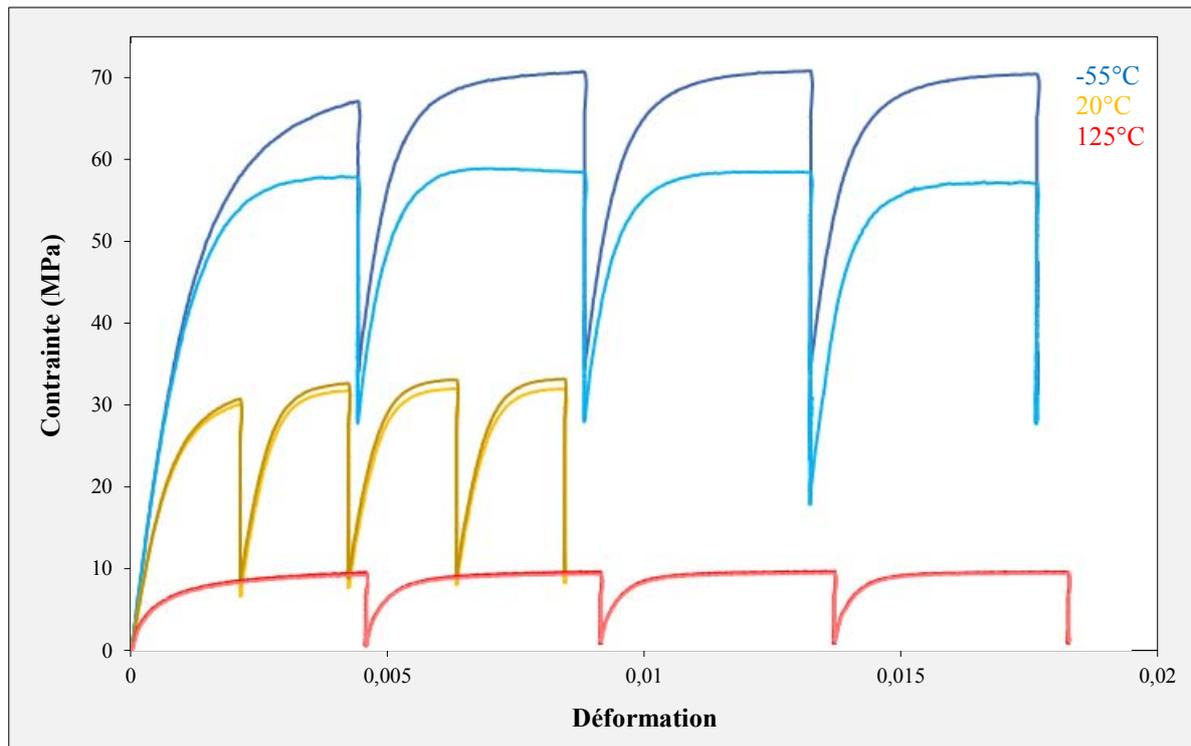


Figure 1-33 Courbes d'érouissage successif au cours des essais d'érouissage-relaxation

Même si seulement deux essais par configuration ont été effectués, il apparaît que l'expérimentation est répétable car la dispersion entre les courbes est très faible pour les tests menés à 20°C et 125°C. La différence est en revanche plus importante à -55°C. Il est intéressant de remarquer que l'enveloppe de chaque courbe correspond aux courbes de traction explicitées précédemment. Il est clair, au regard de ces mesures, que la contrainte diminue de façon significative lors du maintien en déformation. Cette diminution est d'autant plus accentuée que la température est élevée. La figure 1-34 est une représentation de l'évolution des contraintes au cours des tests d'érouissage-relaxation permettant d'observer l'évolution non-linéaire de la diminution des contraintes. Il y a en effet d'abord une baisse rapide de la contrainte lors des premiers instants du maintien en déformation, suivie d'une partie évoluant vers un état d'équilibre où le taux de relaxation est manifestement moins élevé. Ces parties de courbe très distinctes peuvent être interprétées en termes de mouvements de dislocations au sein de l'alliage SAC305. Comme explicité précédemment, sa microstructure est constituée de particules intermétalliques Ag_3Sn pouvant constituer des obstacles au mouvement des dislocations. Pour passer ces obstacles par des mécanismes de montée et détachement de dislocations, ces dernières doivent avoir suffisamment d'énergie. Cette énergie leur est fournie sous forme mécanique et thermique. Les relatives fortes contraintes rencontrées lors de l'initiation de la relaxation favorisent en effet le mouvement des dislocations et facilitent donc le passage des précipités internes. Au fur et à mesure que la contrainte diminue, la source d'énergie permettant le mouvement « fluide » des dislocations se tarie et celles-ci sont de fait plus facilement bloquées par les intermétalliques. Les phénomènes viscoplastiques étant activés en température, les mécanismes de montée et détachement de dislocations sont également facilités à hautes températures et il est donc logique d'obtenir des courbes montrant une relaxation de contrainte plus importante à 125°C et 20°C qu'à -55°C. À noter que les perturbations observées au niveau des courbes correspondant aux essais menés à -55°C sont dues à la régulation de la température qui n'a pas pu être assurée tout au long des essais. Ceux-ci étant en effet très longs (une dizaine d'heures environ), une bombonne de remplacement a été installée en cours d'essai.

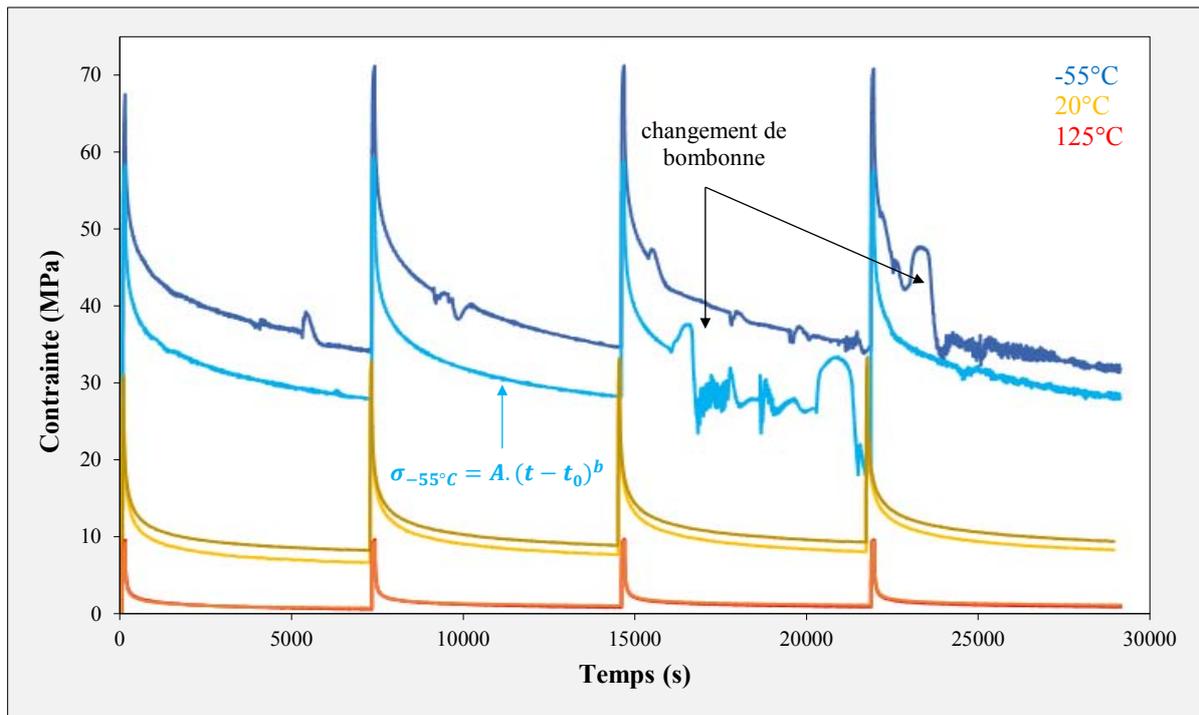


Figure 1-34 Évolution temporelle des contraintes au cours de l'essai d'érouissage-relaxation montrant leur diminution progressive lors du maintien en déformation

Afin de quantifier les écarts observés, la diminution de la contrainte a été calculée en début et fin de relaxation. De plus, pour chaque palier, la décroissance caractéristique de la relaxation peut être modélisée par une équation du type $\sigma_T(t) = A(T) \cdot t^{-b(T)}$. L'exposant $b(T)$ caractérise la vitesse de relaxation de l'alliage SAC305 et est dépendant de la température. Le tableau suivant récapitule ces différents résultats.

Tableau 1-1 Quantification de la relaxation des contraintes à différentes températures (les indices « i » et « f » signifient respectivement « initiale » et « finale »)

Température	-55°C	20°C	125°C
$\frac{\sigma_f - \sigma_i}{\sigma_i}$	-51%	-73%	-90%
b	~ 0.1	~ 0.2	~ 0.4

Ces valeurs montrent bien le rôle prépondérant joué par la température sur le comportement viscoplastique de l'alliage SAC305. En augmentant la température, le mouvement des dislocations est en effet thermiquement activé et le blocage par les précipités intermétalliques se trouve de fait progressivement inhibé. Le taux de relaxation augmente également avec la température et l'alliage SAC305 relaxe ainsi pratiquement la totalité des contraintes accumulées au cours de l'érouissage à 125°C. À l'inverse, pour le temps de relaxation considéré, la réduction des contraintes à -55°C est significativement moins importante puisque seulement 50% de la contrainte initiale est relaxée.

Cette première campagne de caractérisation a permis d'obtenir des données concernant le comportement mécanique de l'alliage SAC305. Les différents tests de traction isothermes montrant peu de dispersions ont ainsi permis de mettre en évidence la dépendance des propriétés mécaniques avec la température. Les essais de fluage ont également mis en évidence l'influence prépondérante de la température sur les déformations viscoplastiques générées. En particulier, pour le niveau de contrainte considéré, l'alliage SAC305 ne flue pas à -55°C. L'étude du comportement viscoplastique a

ensuite été complétée par l'analyse des essais d'érouissage-relaxation conduits à différentes températures. Les mesures ont montré que le matériau SAC305 est d'autant plus résistant aux déformations viscoplastiques que la température est basse. Tous ces résultats obtenus à partir d'éprouvettes qualifiées de « macroscopiques » du fait de leur microstructure brut laminée, donnent une vision globale et des tendances vis-à-vis du comportement mécanique des brasures SAC305. Il convient donc à présent d'étudier le comportement d'éprouvettes plus représentatives des joints brasés afin de mettre en évidence les différences fondamentales liées à la microstructure de l'alliage SAC305.

1.3.3. Éprouvettes coulées

a) Mise en forme de l'éprouvette et matrices d'essai

Le projet ESP évoluant, les connaissances métallurgiques concernant les brasures SAC305 se sont rapidement améliorées et il est devenu clair que la caractérisation de cet alliage devait s'effectuer en considérant la microstructure observée sur les joints d'interconnexion réels. Pour parvenir à un tel objectif au niveau d'éprouvettes ayant des dimensions significativement plus importantes que celles des joints de brasure, il était essentiel d'adapter les étapes clefs du procédé de brasage par refusion aux conditions de mise en forme accessibles en laboratoire. Il a donc été décidé de fabriquer des éprouvettes coulées à partir du barreau d'alliage laminé. La fabrication consiste à déposer un morceau d'alliage brut solide dans un moule (Figure 1-35 (a)), de le porter à 240°C (Figure 1-35 (b)) et de le faire refroidir à l'air libre (Figure 1-35 (c)). L'étape à 240°C dure environ 15 minutes afin de s'assurer que la totalité du bloc d'alliage est entrée en fusion. Le tout est ensuite retiré de l'étuve afin de procéder à la solidification de l'alliage. Le moule a en outre été percé afin de pouvoir installer une sonde de température qui a permis de mesurer une vitesse de refroidissement de 0.15°C/s. L'éprouvette obtenue est ensuite polie afin de supprimer les différents défauts surfaciques et d'éliminer les bavures générées lors de la solidification. Afin de vérifier la pertinence des éprouvettes coulées vis-à-vis de l'objectif microstructural initial, des coupes micrographiques ont été réalisées. Les observations au microscope optique révèlent bien les dendrites d'étain β caractéristiques de la microstructure observée après brasage par refusion (Figure 1-35 (d)). Les espaces interdendritiques sont également bien comblés par les particules intermétalliques Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 . Enfin, l'observation au microscope en lumière polarisée met bien en évidence la morphologie de macrograins observée au niveau des joints d'interconnexion après brasage par refusion, avec les trois orientations cristallographiques privilégiées (Figure 1-35 (e)). L'anisotropie intrinsèque des brasures est ainsi parfaitement restituée et l'apparente homogénéité des éprouvettes issues du barreau qui constituait une différence fondamentale avec la microstructure des joints brasés n'est ici plus un obstacle à la caractérisation de l'alliage SAC305. À noter que la morphologie de grains entrelacés n'a été observée que très ponctuellement au niveau des bavures résiduelles, là où le volume d'alliage est localement plus faible. Toutes ces observations post-solidification montrent que les éprouvettes coulées ont donc un bon niveau de représentativité des joints de brasure réels. Elles constituent donc une alternative intéressante aux éprouvettes issues du barreau d'alliage laminé à partir desquelles aucune loi de comportement n'a été déterminée. La figure 1-35 présente les étapes de fabrication des éprouvettes coulées ainsi que la microstructure et la morphologie de grains β -Sn obtenues après refroidissement.

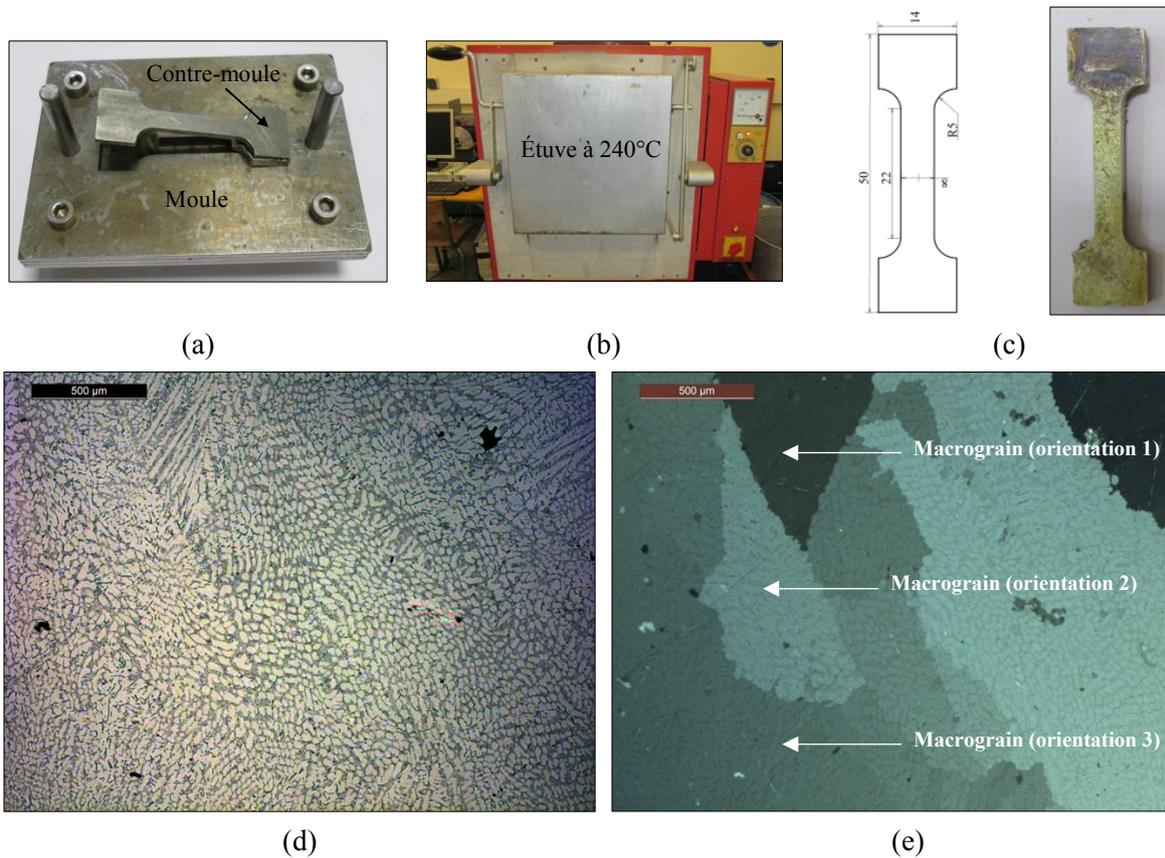


Figure 1-35 (a) Moule dans lequel est introduit le bloc d'alliage SAC305 et son contre-moule afin d'assurer la forme voulue. (b) Four montant jusqu'à 240°C afin de faire fondre l'alliage. (c) Obtention de l'éprouvette coulée après refroidissement et dimensions associées en mm. (d) Observation au microscope optique de la structure dendritique de l'éprouvette obtenue. (e) Observation sous lumière polarisée de la morphologie de l'éprouvette montrant bien des macrograins β -Sn caractéristiques des joints brasés avec leurs orientations cristallines correspondantes (niveaux de gris)

En comparant attentivement les deux clichés (Figures 1.35 (d) et (e)), il est intéressant de remarquer que l'orientation cristalline des grains β -Sn est bien corrélée à l'orientation des dendrites d'étain. Ceci confirme l'hypothèse selon laquelle le réseau cristallin de ces dendrites est le même que celui de la matrice d'étain de la phase eutectique adjacente et que la taille des grains d'étain est contrôlée par la formation des dendrites de la phase primaire. Des observations supplémentaires ont été faites et ont également permis de mettre en évidence des éprouvettes monograin ou ne comportant que très peu de grains (un à trois). Cette diversité quant à la microstructure anisotrope est cohérente avec les observations réalisées au niveau de billes de brasage après refusion qui peuvent révéler cette même dispersion pour un même composant. Du fait du polissage réalisé après fabrication, l'épaisseur des éprouvettes finales utilisées pour les essais de caractérisation est de 1.53 ± 0.24 mm. À noter également que certaines éprouvettes présentaient des porosités internes similaires aux *voids* rencontrés au niveau de joints d'interconnexion après brasage par refusion.

Un certain nombre d'éprouvettes coulées SAC305 a donc été fabriqué et une campagne d'essais de caractérisation a été définie avec pour objectif principal de déterminer le modèle de comportement viscoplastique d'Anand correspondant. Les propriétés mécaniques mesurées dans le cas des éprouvettes issues du barreau d'alliage laminé seront en outre comparées à celles obtenues avec les éprouvettes coulées. Deux types de tests ont été considérés ici : des essais de traction monotone à différentes vitesses de déformation et températures ainsi que des essais en fluage à différentes contraintes appliquées et températures. Cette caractérisation a été réalisée sur une machine de fatigue électromécanique Bose Electroforce 3200 permettant de monter jusqu'à 450 N de charge. Elle peut

être équipée d'une enceinte thermique afin de réaliser les tests en température. Le capteur de force permet de contrôler et/ou de mesurer la charge au cours des essais et les déformations sont mesurées à l'aide d'un extensomètre mécanique haute température Epsilon 3442 dont la distance entre les bras est de

12 mm. Les deux tableaux suivant présentent les matrices de test concernant les essais de traction monotone et de fluage en température.

Tableau 1-2 Matrice de test pour les essais de traction monotone isothermes (19 essais au total)

TRACTION		Température				
		-10°C	0°C	20°C	80°C	125°C
Vitesse de déformation	10^{-5} s^{-1}	-	-	2	-	-
	10^{-4} s^{-1}	-	-	3	-	-
	10^{-3} s^{-1}	3	1	3	2	2
	10^{-2} s^{-1}	-	-	3	-	-

Tableau 1-3 Matrice de test pour les essais de fluage isothermes (11 essais au total)

FLUAGE		Température		
		20°C	80°C	125°C
Contrainte	5 MPa	1	-	-
	10 MPa	2	2	2
	12.5 MPa	2	-	-
	15 MPa	2	-	-

Les essais en fluage à basses températures n'ont pas pu être exploités correctement du fait de la régulation thermique n'ayant pas pu être assurée tout au long du test. La pression dans la bouteille d'azote liquide était en effet inférieure à celle requise pour assurer une température constante dans l'étuve. De plus, du fait de l'humidité présente et de la condensation, les bras de l'extensomètre « glissaient » sur l'éprouvette lors de la montée en charge et même aléatoirement au cours du fluage. La figure suivante présente le dispositif expérimental mis en place pour les essais de caractérisation.

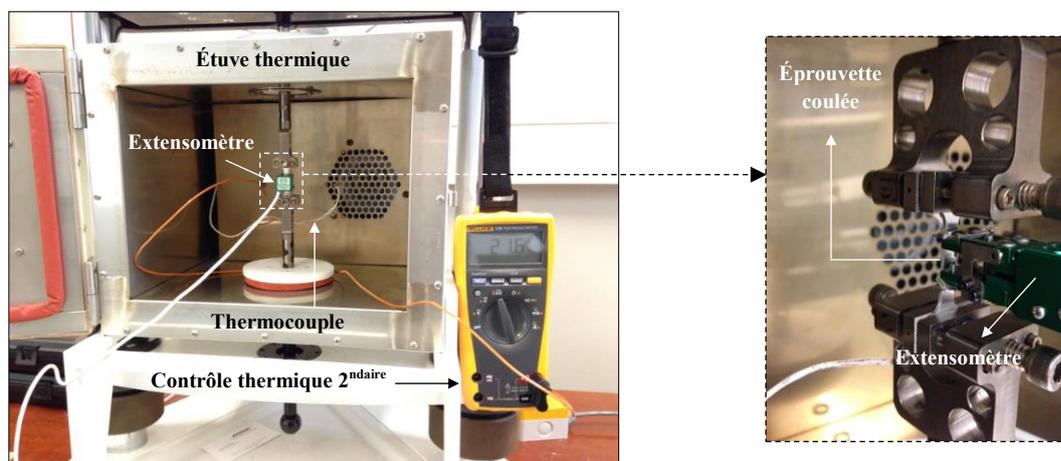


Figure 1-36 Dispositif expérimental utilisé pour les essais en traction et fluage en température

La section de chaque éprouvette testée est mesurée afin de pouvoir calculer la contrainte à partir des courbes force - déplacement. Contrairement aux essais réalisés avec les éprouvettes issues du barreau d'alliage laminé, les tests ne sont pas menés jusqu'à rupture de l'éprouvette coulée afin d'éviter d'endommager l'extensomètre mécanique.

b) *Mesures préliminaires du module d'Young et du coefficient de Poisson*

Des mesures du module d'Young et du coefficient de Poisson ont tout d'abord été réalisées à température ambiante par la méthode des ultrasons. Celle-ci se base sur la mesure de la vitesse de propagation des ondes longitudinales et transverses dans le matériau dont la densité doit préalablement être déterminée ($\rho_{\text{SAC305}} = 7.4 \text{ g/cm}^3$) :

$$E = \frac{V_L^2 \rho (1 + \nu)(1 - 2\nu)}{1 - \nu} \quad (1-16)$$

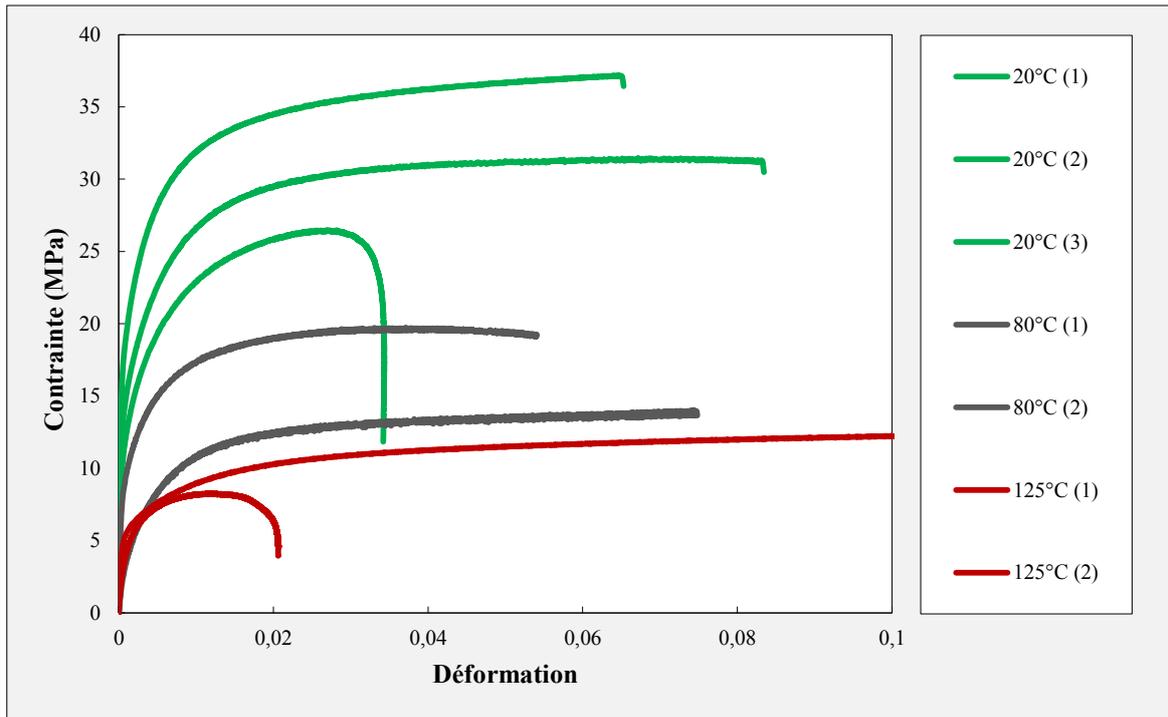
$$\nu = \frac{1 - 2(V_T/V_L)^2}{2 - 2(V_T/V_L)^2} \quad (1-17)$$

E	Module d'Young
ν	Coefficient de Poisson
ρ	Masse volumique
V_L	Vitesse longitudinale
V_T	Vitesse transverse

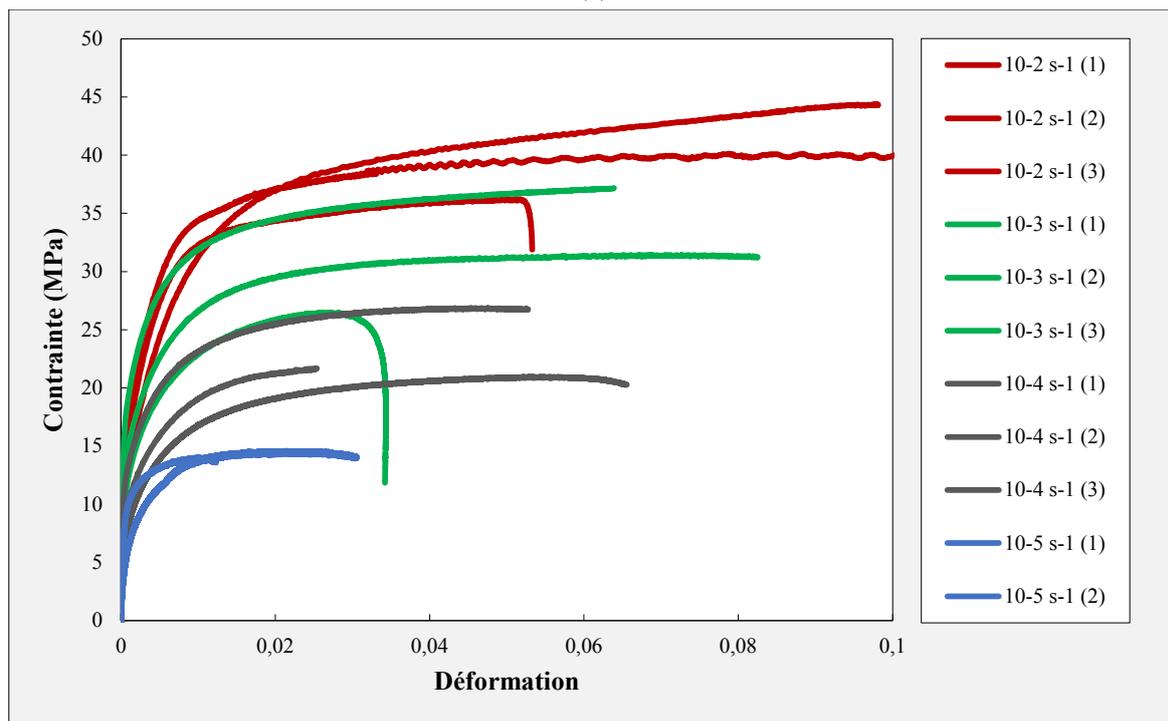
Les mesures effectuées sur deux éprouvettes coulées ont permis d'obtenir une valeur de module d'Young $E = 45.10 \pm 2.77 \text{ GPa}$ et de coefficient de Poisson $\nu = 0.36$. Sawara et al. de la société Almit Technology ont également déterminé un coefficient de Poisson $\nu = 0.36$ à partir d'éprouvettes macroscopiques d'alliage SAC305 [111]. Pour rappel, Nguyen et al. ont mesuré un coefficient de Poisson pour l'alliage SAC305 égal à 0.42 [94]. La valeur du module d'élasticité à 20°C mesuré est cohérente avec les résultats de la littérature.

c) *Essais de traction monotone*

L'objectif de ces essais de traction monotone est de mettre en évidence la nature viscoplastique de l'alliage SAC305. Cette composante visqueuse caractéristique du comportement mécanique des joints de brasure est particulièrement importante lorsqu'il s'agit de décrire la tenue en fatigue thermomécanique des joints d'interconnexion. Les variations thermiques étant relativement lentes lorsque les équipements électroniques sont utilisés en conditions réelles, les sollicitations en fluage et relaxation de contrainte ont en effet le temps de s'établir et de participer activement à l'endommagement des joints de brasure. Selon le type de composant, cet endommagement sera plus ou moins important. Afin de couvrir un domaine de contraintes le plus large possible, plusieurs vitesses de déformation ($\dot{\epsilon}$) et températures (T) ont donc été considérées (Tableau 1-2). En faisant varier la vitesse de déformation à température constante et en faisant varier la température pour une vitesse de déformation fixe, la variation des propriétés mécaniques selon ces deux paramètres peut être déterminée. La figure 1-37 présente toutes les courbes de traction obtenues pour différentes valeurs de $\dot{\epsilon}$ et T . L'ordonnée correspond à la contrainte vraie tandis que l'abscisse représente la déformation vraie.



(a)



(b)

Figure 1-37 Courbes de traction obtenues pour différentes (a) températures à 10^{-3} s^{-1} et (b) vitesses de déformation à 20°C

Les courbes correspondant à 20°C , 80°C et 125°C mettent bien en évidence l'influence thermique sur la réponse mécanique de l'alliage SAC305. Plus la température est élevée, moins l'alliage a besoin d'énergie pour se déformer et moins la contrainte est élevée. En réalité, pour une vitesse de déformation donnée, plus la température augmente et plus le phénomène microstructural de restauration dynamique devient prépondérant et a donc pour conséquence de réduire les contraintes. Ce phénomène est en effet caractérisé par un réarrangement des dislocations au cours de la

déformation permettant de diminuer leur densité et donc de diminuer l'écroissage des grains β -Sn généré au cours de la traction. Même si la partie élastique est faible et peu visible sur ces courbes, il existe une dépendance du module d'Young et de la limite d'élasticité avec la température. Compte-tenu des larges excursions thermiques rencontrées par les assemblages électroniques au cours de leur cycle de vie, il est donc essentiel de pouvoir évaluer la dépendance des propriétés mécaniques par rapport à la température.

Les vitesses de déformation mises en jeu au niveau des joints de brasure sont très différentes selon le type de produit dans lesquels les assemblages électroniques sont embarqués et c'est pourquoi des valeurs couvrant quatre ordres de grandeur ont été considérées (10^{-5} s^{-1} à 10^{-2} s^{-1}). Concernant les essais effectués à 20°C , l'influence cinétique est ainsi également mise en évidence puisque des vitesses de déformation importantes génèrent de plus importantes contraintes que celles rencontrées lors de vitesses plus faibles. Il apparaît également que la ductilité de l'alliage SAC305 diminue lorsque la vitesse de déformation diminue. Pour une température donnée, lorsque la vitesse de déformation est importante, le phénomène d'écroissage est prépondérant et la contrainte mesurée sera donc d'autant plus grande. Au contraire, pour une vitesse de déformation plus faible, la contribution du phénomène de restauration dynamique n'est plus négligeable et les contraintes sont donc moins élevées. Au niveau de la partie élastique dont l'étendue est relativement faible et donc peu visible sur le graphique, le module d'Young présente également une sensibilité avec la vitesse de déformation. Comme il le sera explicité au chapitre 2, l'hypothèse élastique est souvent retenue lorsqu'il s'agit d'évaluer la fatigue polycyclique des joints de brasure (c'est-à-dire pour des nombres de cycle à défaillance importants), caractéristique des chargements vibratoires. L'estimation de la limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation est donc essentielle afin de valider cette hypothèse.

L'influence de la température et de la vitesse de déformation est particulièrement importante pour les métaux et alliages présentant une faible température de fusion. Ces sensibilités thermique et cinétique sont respectivement dues aux phénomènes de restauration dynamique et d'écroissage ayant lieu pendant les tests de caractérisation. Les courbes de traction présentant ces dépendances sont donc la traduction macroscopique des phénomènes microscopiques se déroulant à l'échelle atomique (mouvements de dislocations, diffusion de lacunes, glissement aux joints de grains etc.). L'alliage SAC305 étant utilisé dans diverses applications et dans des gammes de température homologues élevée, il est important de déterminer la dépendance des propriétés mécaniques vis-à-vis de ces deux paramètres thermique et cinétique. Les graphiques suivants présentent les lois déduites à partir des données expérimentales décrivant le module d'Young, la limite d'élasticité et la contrainte maximale en fonction de la température et de la vitesse de déformation (Figure 1-38). Les courbes caractéristiques de la dépendance thermique des propriétés mécaniques obtenues pour les éprouvettes issues du barreau sont également redonnées à titre de comparaison (courbes rouges).

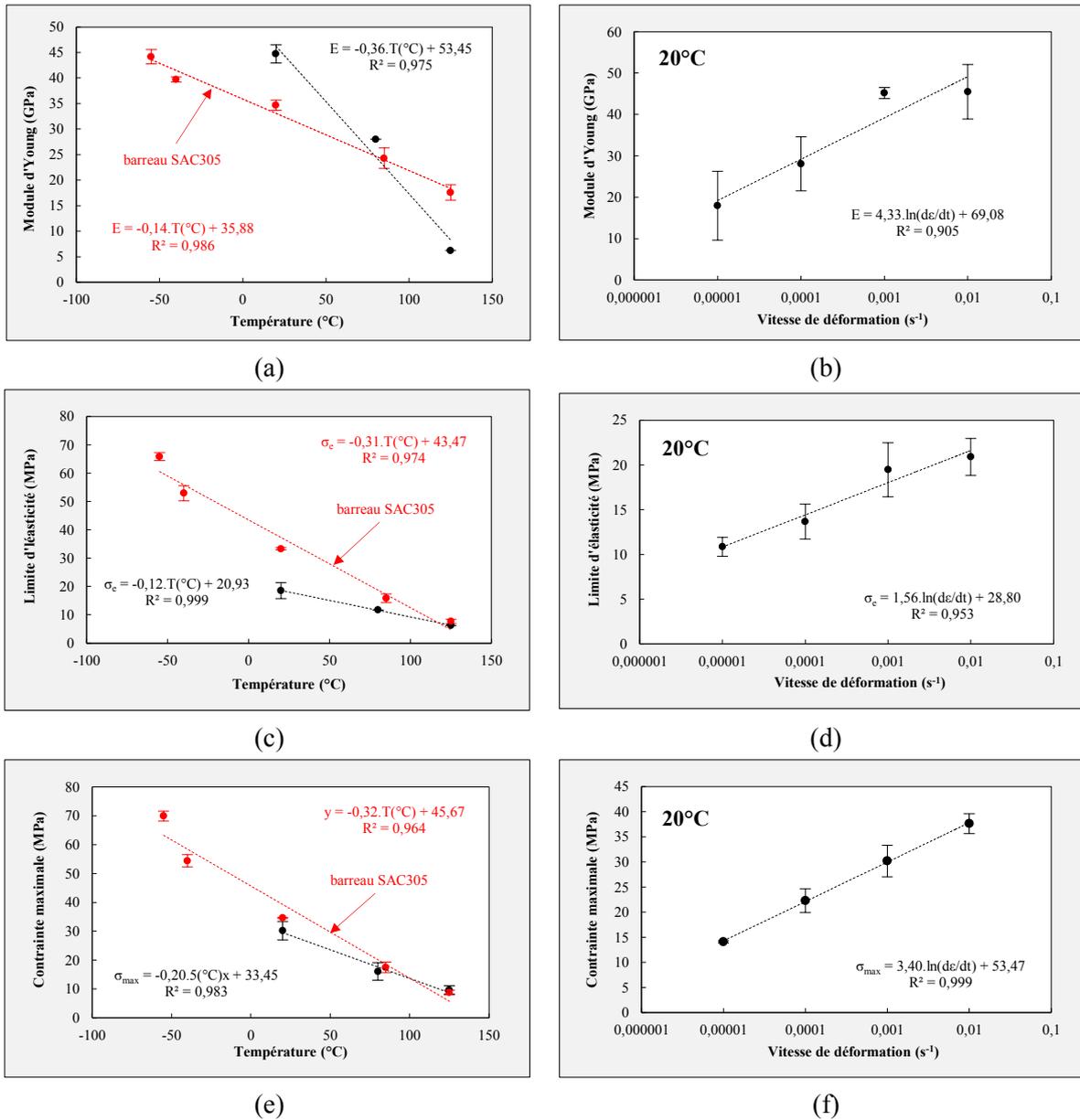


Figure 1-38 Module d'Young en fonction de (a) la température et de (b) la vitesse de déformation. Limite d'élasticité à 0.2% en fonction de (c) la température et de (d) la vitesse de déformation. Contrainte maximale en fonction de (e) la température et de (f) la vitesse de déformation (essais isothermes menés à 10^{-3} s^{-1} pour les éprouvettes coulées et $5.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ pour les éprouvettes issues du barreau)

Les propriétés mécaniques (E , σ_e et σ_{max}) de l'alliage SAC305 varient linéairement avec la température. Du fait de l'augmentation de la ductilité et de la prépondérance des déformations viscoplastiques lorsque la température augmente, les propriétés mécaniques diminuent avec la température. Il y a de plus des différences non négligeables entre les résultats obtenus avec les éprouvettes coulées et les éprouvettes de caractérisation issues du barreau d'alliage SAC305. C'est particulièrement le cas avec le module d'Young dont les valeurs déterminées avec les éprouvettes brutes sont notablement différentes à 20°C de celles mesurées avec les éprouvettes coulées. Les courbes se croisent ensuite autour 80°C-85°C où les valeurs sont relativement proches avant de s'éloigner à nouveau à 125°C. Du fait de la transition continue entre les parties élastique et plastique à haute température, les modules d'Young à 80°C et 125°C n'ont pu être mesurés que pour un essai chacun. C'est finalement la résistance maximale qui montre le moins de différences entre les éprouvettes. À 20°C, la différence n'est que de 13% et diminue jusqu'à 9.5% à 125°C. Compte-tenu

du nombre d'éprouvettes coulées limité, il est difficile de considérer les équations associées comme des résultats quantitatifs robustes. L'anisotropie recherchée initialement est également source de dispersions des résultats qui délestent les équations du niveau de confiance nécessaire à leur bonne utilisation. Couplées aux résultats des éprouvettes brutes, elles donnent néanmoins une bonne vision qualitative de l'évolution des propriétés mécaniques avec la température.

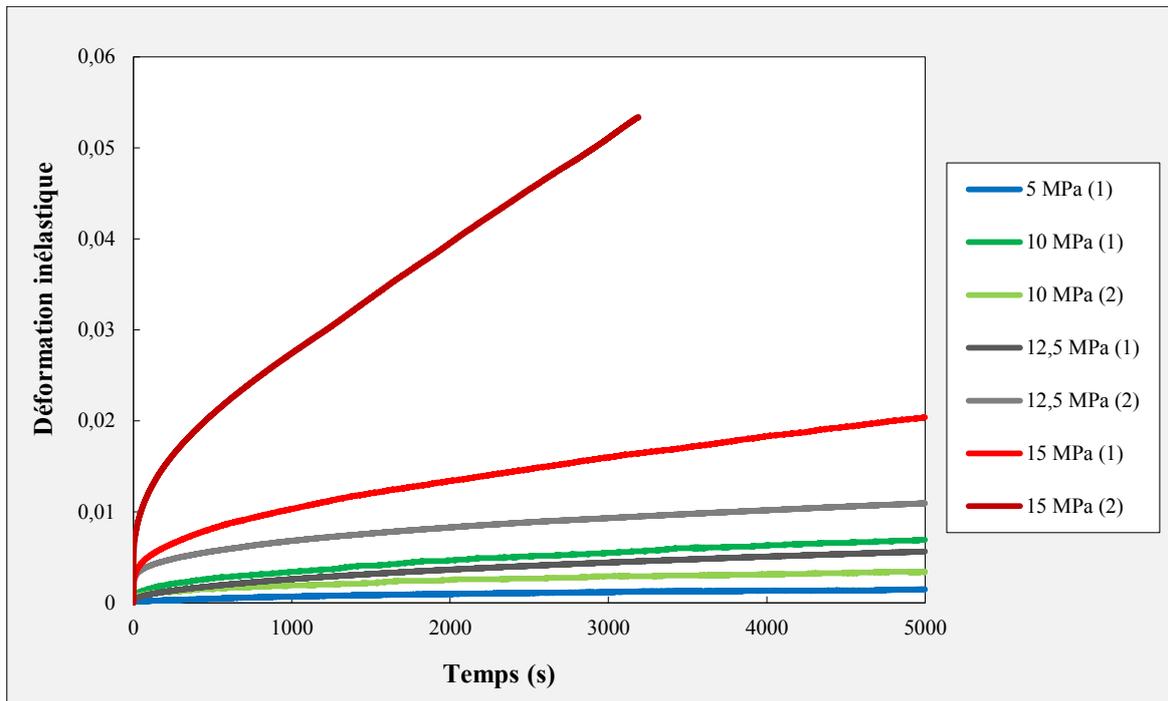
En ce qui concerne la dépendance cinétique de l'alliage SAC305, il y a également une variation linéaire des propriétés mécaniques mais cette fois-ci avec le logarithme népérien de la vitesse de déformation. Le module d'Young, la limite d'élasticité ainsi que la contrainte maximale augmentent avec la vitesse de déformation ce qui est cohérent avec les résultats issus de l'étude bibliographique. Cette augmentation des propriétés mécaniques avec la vitesse de déformation peut être expliquée par la prédominance de l'écrouissage « inhibant » le phénomène de restauration dynamique n'ayant pas le temps de s'établir et donc d'adoucir le matériau. L'évaluation de la dépendance des propriétés mécaniques avec la vitesse de déformation est particulièrement importante dans l'optique d'établir des lois de fatigue polycyclique. Compte tenu des fortes vitesses de déformation mises en jeu lors des essais en vibrations, la modélisation des essais mécaniques à température ambiante et basses températures pourra ainsi être effectuée en ne considérant que les propriétés élastique de l'alliage SAC305.

d) Essais de fluage

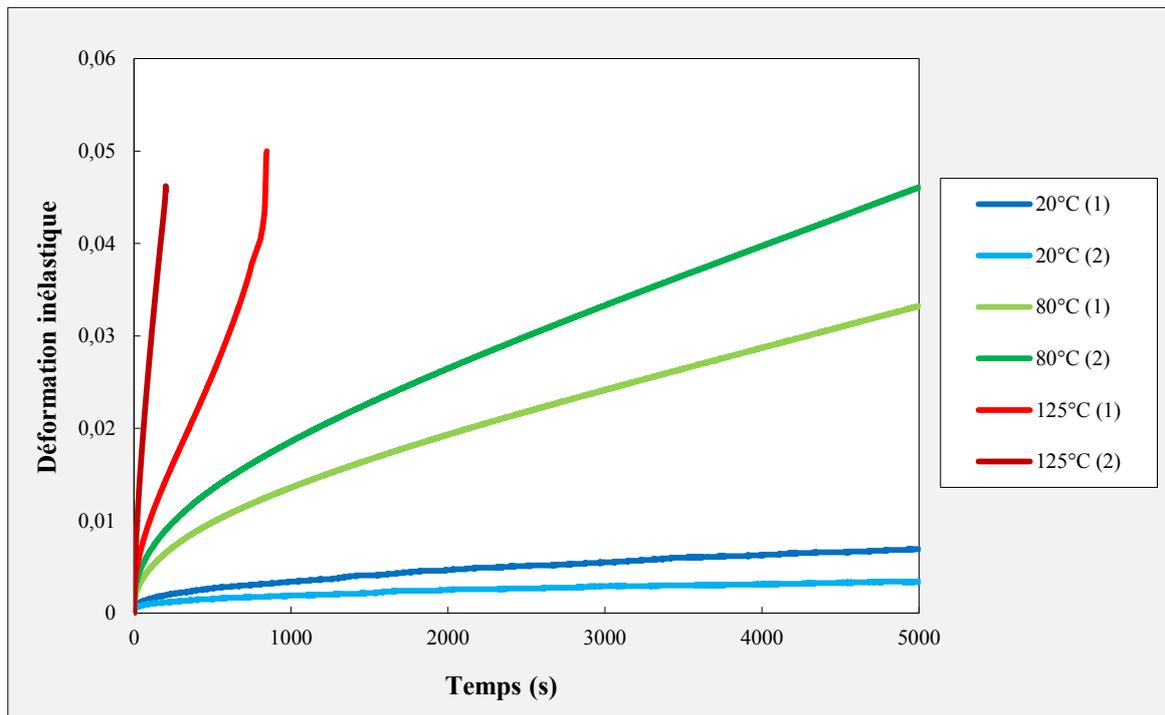
Les essais de fluage ont été réalisés afin de générer suffisamment de résultats permettant de déterminer les paramètres du modèle d'Anand. Celui-ci étant intégré dans l'outil de calcul ANSYS utilisé à Safran Electronics & Defense, il a en effet été sélectionné pour modéliser le comportement viscoplastique de l'alliage SAC305. Les tests ont été effectués à différentes températures et contraintes imposées pendant 5000 secondes (Tableau 1-3). En ce qui concerne les essais à basses températures, ceux-ci ont été largement perturbés par les problèmes de sous-pression dans la bouteille d'azote liquide empêchant la bonne régulation de la température dans la chambre thermique. Ce problème a obligé l'opérateur à ajuster la température tout au long des essais de fluage, générant ainsi des perturbations au niveau des courbes obtenues. De plus, du fait des limitations en charge de la machine de traction, une gamme limitée de contraintes a pu être considérée. La figure 1-39 présente toutes les courbes de fluage obtenues pour différentes valeurs de σ et T . L'ordonnée correspond à la déformation inélastique $\varepsilon_{in}(t) = \varepsilon(t) - \sigma/E$ et l'abscisse au temps t .

Les essais de fluage effectués à température ambiante pour des contraintes imposées variant de 5 MPa à 15 MPa ont permis de mettre en évidence la contribution du fluage primaire et secondaire. Pour des valeurs de $\sigma \leq 10$ MPa, les éprouvettes SAC305 coulées fluent très peu. Au-delà, le temps caractéristique du régime transitoire (fluage primaire) augmente quand la charge diminue. La composante la plus importante reste le fluage secondaire où l'éprouvette se déforme à une vitesse de déformation constante. Concernant les tests de fluage menés de 20°C à 125°C (les essais effectués à 0°C et -10°C pour $\sigma = 10$ MPa ont montré que les éprouvettes ne fluaient pas), le régime stationnaire s'établit plus rapidement avec la température. La durée du fluage primaire est en effet d'environ 500 secondes à 20°C alors qu'elle n'est que de quelques secondes à 125°C. À noter qu'à 125°C, les phénomènes viscoplastiques sont particulièrement activés et les éprouvettes coulées fluent très rapidement en atteignant la zone de fluage tertiaire caractéristique de l'endommagement. Au vue de ces résultats, l'hypothèse selon laquelle seul le fluage secondaire est considéré ne semble donc pas erronée. Les essais accélérés en étuve thermique sont en effet généralement effectués avec des temps de maintien aux températures extrêmes variant de 15 à 120 minutes. Pendant cette durée, le fluage secondaire a le temps de s'établir et constitue donc le mode de déformation viscoplastique principal.

En plus d'être intéressant d'un point de vue pratique, le choix d'utiliser la loi de comportement d'Anand est donc ici pertinent.



(a)



(b)

Figure 1-39 Courbes de fluage à différentes (a) charges imposées (20°C) et (b) températures (10 MPa de contrainte fixe)

e) *Analyses aux rayons X*

Afin d'évaluer l'influence des porosités internes sur la réponse mécanique des éprouvettes SAC305 coulées, des analyses RX ont été effectuées sur ces éprouvettes à l'issue de la campagne d'essais. L'analyse consiste à observer la structure interne des échantillons testés en effectuant des clichés correspondant à différents niveaux de profondeur dans l'épaisseur des éprouvettes. Le but est de comprendre si les voids ont une influence sur l'endommagement des éprouvettes coulées au cours des essais de traction et de fluage. La figure ci-dessous présente plusieurs clichés RX obtenus à partir de trois éprouvettes différentes (la profondeur dans l'épaisseur est noté « P »).

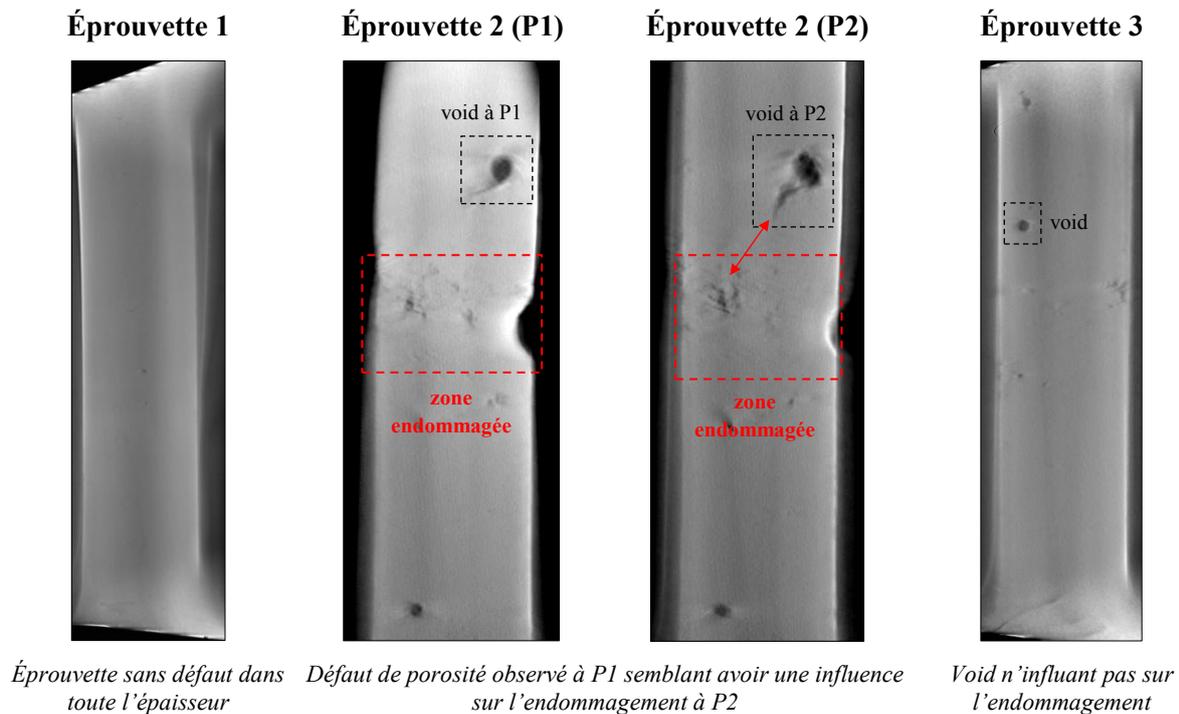


Figure 1-40 Identification des défauts de porosité dans l'épaisseur des éprouvettes coulées par analyse RX

L'étude bibliographique a montré que l'influence des voids sur l'endommagement des brasures n'était encore pas comprise. Dans certains cas ces défauts semblent en effet générer un chemin préférentiel pour la propagation des fissures alors que dans d'autres ils apparaissent comme n'ayant aucun effet sur la rupture. La conclusion des analyses RX est très semblable à cet état de fait puisque malgré la présence de porosités, celles-ci n'influent pas systématiquement sur l'endommagement des éprouvettes. Ces dernières sont donc, en ce sens, représentatives de l'état microstructural des joints brasés après assemblage par refusion.

f) *Discussion*

Les essais de traction monotone ont permis de mettre en évidence l'influence de la microstructure sur la réponse mécanique de l'alliage SAC305. La granulométrie significativement plus fine des éprouvettes issues du barreau est moins représentative des joints brasés mais permet d'obtenir des résultats moins dispersés. Sa mise en œuvre étant également relativement simple, un certain nombre d'éprouvettes a pu être fabriqué afin d'obtenir des résultats statistiques sur les propriétés mécaniques. Les éprouvettes coulées ont été mises en œuvre afin de générer la même morphologie de grains observée au niveau des joints brasés. Les éprouvettes obtenues sont donc fortement anisotropes et les résultats en traction et en fluage présentent de fortes dispersions caractéristiques des brasures SAC305. Des défauts internes ont en outre été observés puisque des porosités sont apparues localement lors de

la mise en œuvre des éprouvettes coulées. Les analyses RX menées sur les éprouvettes endommagées ont permis de rendre compte de l'influence de ces défauts sur la dispersion des résultats. Ces différentes observations sont cohérentes avec les résultats d'Herkommer et al. dont les tests en cisaillement ont montré ce même niveau de dispersion [86]. La conclusion étant qu'elles sont intrinsèques à la microstructure des joints brasés SAC305 et donc représentatives des brasures réelles.

1.3.4. Essais de nanoindentation

Le laboratoire Génie de Production de l'ENI de Tarbes possède un appareil de nanoindentation particulièrement intéressant pour l'étude du comportement mécanique local des joints de brasure SAC305. Afin de comparer les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 en fonction de la microstructure et du facteur d'échelle, des mesures ont été effectuées sur des échantillons issus du barreau d'alliage laminé, d'une éprouvette coulée et de joints de brasure réels (interconnexions d'un composant R2512). La revue des articles issus de la littérature a en outre montré le faible niveau de connaissance concernant les propriétés mécaniques des zones entrelacées. Des tests de nanoindentation ont ainsi été effectués au niveau d'une bille de brasure d'un composant WLP900 présentant les deux types de morphologies après brasage par refusion (morphologies de macrograins et entrelacée). Cette caractérisation microscopique est en outre effectuée dans le but d'identifier l'influence de chaque type de morphologie sur les mécanismes d'endommagement des joints d'interconnexion. Les essais de nanoindentation sont réalisés à température ambiante à l'aide du système de nanoindentation MTS Nano Indenter® XP muni d'un indenteur Berkovich caractérisé par une pointe pyramidale et dont la vitesse de pénétration est ici fixée à 0.05 s^{-1} . Afin d'obtenir des résultats statistiques, un minimum de 20 indents est effectué sur chaque échantillon.

a) Aspects théoriques

Lors des tests de nanoindentation, la dureté H est définie comme le ratio de la charge maximale par l'aire de contact projetée de l'indenteur. Le calcul du module d'Young est effectué en mesurant d'abord la raideur de contact S . Ce paramètre peut être déterminé à partir des courbes force - déplacement en mesurant la pente obtenue lors du déchargement. Le module d'Young réduit E_r peut ensuite être calculé ce qui permet, à partir de la connaissance des propriétés mécaniques de l'indenteur, de déterminer la valeur du module d'Young E du matériau considéré. Les propriétés mécaniques du matériau testé sont déterminées selon la procédure explicitée dans les travaux de Li et al. [112].

$$H = \frac{P_{max}}{A} \quad (1-18)$$

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi} S}{2\beta \sqrt{A}} \quad (1-19)$$

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu^2}{E} + \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} \quad (1-20)$$

P_{max}	charge maximale
β	constante dépendante de l'indenteur
A	aire de contact projetée de l'indenteur
E_i	module d'Young de l'indenteur (11416 GPa)
ν_i	coefficient de Poisson de l'indenteur (0.18)

b) Échantillon issu du barreau d'alliage SAC305 laminé

Les premiers essais ont été réalisés sur les éprouvettes les moins représentatives des joints d'interconnexion réels. La détermination du module d'Young de l'alliage SAC305 nécessite la connaissance de son coefficient de Poisson (équation 1-20). La microstructure et l'échelle macroscopique des éprouvettes issues du barreau interdit l'utilisation du coefficient de Poisson

déterminé par Nguyen et al. à partir de mesures effectuées sur un composant BGA. La valeur $\nu = 0.36$ est donc ici retenue et provient de travaux menés par Sawara et al. de la société Almit Technology sur des éprouvettes macroscopiques d'alliage SAC305 [111]. La figure suivante présente les différentes courbes force - déplacement obtenues pour les vingt tests effectués sur l'échantillon avec un cliché réalisé au microscope optique de quelques empreintes résiduelles d'indents.

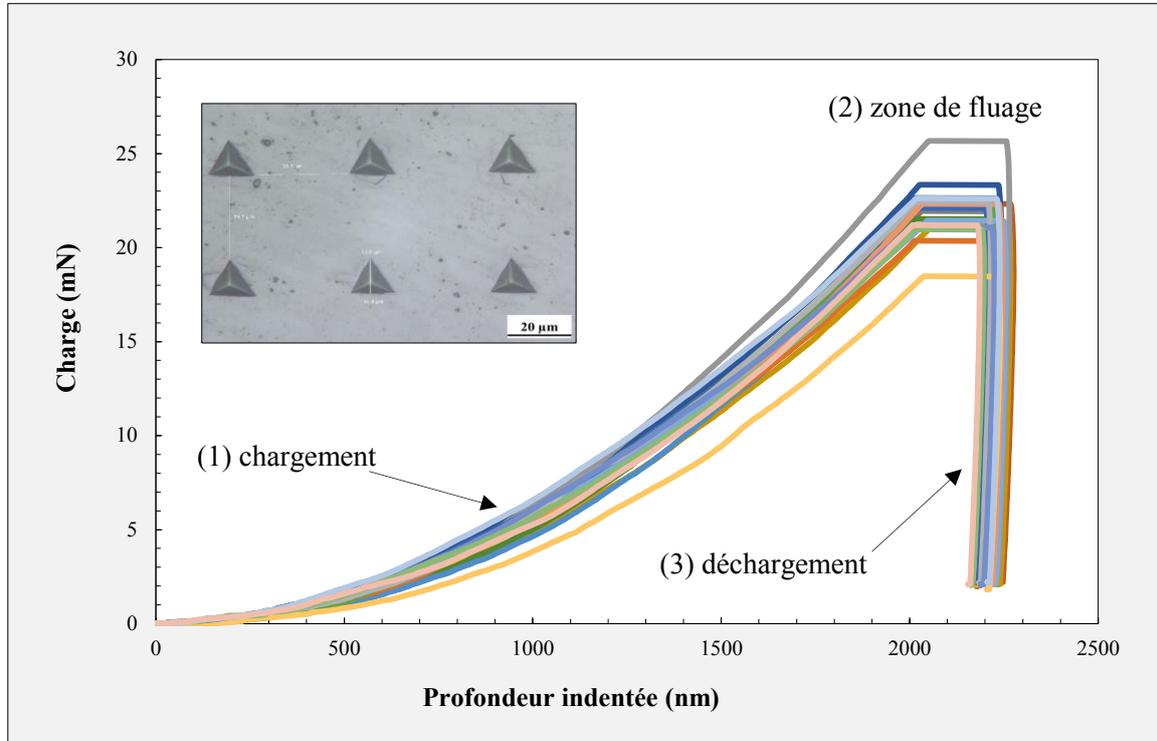


Figure 1-41 Courbes charge - déplacement des vingt tests de nanoindentation effectués sur le barreau d'alliage SAC305 laminé

Les courbes obtenues se scindent en trois parties distinctes :

- (1) Pénétration de l'indenteur à une vitesse de déformation de 0.05 s^{-1} jusqu'à une distance de 2000 nm dans l'alliage SAC305,
- (2) Maintien de la charge atteinte pour une pénétration de 2000 nm pendant 10 secondes,
- (3) Décharge à la même vitesse de déformation que lors de la montée en charge.

Lors de la deuxième phase caractérisée par le maintien de la contrainte, le phénomène de fluage a lieu et l'indenteur continue de pénétrer dans le matériau sous l'effet des déformations viscoplastiques. Pour rappel, la température de solidus de l'alliage SAC305 est de 217°C . À température ambiante, il se trouve donc dans une gamme de température homologue ($T_H \approx 0.6$) où la composante viscoplastique est importante. Les courbes obtenues montrent également bien la déformation permanente avec la recouvrance élastique quasi-nulle (courbe de déchargement pratiquement verticale).

Si la charge est notée « P » et la profondeur de pénétration « h », la raideur de contact S est la pente de la courbe dans sa phase de déchargement : $S = dP/dh$. À partir de cette mesure et des équations précédemment décrites, il est possible de déterminer le module d'Young de l'alliage SAC305. Dans le cadre de cette étude, les propriétés mécaniques ont été déterminées à partir des mesures comprises entre 500 nm et 1500 nm de profondeur à l'aide d'un signal de charge modulé (cet intervalle est choisi afin d'effectuer un calcul de valeurs stables de module d'élasticité et de dureté en évitant les effets de

pointes survenant à la surface des échantillons). La figure suivante présente l'évolution du module d'Young moyenné en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur.

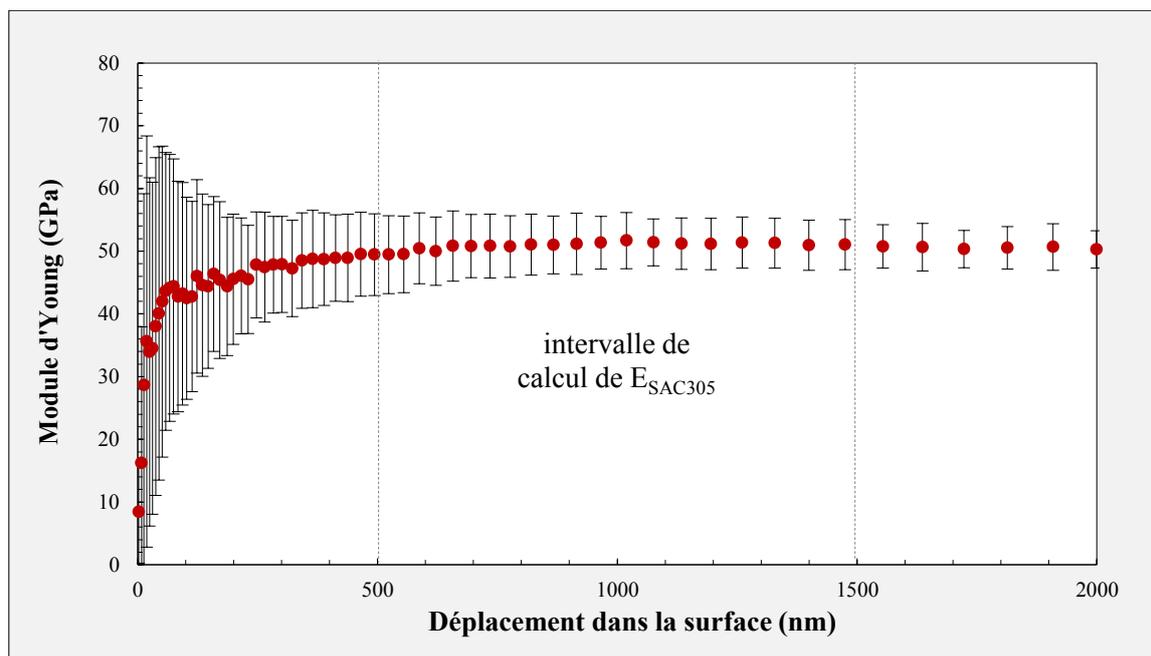


Figure 1-42 Évolution du module d'élasticité de l'échantillon SAC305 issu du barreau d'alliage laminé

Le module d'Young et la dureté des éprouvettes macroscopiques issues du barreau d'alliage SAC305 laminé valent (écart-type sur la moyenne obtenue pour chaque indent):

$$E = 50.78 \pm 2.54 \text{ GPa}$$

$$H = 0.228 \pm 0.018 \text{ GPa}$$

c) *Éprouvette coulée*

Une éprouvette coulée représentative de la morphologie de macrograins observée au niveau des joints de brasure réels est ensuite caractérisée. La procédure expérimentale est en tout point identique à celle exposée précédemment. Compte-tenu de la microstructure et de la morphologie de grains β -Sn obtenues, la valeur du coefficient de Poisson $\nu = 0.42$ peut ici être considérée. Le module d'Young et la dureté de l'éprouvette coulée valent :

$$E = 48.89 \pm 2.65 \text{ GPa}$$

$$H = 0.267 \pm 0.029 \text{ GPa}$$

d) *Joints de brasure R2512*

La caractérisation mécanique de l'alliage SAC305 à l'échelle des joints brasés a été effectuée ici en considérant un composant résistif assemblé par refusion (résistance R2512 présentée dans la partie 1.3.1). Compte-tenu de la microstructure et de la morphologie de grains β -Sn obtenues, la valeur du coefficient de Poisson $\nu = 0.42$ est ici considérée. La procédure expérimentale est identique à celle exposée précédemment. La figure 1-43 montre la zone du joint d'interconnexion en coupe dans laquelle les essais de nanoindentation sont effectués. L'épaisseur du joint de brasure directement sous la résistance est trop faible pour pouvoir réaliser les différents essais de nanoindentation. L'étude se

concentre donc ici sur la large partie du joint remontant sur le côté du composant. Étant donné la géométrie des brasures, moins de 20 indents par joint sont effectués mais les résultats statistiques sont obtenus en considérant les deux interconnexions du composant R2512. Le module d'Young et la dureté des interconnexions SAC305 après brasage par refusion valent :

$$E = 51.95 \pm 1.04 \text{ GPa}$$

$$H = 0.227 \pm 0.026 \text{ GPa}$$

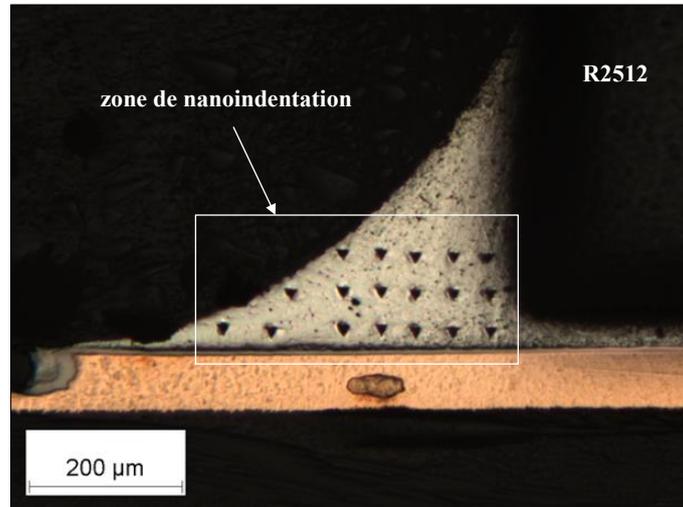


Figure 1-43 Identification de la zone d'indentation au niveau d'un joint de brasure du composant R2512

Il est intéressant de noter que les valeurs de module d'Young et de dureté entre les différents échantillons considérés sont très proches. Dans ce cas précis, la technique de caractérisation par nanoindentation n'a donc pas permis de mettre en évidence des différences entre les éprouvettes considérées.

e) Caractérisation de la morphologie entrelacée

L'étude bibliographique et les analyses EBSD réalisées au niveau de joints d'interconnexion SAC305 issus de différents composants assemblés par refusion ont montré que la morphologie de grains entrelacés peut localement apparaître aux interfaces avec le composant où le PCB. Cette morphologie est caractérisée par des grains β -Sn de faibles dimensions et une absence de structure dendritique. À ce jour, une seule étude fait état de la caractérisation mécanique par nanoindentation des zones entrelacées. Des essais de nanoindentation ont donc été effectués au niveau d'une bille d'alliage SAC305 d'un composant WLP900 présentant ces deux types de morphologies afin de comparer leur module d'Young et leur dureté. Comme pour les essais effectués avec la résistance R2512, le coefficient de Poisson $\nu = 0.42$ a été retenu. La vitesse de déformation imposée lors des phases de chargement et déchargement est toujours de 0.05 s^{-1} . En revanche, compte-tenu du nombre important d'indents et de leur espacement ($10 \mu\text{m}$), la profondeur d'indentation est cette fois-ci fixée à 500 nm . Une fois cette limite atteinte, la force est ensuite maintenue pendant 10 secondes avant la phase de déchargement. La figure 1-44 montre la bille de brasure considérée observée au microscope optique en lumière polarisée. Les zones dans lesquelles les indentations sont effectuées sont caractéristiques des morphologies de macrograins (deux orientations différentes) et entrelacée.

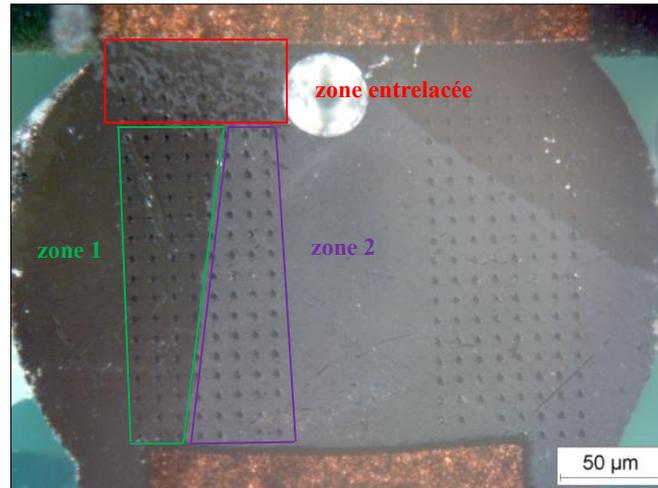


Figure 1-44 Identification des indents en fonction de la morphologie de grains β -Sn (observation en lumière polarisée)

Les deux graphiques présentés ci-après permettent de comparer les valeurs de module d'Young et de dureté des morphologies de macrograins et entrelacée (Figure 1-45). Les mesures du module d'élasticité au niveau de la zone entrelacée montrent une plus faible dispersion de résultats que celles effectuées au niveau des macrograins d'orientations cristallines différentes. Contrairement à ce qui a été observé dans l'étude de Hasnine et al., il n'y a ici pas de différences en matière de propriétés mécaniques entre deux orientations cristallographiques différentes [105]. Il serait intéressant d'effectuer une analyse EBSD afin de déterminer ces orientations cristallines. En moyenne, le module d'Young des deux types de morphologies sont relativement proches même s'il est légèrement plus important pour la zone entrelacée. Concernant la dureté locale de la bille de brasure, la dispersion des résultats est ici similaire quelle que soit la morphologie considérée. La dureté de la zone entrelacée est en revanche significativement plus élevée que celles mesurées au niveau des deux macrograins.

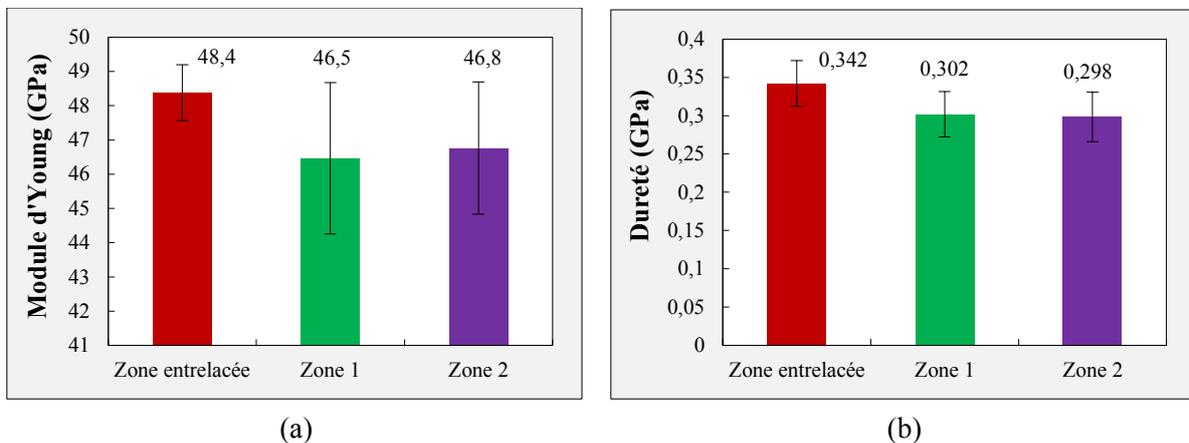


Figure 1-45 (a) Module d'Young et (b) dureté mesurés des morphologies entrelacée et de macrograins

La dureté plus importante mesurée au niveau de la zone entrelacée est due à la forte densité de précipités intermétalliques Ag_3Sn caractéristique de ce type de morphologie. Contrairement au reste de la bille, la morphologie entrelacée ne possède en effet pas de structure dendritique et la taille des particules et leur espacement sont tels qu'elles constituent des obstacles aux dislocations dont le mouvement est altéré. Les zones entrelacées sont donc plus résistantes à la déformation et possèdent ainsi une dureté plus élevée. Ce résultat est cohérent avec les essais de dureté Vickers effectués par Chen et al. sur des billes de brasure SAC305. Les résultats de cette étude ont en effet montré une dureté des zones entrelacées 12% plus importante que pour la morphologie de macrograins [113].

1.3.5. Synthèse 1.3

Ce qu'il faut retenir

3 niveaux de représentativité

Macroscopique

Éprouvettes issues du barreau
d'alliage laminé

Mésoscopique

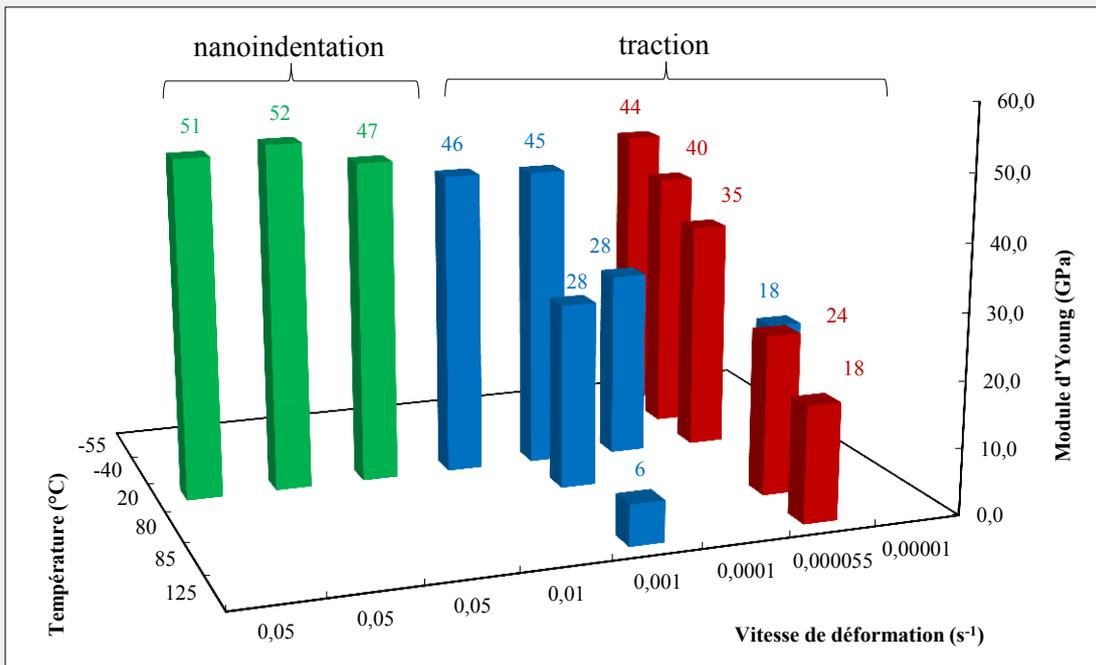
Éprouvettes coulées

Microscopique

Jointes réels

→ Pour un couple ($\dot{\epsilon}$, T), différences non significatives des propriétés mécaniques

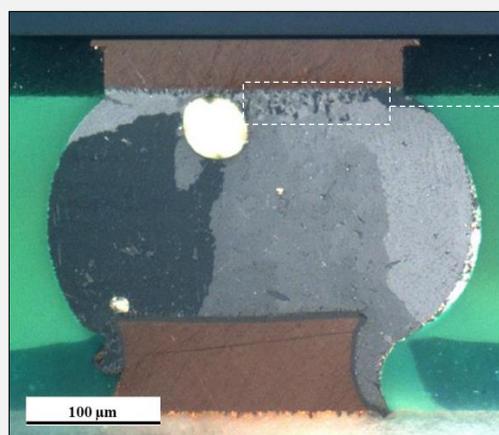
→ Fluage primaire négligeable (éprouvettes macroscopiques et mésoscopiques)



2 morphologies de grains β -Sn (maillage hexacyclique)

Macrograins (systématique)

Grains entrelacés (ponctuel)



→ Forte texture cristallographique après refusion

→ Meilleures propriétés mécaniques dans les zones entrelacées

1.4. Détermination des modèles viscoplastiques de Norton et d'Anand

Les différents essais de caractérisation effectués ont permis de générer suffisamment de résultats expérimentaux permettant de déterminer un modèle de comportement pour l'alliage SAC305. L'objectif principal de cette partie est de recalculer une loi viscoplastique d'Anand en se basant sur les essais de fluage réalisés à partir des éprouvettes coulées. Celles-ci présentant la même microstructure et morphologie de grain que les joints brasés, les neuf paramètres recalculés peuvent ensuite être utilisés pour la modélisation éléments-finis des différents véhicules de test. La simulation numérique permet de calculer avec précision les niveaux de sollicitation dans les joints d'interconnexion. Il est également possible d'évaluer l'endommagement des brasures en développant des modèles analytiques qui nécessitent par conséquent l'utilisation de lois de comportement moins complexes. Le modèle viscoplastique le plus simple est la loi puissance de type Norton. L'exposant de viscosité ainsi que l'énergie d'activation sont déterminés à partir des essais de fluage réalisés sur les éprouvettes coulées et des tests de nanoindentation sur joints brasés.

1.4.1. Loi de Norton

Pour rappel, la loi de Norton décrit le fluage secondaire et fait intervenir 3 paramètres matériaux :

- constante (A)
- exposant de viscosité (n)
- énergie d'activation (Q)

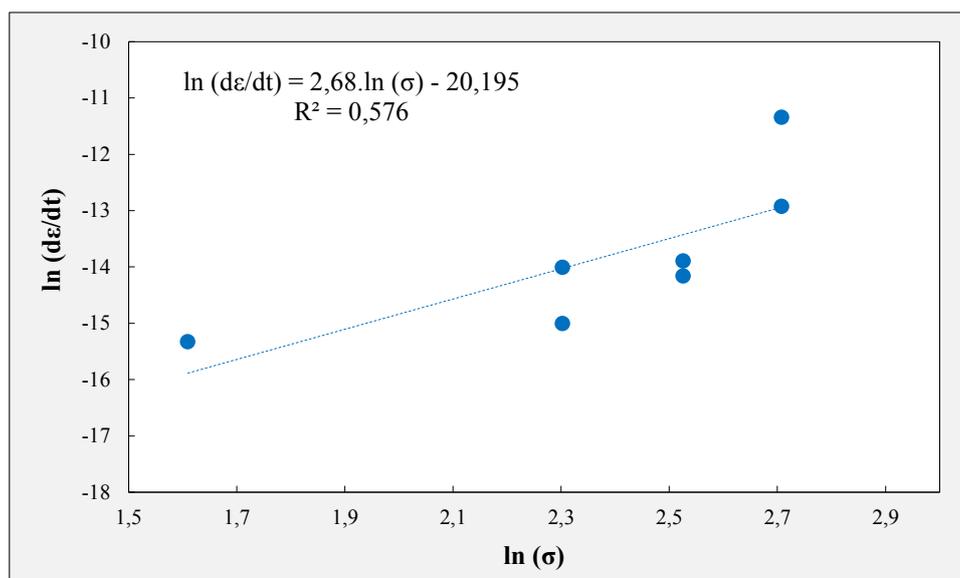
Les essais de fluage réalisés avec les éprouvettes coulées ont été effectués pour de faibles valeurs de contrainte (de 5 à 15 MPa). La loi de Norton en double-puissance décrite dans la partie 1.2.2 ne sera donc pas considérée et seule la partie correspondant au mécanisme de glissement de dislocations se déroulant aux faibles charges sera décrite. Il s'agit ici simplement de déterminer la valeur des paramètres n et Q à partir des essais de fluage réalisés avec les éprouvettes coulées à différentes températures et charges imposées. La valeur de l'exposant de viscosité sera ensuite comparée avec celle issue de l'analyse des tests de nanoindentation. Ce dernier type de test ne pouvant être effectué qu'à température ambiante avec l'équipement disponible, il n'a pas permis de déterminer l'énergie d'activation pour l'alliage SAC305 à l'échelle du joint brasé.

a) Détermination des paramètres matériaux à partir des essais de fluage sur éprouvettes coulées

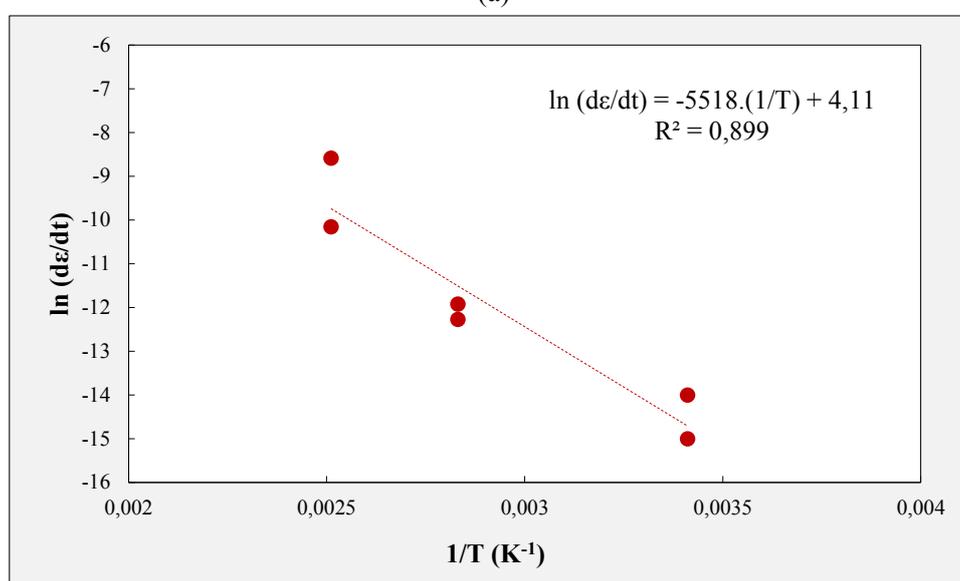
Les différents tests de fluage effectués pour plusieurs températures et contraintes imposées ont permis de mesurer les vitesses de déformation caractéristiques du fluage secondaire pour chaque configuration d'essai. En prenant le logarithme des deux côtés de l'équation constitutive du modèle de Norton, il est possible d'obtenir une relation linéaire entre la vitesse de déformation et la contrainte, ainsi qu'entre la vitesse de déformation et l'inverse de la température.

$$\ln(\dot{\epsilon}) = \ln(A) + n \ln(\sigma) - \frac{Q}{R T} \quad (1-21)$$

La figure 1-46 présente le logarithme de la vitesse de déformation mesurée lors du fluage secondaire en fonction du logarithme de la contrainte appliquée et de l'inverse de la température.



(a)



(b)

Figure 1-46 Détermination de (a) l'exposant de viscosité n et (b) de l'énergie d'activation Q

La dispersion des résultats implique une incertitude sur la pente des courbes et donc sur la valeur de l'exposant de viscosité et de l'énergie d'activation. Bueno et al. ont proposé une autre méthode permettant de tracer les courbes $\dot{\epsilon} = f(\sigma)$ en considérant les courbes de traction. Ils considèrent en effet que la vitesse de déformation imposée lors des essais d'écroutissage est équivalente à la vitesse de déformation minimum mesurée lors des essais de fluage (pente de la droite correspondant au fluage secondaire) et que la contrainte maximale mesurée en traction est équivalente à la charge imposée en fluage [114]. Le tableau suivant présente les paramètres matériaux du modèle de Norton obtenus à partir des essais de fluage et de traction sur les éprouvettes coulées SAC305 :

Tableau 1-4 Constantes du modèle de Norton pour l'alliage SAC305 coulée

Modèle de Norton	n	Q
Fluage	2.68 ± 1.03	45.9 ± 7.7 kJ/mol
Traction	6.90 ± 0.81	71.5 ± 7.5 kJ/mol

Hsu et al. ont mené des essais de fluage en traction et en cisaillement sur des joints brasés SAC305 entre deux tiges de cuivre afin de déterminer les paramètres du modèle de Norton correspondant. Ils ont ainsi pu calculer l'exposant de viscosité $n = 1.864$ et l'énergie d'activation $Q = 52.154$ kJ/mol [115]. Même si ces valeurs sont cohérentes avec celles calculées à l'issue des essais de fluage réalisés dans ces travaux de thèse, il persiste néanmoins des incertitudes non négligeables qu'il conviendra de minimiser en multipliant le nombre d'essais par configuration. La valeur des paramètres déterminés pourra en outre être « affinée » en ajoutant des configurations à la matrice d'essai. Il est clair ici que cette loi n'a pour l'instant pas pour but d'être implémentée dans un modèle d'estimation de la durée de vie des assemblages électroniques. En l'état, elle constitue néanmoins une première approche intéressante pour comprendre le comportement viscoplastique de l'alliage SAC305.

b) Détermination des paramètres matériaux à partir des essais de nanoindentation

La loi viscoplastique de Norton peut être modifiée en dureté (H) de telle sorte que des essais de nanoindentation peuvent permettre de déterminer certains paramètres du modèle [103]. La constante A est en effet remplacée par une constante B mais l'exposant de viscosité n et l'énergie d'activation Q correspondent aux paramètres de la loi de Norton classique.

$$\dot{\epsilon} = BH^n e^{-\frac{Q}{RT}} \tag{1-22}$$

En coordonnées logarithmiques, il est possible de linéariser le modèle et de déterminer l'exposant de viscosité n . L'énergie d'activation Q n'est pas atteignable ici car les moyens expérimentaux ne permettraient pas de faire des essais en température. La méthode permettant de déterminer l'exposant de viscosité consiste ici à faire varier la vitesse de déformation, c'est-à-dire la vitesse de pénétration de l'indenteur, et de mesurer la dureté obtenue. Des essais ont été effectués pour les échantillons issus du barreau d'alliage laminé, d'une éprouvette coulée et d'une résistance R2512. Les vitesses de déformation considérées varient entre 0.001 s^{-1} et 0.2 s^{-1} . La figure 1-47 ci-dessous présente les résultats de dureté obtenus pour un joint brasé. L'exposant m définit comme l'inverse de l'exposant de viscosité représente la sensibilité à la vitesse de déformation. Pour les métaux, m est généralement compris entre 0.10 et 0.25. À partir de la mesure de m et de l'incertitude sur la pente, il est possible de calculer l'exposant de viscosité.

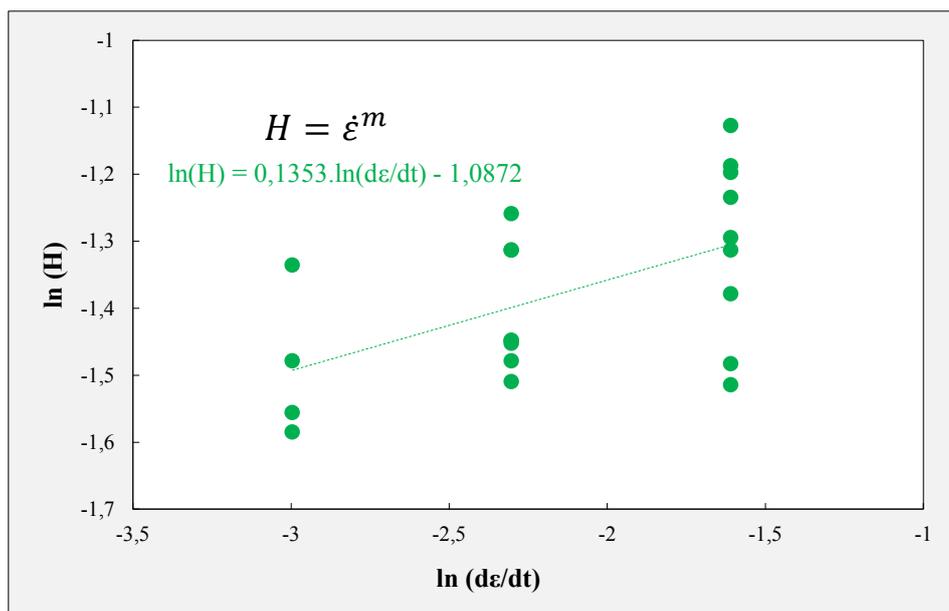


Figure 1-47 Détermination de l'exposant de viscosité correspondant au joint d'interconnexion de la résistance R2512

Le tableau suivant récapitule les valeurs des exposants de viscosité calculées pour chaque échantillon correspondant à différents niveaux de représentativité de l'alliage SAC305 brasé.

Tableau 1-5 Exposants de viscosité de la loi de Norton pour les différents types d'échantillons testés

Échantillons	Barreau	Éprouvette coulée	R2512
n	4.23 ± 0.89	7.46 ± 1.47	7.39 ± 2.57

Comme dans le cas des essais de traction monotone, la dispersion est moins importante avec les échantillons issus du barreau d'alliage SAC305 laminé. Ce résultat peut-être expliqué par la microstructure plus homogène de l'alliage laminé mais également par la préparation des échantillons considérés. Les essais de nanoindentation doivent être effectués sur des coupes micrographiques non-écrouis et parfaitement planes. Or, la résistance R2512 est un composant céramique caractérisé par une importante dureté qui complexifie la phase de polissage du joint de brasure. En ce qui concerne le résultat obtenu pour les joints de brasure du composant R2512, il est intéressant de noter que Morillo et al. ont reporté un exposant de viscosité $n = 6.82 \pm 1.70$ en effectuant des essais de nanoindentation sur un joint d'alliage SAC305 brasé par refusion [103]. À noter que les éprouvettes coulées représentatives de la morphologie des joints brasés réels présentent une valeur d'exposant de viscosité très proche de celui obtenu avec la résistance R2512.

La loi viscoplastique de Norton considérée ici n'est pas directement exploitable en tant que loi de comportement implémentable dans une modèle numérique. Dans le cas des tests en fluage, il manque en effet quelques essais venant compléter la matrice existante et qui permettraient de recalculer les paramètres matériaux de la double-loi puissance en appliquant des contraintes plus importantes. Ces résultats sont néanmoins importants car ils donnent une première série de valeurs permettant d'évaluer les paramètres matériaux du modèle de Norton. Cette loi viscoplastique, de par sa simplicité, permettrait aux concepteurs de cartes électroniques de pouvoir calculer rapidement un critère de fatigue et donc d'évaluer la durée de vie de leur assemblage. Un outil numérique implémentant la loi viscoplastique de Norton constituerait ainsi une première approche permettant d'accéder à un résultat qualitatif sans avoir à passer par une simulation éléments-finis lourde et coûteuse.

1.4.2. Loi d'Anand

L'objectif de la thèse est de déterminer les modèles de fatigue mécanique (environnements vibratoires) et thermomécanique (environnements thermiques) correspondant à l'alliage SAC305. Si la durabilité mécanique des joints de brasure sous sollicitations vibratoires est évaluée en considérant les propriétés élastiques de l'alliage, l'estimation de la durée de vie thermomécanique des assemblages électroniques nécessite la connaissance de sa loi de comportement viscoplastique. Cette dernière constitue en effet un élément d'entrée essentiel des simulations éléments-finis permettant le calcul précis des contraintes et des déformations dans les joints d'interconnexion. Les neuf paramètres de la loi d'Anand peuvent être indépendamment déterminés par des essais de traction ou de fluage. Le choix a été fait ici de se concentrer sur les tests de fluage effectués à différentes températures et charges appliquées. Afin de comprendre la méthode mise en place dans le cas des essais de traction, le lecteur pourra se référer aux travaux de Basit et al. abordés dans l'étude bibliographique [88].

a) Stratégie d'obtention des paramètres

Il s'agit ici de retravailler les équations constitutives du modèle d'Anand afin de faire apparaître les neuf paramètres à déterminer ainsi que les variables $\varepsilon_{in}(t)$ et $\dot{\varepsilon}_{in}(t)$ dont l'évolution temporelle est

connue. Cette méthodologie a été développée par Motalab et al. à partir de tests de fluage effectués à différentes températures et contraintes imposées [101]. Pour rappel, les équations du modèle d'Anand sont redonnées ci-dessous :

- Écoulement viscoplastique :
$$\dot{\varepsilon}_{in} = A[\sinh\left(\xi \frac{\sigma}{s}\right)]^{\frac{1}{m}} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1-23)$$

- Évolution temporelle de s :
$$\dot{s} = \left[h_0 \left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|^a \frac{1 - \frac{s}{s^*}}{\left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|} \right] \dot{\varepsilon}_{in} \quad (1-24)$$

- Valeur à saturation de s :
$$s^* = \hat{s} \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{in}}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^n \quad (1-25)$$

L'équation (1-24) peut être écrite en s'affranchissant de la dérivée temporelle de la variable interne et de la déformation inélastique ($s < s^*$) :

$$ds = h_0 \left(1 - \frac{s}{s^*} \right)^a d\varepsilon_{in} \quad (1-26)$$

En intégrant cette expression, il est possible d'obtenir l'équation d'évolution de la variable interne s :

$$s = s^* - [(s^* - s_0)^{1-a} + (a - 1)h_0(s^*)^{-a}\varepsilon_{in}]^{\frac{1}{1-a}} \quad (1-27)$$

La valeur initiale de s est ici notée s_0 . En combinant les équations (1-25) et (1-27), s peut être exprimée en fonction de la déformation inélastique et de la vitesse de déformation inélastique :

$$s = \hat{s} \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{in}}{A} e^{\frac{Q}{RT}} \right]^n - \left\{ \left[\hat{s} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{in}}{A} e^{\frac{Q}{RT}} \right)^n - s_0 \right]^{1-a} + (a - 1)h_0 \left[\hat{s} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{in}}{A} e^{\frac{Q}{RT}} \right)^n \right]^{-a} \varepsilon_{in} \right\}^{\frac{1}{1-a}} \quad (1-28)$$

En substituant cette dernière expression dans l'équation (1-23), il est possible d'obtenir l'équation différentielle non linéaire reliant la déformation inélastique avec la vitesse de déformation inélastique. Cette expression a l'avantage de contenir les **neuf constantes du modèle d'Anand** dans une seule et même équation. Elle fait également intervenir les paramètres expérimentaux variant d'un essai de fluage à l'autre : **contrainte imposée** et **température**.

$$\varepsilon_{in}(t) = \frac{\left\{ C_2 (A^{-1} \dot{\varepsilon}_{in}(t))^n - \frac{\xi \sigma}{\sinh^{-1}(C_1 A^{-1} \dot{\varepsilon}_{in}(t))^m} \right\}^{1-a} - \{C_2 (A^{-1} \dot{\varepsilon}_{in}(t))^n - s_0\}^{1-a}}{C_3 [A^{-1} \dot{\varepsilon}_{in}(t)]^{-an}} \quad (1-29)$$

avec

$$C_1 = e^{\frac{Q}{RT}}$$

$$C_2 = \hat{s} (C_1)^n$$

$$C_3 = (a - 1) h_0 (C_2)^{-a}$$

Les courbes $\dot{\varepsilon}_{in}(t) = f[\varepsilon_{in}(t)]$ correspondant à chaque valeur de contraintes (σ) et de températures (T) constituent donc les éléments de recalage permettant de déterminer les neuf paramètres du modèle viscoplastique d'Anand ($A, \xi, \frac{Q}{R}, m, h_0, a, s_0, \hat{s}$ et n).

Pour tracer ces courbes, il convient tout d'abord de déterminer l'évolution temporelle de la vitesse de déformation inélastique à partir des essais de fluage. Ceux-ci nous donnent en effet la déformation inélastique en fonction du temps. Il suffit donc de déterminer l'équation constitutive de cette évolution et de la dériver par rapport au temps afin d'obtenir la vitesse de déformation inélastique. Il s'agit ici de déterminer les coefficients A, B, C et D propres à chaque configuration d'essai (σ , T).

$$\varepsilon_{in}(t)_{\sigma,T} = A_{\sigma,T}t + B_{\sigma,T} \left[1 - e^{-C_{\sigma,T}|A_{\sigma,T}t|^{D_{\sigma,T}}} \right] \quad (1-30)$$

Cette équation permet de modéliser le fluage primaire et secondaire. Les coefficients sont obtenus en effectuant une régression non-linéaire avec le logiciel de calcul MAPLE. La figure suivante présente un exemple de recalage d'une courbe de fluage obtenue pour des valeurs spécifiques de température et de contrainte imposée.

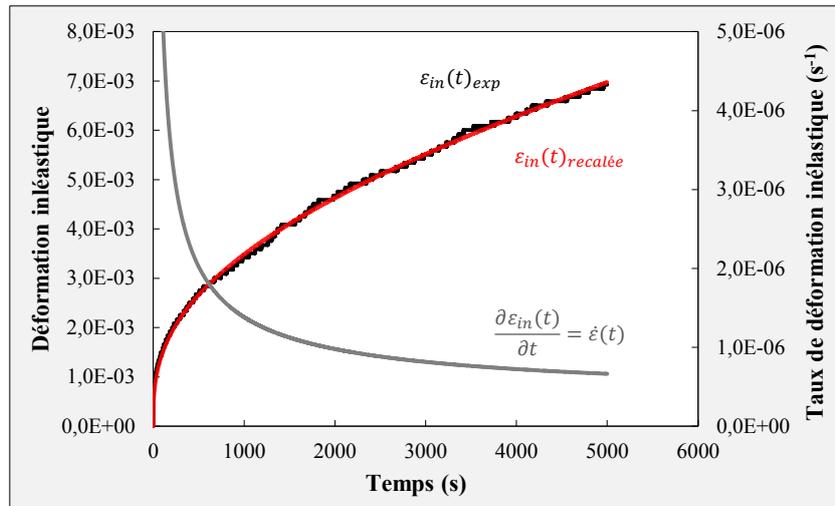


Figure 1-48 Recalage de la courbe expérimentale de fluage afin de déterminer la vitesse de déformation inélastique

La matrice de test définie pour les essais de fluage a permis d'obtenir des données expérimentales pour 6 couples (σ , T). Chaque configuration ayant fait l'objet de deux essais (excepté le test mené à 20°C et 5 MPa de charge imposée), cela représente autant de courbes permettant la détermination des paramètres de la loi d'Anand. Le graphique suivant présente les courbes $\varepsilon_{in}(t) = f[\dot{\varepsilon}_{in}(t)]$ utilisées pour le recalage du modèle d'Anand.

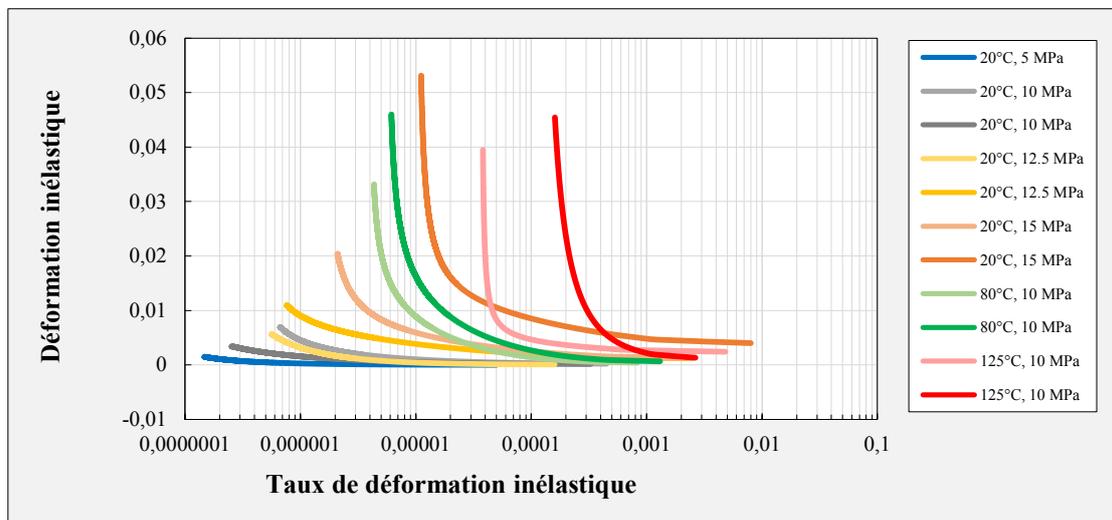


Figure 1-49 Courbes $\varepsilon_{in}(t) = f[\dot{\varepsilon}_{in}(t)]$ obtenues à partir des essais de fluage

b) Paramètres recalés

Étant donné la dispersion des courbes pour une même configuration de test, l'identification des paramètres a été effectuée en considérant des courbes moyennes pour chaque niveau de charge et température. La méthode utilisée ici se base sur un script Python décrivant le processus d'identification. Ce processus fait appel à des séquences d'optimisation et se déroule principalement suivant deux étapes :

- Une première étape de recherche du meilleur jeu par une méthode de Monte-Carlo avec tirages aléatoires (2×10^5 tirages). La valeur de fonction coût la plus faible est alors de 0.108221375.
- Une seconde étape d'optimisation non-linéaire de type Levenberg-Marquardt (641 itérations) au cours de laquelle la valeur de la fonction coût est passée de 0.108221375 à 0.06851872.

Dans le processus élaboré, la fonction coût est calculée à l'aide d'une norme euclidienne du vecteur écart entre les résultats expérimentaux et numériques. L'échantillonnage est tel que chaque cas de charge a le même poids. La figure 1-50 présente quelques courbes numériques recalées avec les courbes expérimentales $\varepsilon(t) = f[\dot{\varepsilon}(t)]$ pour chaque configuration d'essai.

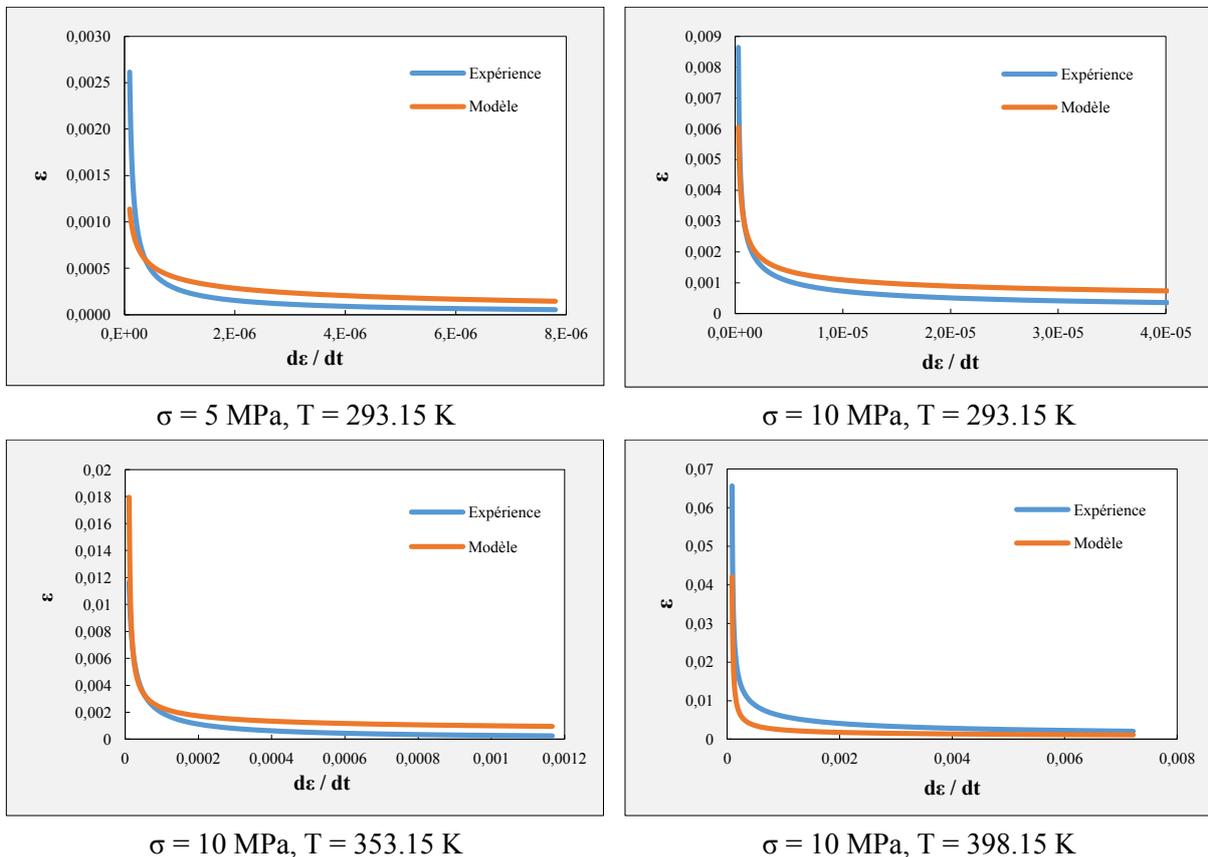
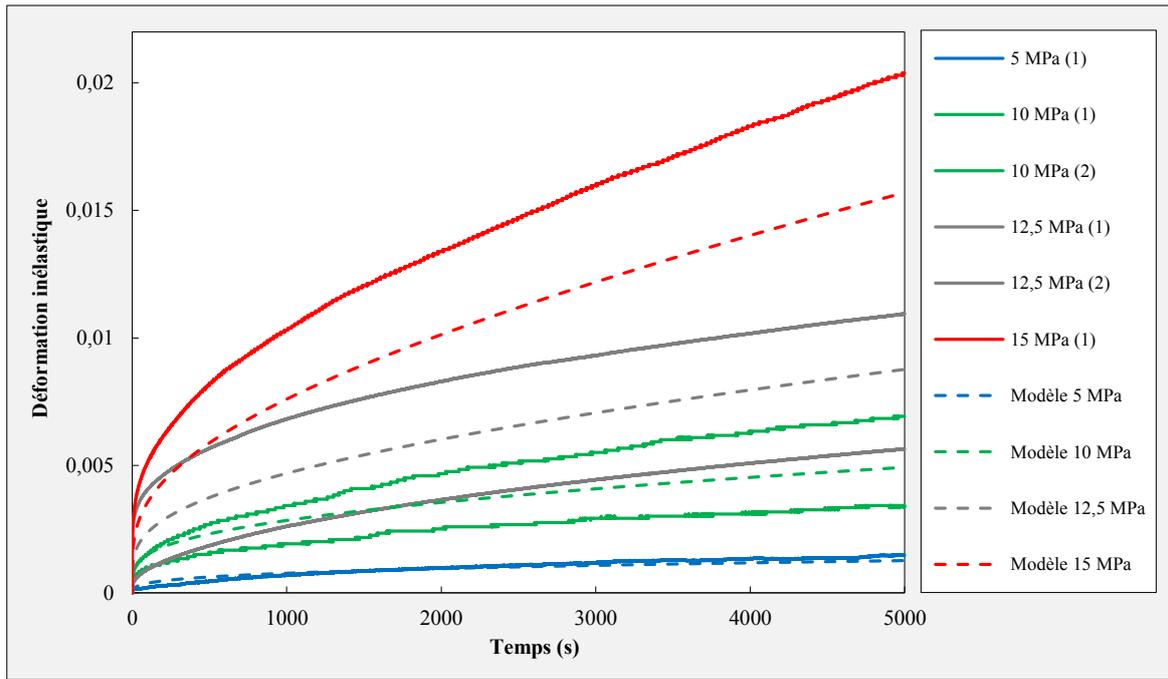
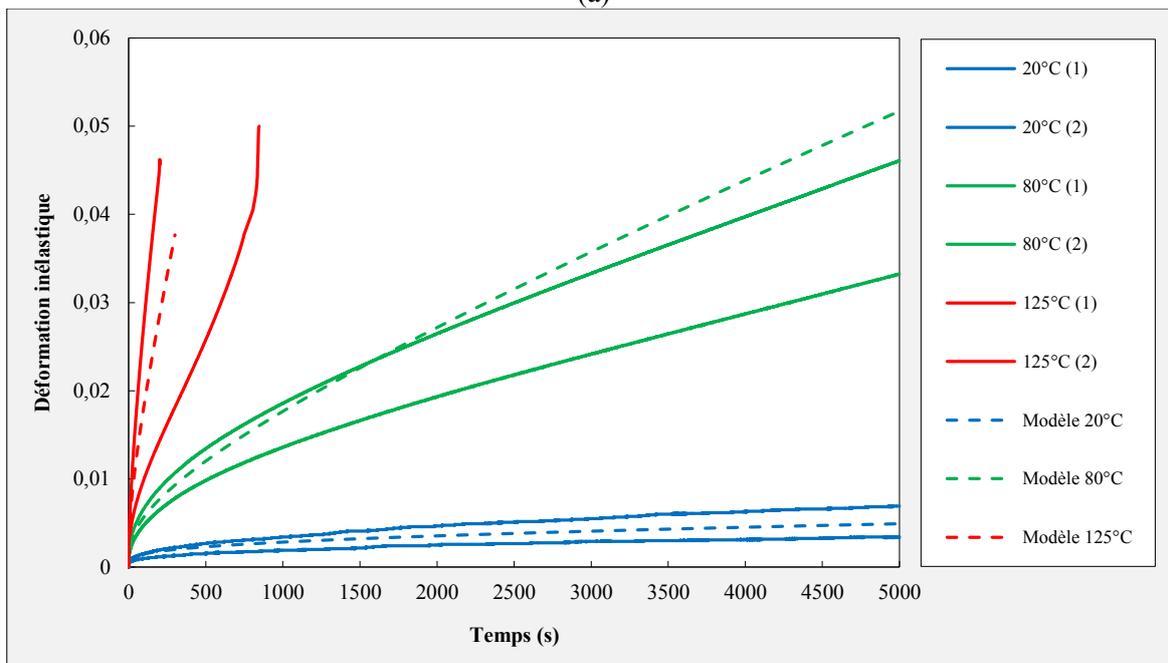


Figure 1-50 Recalage des courbes $\varepsilon(t) = f[\dot{\varepsilon}(t)]$ pour la détermination des paramètres d'Anand

Cette méthode de détermination des paramètres d'Anand est indirecte car les éléments de recalage sont les courbes caractérisant l'évolution de la déformation en fluage en fonction de la vitesse de déformation inélastique et non pas en fonction du temps. Afin de vérifier la cohérence des paramètres de la loi viscoplastique d'Anand ainsi déterminés, l'essai de fluage est modélisé sous ABAQUS à partir d'un élément fini. Les courbes de fluage numériques sont ensuite comparées avec les courbes de fluage expérimentales obtenues à partir des essais réalisés sur éprouvettes coulées. La figure 1-51 présente cette comparaison.



(a)



(b)

Figure 1-51 Comparaison des courbes de fluage simulées à partir du jeu de paramètres identifiés et des résultats expérimentaux : Courbes de fluage expérimentales et numériques à (a) 20°C pour différentes charges imposées et à (b) 10 MPa pour différentes températures

La concordance entre les résultats expérimentaux et numériques est correcte. Il serait néanmoins intéressant d'augmenter la base expérimentale correspondant à ces configurations d'essai afin d'affiner l'optimisation des paramètres d'Anand. D'autres essais de fluage pour de nouvelles charges et températures imposées pourraient en outre être réalisés. Le tableau 1-6 récapitule les neuf paramètres du modèle viscoplastique d'Anand correspondant à l'alliage SAC305, recalés à partir des essais de fluage réalisés avec les éprouvettes coulées.

Tableau 1-6 Paramètres du modèle viscoplastique d'Anand pour l'alliage SAC305 issus du processus d'optimisation

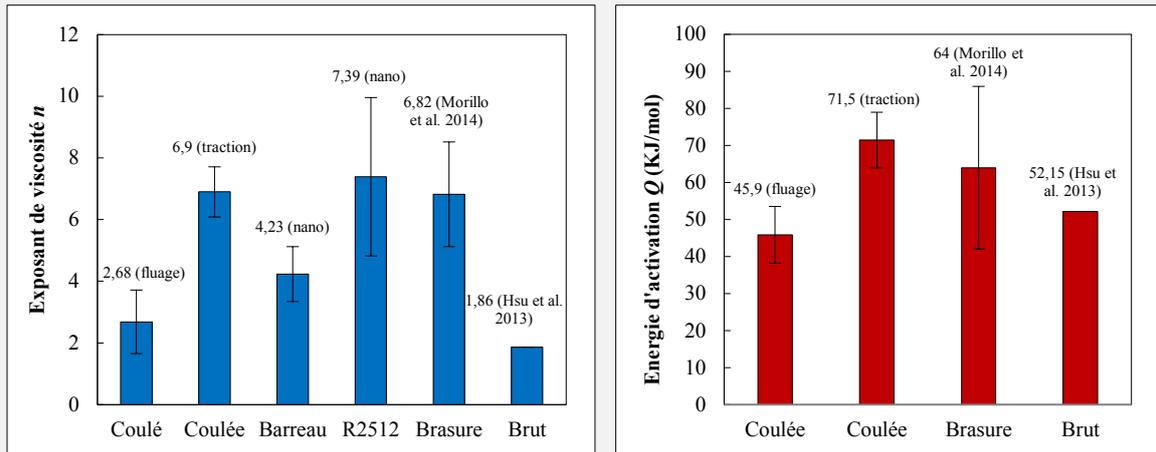
Paramètre	Unité	Valeur
s_0	<i>MPa</i>	6.0001
Q/R	K^{-1}	7435.3
A	s^{-1}	3563.7
ξ	-	3.1479
m	-	0.24387
h_0	<i>MPa</i>	20051
\hat{s}	<i>MPa</i>	29.652
n	-	0.015665
a	-	2.1314

1.4.3. Synthèse 1.4

Ce qu'il faut retenir

Modèle de Norton

- Exposant de viscosité n semble dépendre de la méthode de mesure
- Pour un moyen de caractérisation donné : cohérence de n et Q avec la littérature
- 1^{ère} approche pour le calcul rapide du critère de fatigue thermomécanique



Modèle d'Anand

- Bonne représentativité des éprouvettes coulées
- 9 paramètres de la loi recalés à partir des essais de fluage (σ , T)
- Modèle viscoplastique utilisé pour la modélisation des essais VRT (cf. Chapitre 3)

Paramètre	Unité	Valeur
s_0	MPa	6.0001
Q/R	K^{-1}	7435.3
A	s^{-1}	3563.7
ξ	-	3.1479
m	-	0.24387
h_0	MPa	20051
\hat{s}	MPa	29.652
n	-	0.015665
a	-	2.1314

1.5. Mesure expérimentale de la courbe d'hystérésis contrainte - déformation en cisaillement

Les sections précédentes ont permis de caractériser l'alliage de brasure SAC305 à partir d'éprouvettes dont le degré de représentativité dépendait de sa microstructure, elle-même fonction du volume de brasure considéré. En ce sens, les éprouvettes issues du barreau laminé représentent un niveau « macroscopique » de caractérisation tandis que les éprouvettes coulées ont permis de décrire de façon « mésoscopique » le comportement mécanique des joints d'interconnexion SAC305. La mise en forme de ces dernières a en effet permis d'obtenir la même structure dendritique et morphologie de grains β -Sn que les joints brasés sans toutefois s'affranchir du problème de la taille des éprouvettes. Le niveau de caractérisation « microscopique » souhaité, représentant le plus haut degré de représentativité du joint brasé, est atteint via les essais de nanoindentation puisque ceux-ci peuvent directement être effectués sur les interconnexions. Ces derniers sont cependant limités dans la mesure où seules des propriétés mécaniques et modèles simples sont identifiables à partir des mesures. Un dernier biais permettant de caractériser les joints de brasure SAC305 est de construire sa boucle d'hystérésis contrainte - déformation en cisaillement. Ce dernier essai est particulièrement intéressant pour l'étude de la fatigue thermomécanique puisque les sollicitations sont générées par des cycles thermiques. La loi de comportement résultante peut cependant très bien être considérée pour le calcul des contraintes et déformations au niveau des interconnexions lors de chargements vibratoires à hautes températures notamment. Cette partie traite de la mise en place de l'expérimentation permettant d'obtenir la boucle d'hystérésis $\gamma - \tau$ correspondant aux joints de brasure SAC305. Une étude numérique préliminaire est menée afin de définir le choix du design des composants « sur mesure » fabriqués pour cette caractérisation. Enfin, la courbe d'hystérésis expérimentale pour l'alliage SAC305 est tracée et discutée au regard des contraintes et déformations mesurées.

1.5.1. Théorie

L'essai consiste à déterminer expérimentalement l'évolution de la contrainte et de la déformation en cisaillement dans le joint de brasure critique d'un assemblage électronique au cours d'un cycle thermique. Cette caractérisation s'effectue à l'échelle du joint brasé mais la mesure n'est pas directe. La boucle d'hystérésis obtenue est en effet issue de mesures de déformation du PCB et du composant ainsi que d'hypothèses de calcul basées sur une approche simplifiée de l'assemblage. Cette méthode a été développée en 1984 par P. Hall afin de comprendre les sollicitations thermomécaniques subies par les joints de brasures 60Sn-40Pb au cours d'un cycle thermique [116]. Le modèle a ensuite été précisé par Jih et al. [117] ainsi que J.P. Clech [118] qui ont donné une description détaillée de cette approche analytique afin de pouvoir effectuer des simulations numériques. De par le type de sollicitation considéré, cette partie théorique aurait pu s'intégrer au chapitre 3 traitant de la fatigue thermomécanique. Les travaux de P. Hall reposant sur cette théorie, il est intéressant et pertinent de la décrire dès à présent.

a) Hypothèses de départ du modèle bidimensionnel

L'étude se place dans le cadre de composants non-matriciels (joints de brasure à la périphérie du composant). La figure 1-52 représente de façon schématique un composant périphérique assemblé sur un PCB. La forme des joints représentée ici est arbitraire et ne constitue en rien une simplification pouvant définir une hypothèse pour de potentiels calculs.

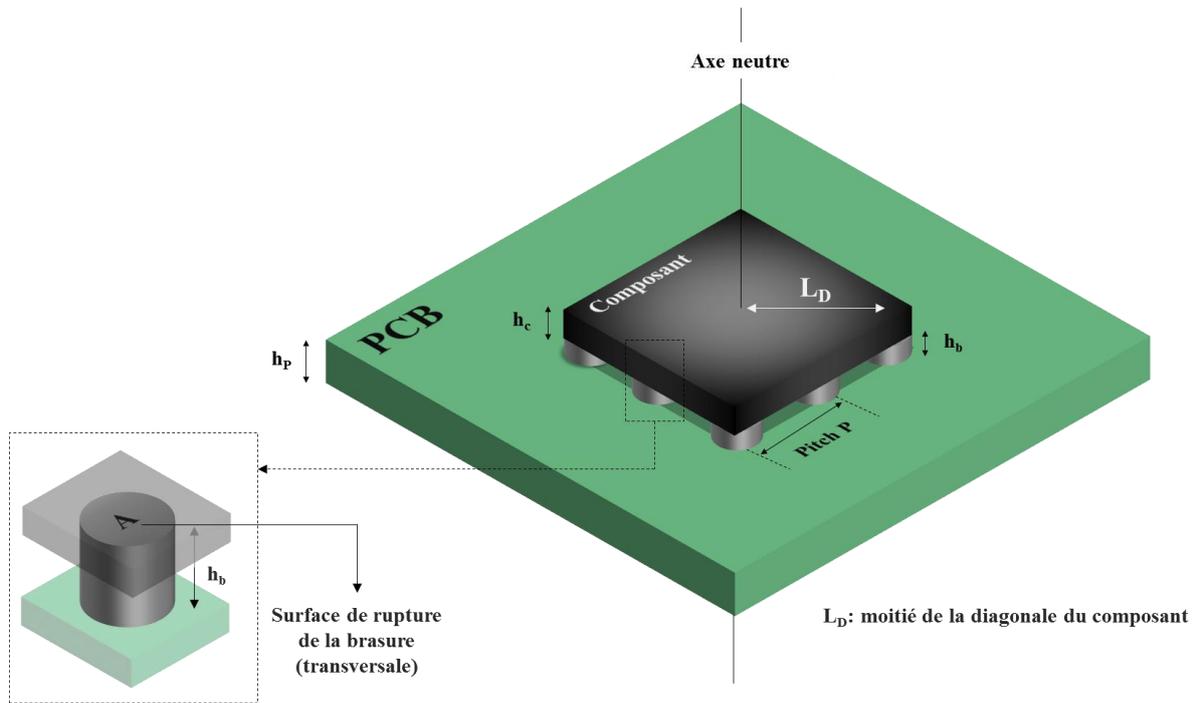


Figure 1-52 Représentation schématique d'un assemblage électronique avec ses caractéristiques dimensionnelles

Les défaillances observées au niveau des joints de brasure lors de cycles thermiques sont principalement dues au différentiel de CTE qui existe entre le composant et le PCB. Lors de la montée et la descente en température, les matériaux constitutifs du composant et du PCB se dilatent et se contractent respectivement, générant ainsi des forces de cisaillement au niveau des joints d'interconnexion. Ce cisaillement cyclique est à l'origine des ruptures des brasures dans lesquelles vont pouvoir s'initier et se propager des fissures de fatigue. Les joints d'interconnexion les plus susceptibles de subir une défaillance sont situés « loin » de l'axe neutre. C'est à ce niveau-là que les forces de cisaillement vont en effet être les plus importantes. Les joints en coin de composant sont donc généralement les plus critiques. C'est particulièrement le cas lors d'essais accélérés en cyclage thermique où des composants non-fonctionnels (c'est-à-dire sans puce) sont le plus souvent utilisés. Dans le cas de composants dont la puce en silicium est plus petite par rapport aux dimensions du composant, les joints de brasure critiques se trouvent alors juste en dessous des coins de la puce car celle-ci possède généralement un CTE plus faible que celui de l'encapsulant. Les forces de cisaillement peuvent ainsi être plus importantes malgré la plus faible distance à l'axe neutre (Figure 1-53).

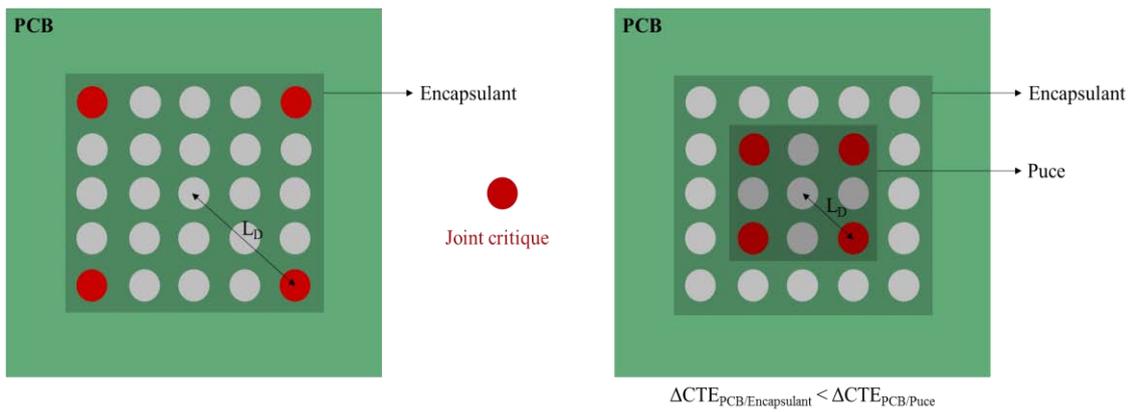


Figure 1-53 Localisation des joints critiques dans le cas d'un composant non-fonctionnel et d'un composant possédant une puce

Dans le cadre du programme ESP, des composants non-fonctionnels ont été considérés et aucun cycle *power on / power off* (alimentation électrique cyclique du composant) générant une augmentation de température au niveau de la puce n'a été effectué. L'étude se place ainsi dans le cas où le joint critique se trouve dans les coins du composant. Cela constituera une hypothèse de départ pour la suite du développement des calculs qui se concentreront donc sur le joint le plus éloigné du centre de l'assemblage. La figure 1-54 ci-dessous est une vue en coupe de l'assemblage dans le plan de la diagonale du composant et de l'axe neutre à température ambiante. Il contient donc le joint d'interconnexion critique. Les notations utilisées dans la suite de cette partie sont également données.

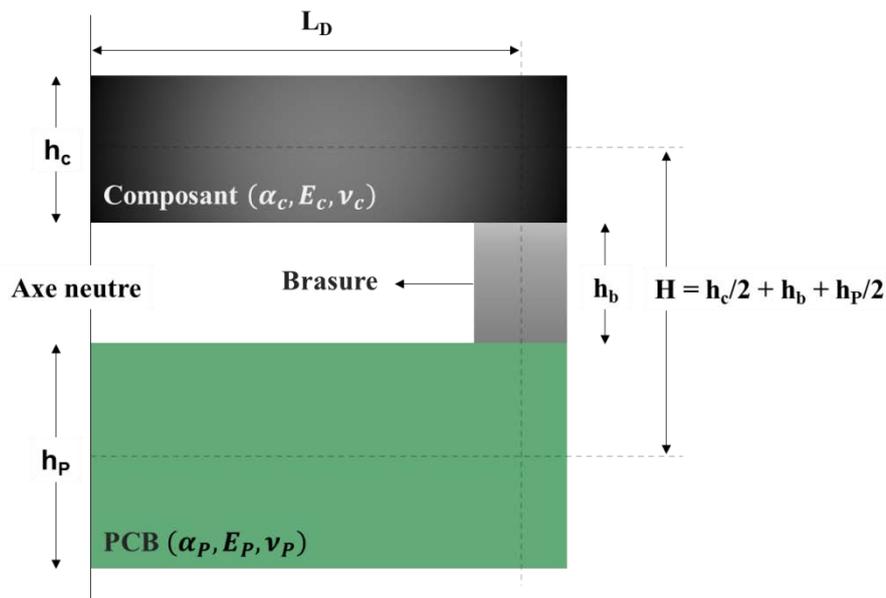


Figure 1-54 Vue schématique en coupe de l'assemblage à la température de référence (ambiante)

Les indices « c », « b » et « P » correspondent respectivement au composant, à la brasure et au PCB. Les propriétés mécaniques des matériaux constitutifs du composant et du PCB (α : CTE, E : module d'Young et ν : coefficient de Poisson) sont des paramètres de premier ordre pour l'évaluation des chargements thermomécaniques au niveau des brasures. Ces valeurs sont généralement calculées ou mesurées pour le PCB et données par le fabricant dans le cas des composants. Les paragraphes suivants décrivent le comportement d'un joint d'interconnexion dans le cas d'une montée en température ($\Delta T > 0$) mais le raisonnement s'applique également pour des variations négatives de températures où le composant et le PCB se contractent.

b) Cisaillement maximal dans la brasure

En considérant que le composant n'est pas sous tension et que la température du composant est égale à la température du PCB, une élévation de la température ΔT va produire des déformations thermiques proportionnelles au coefficient de dilatation thermique de chaque matériau. La figure 1-55 ci-dessous schématise ce qu'il se passe au niveau de la brasure pendant la montée en température d'un assemblage au cours d'un cycle thermique. La différence de coefficient de dilatation thermique entre le composant et le PCB provoque une déformation en cisaillement au niveau du joint d'interconnexion : γ_{max} .

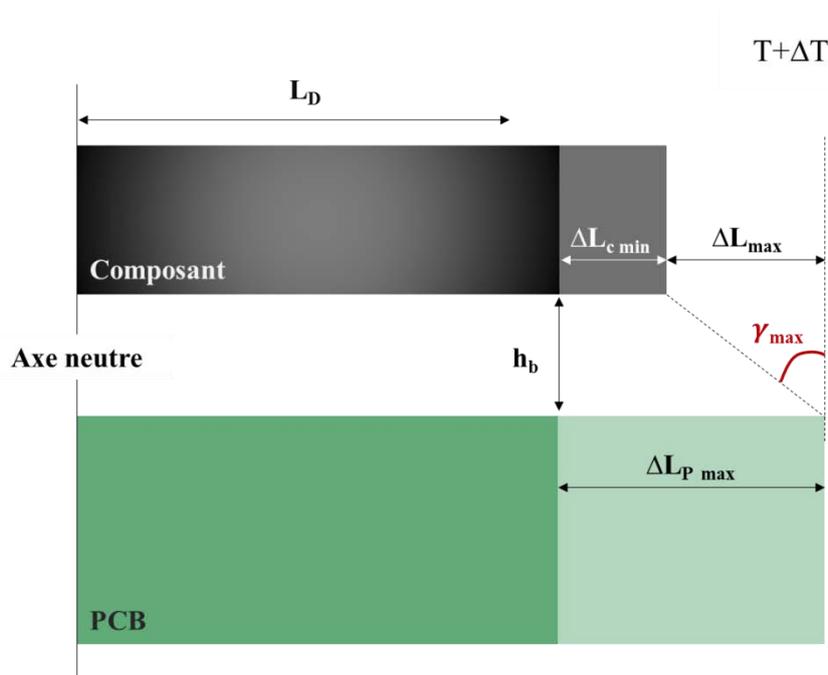


Figure 1-55 Déformation en cisaillement maximale due à la différence de CTE entre le composant et le PCB lors d'une montée en température ($\Delta T > 0$)

Le PCB, composé le plus souvent de résine époxyde et de fibres de verre ainsi que de couches de cuivre, présente un CTE plus important que celui du composant. Cette différence de CTE permet d'estimer la déformation maximale de cisaillement dans le cas où la brasure serait totalement accommodante. Tout se passe comme si le joint d'interconnexion n'influaient donc pas sur l'expansion du composant et du PCB. L'équation ci-dessous permet d'estimer la valeur de la déformation en cisaillement maximale subie par la brasure lors de chargements thermomécaniques.

$$\gamma_{max} = \frac{\Delta L_{max}}{h_b} = \frac{L_D \Delta \alpha \Delta T}{h_b} \quad (1-31)$$

c) Cisaillement réel au niveau de la brasure

En réalité, tout ne se passe pas comme si le joint d'interconnexion était totalement accommodant. La brasure induit effectivement un effet de retenu sur le comportement de l'assemblage. La présence du joint d'interconnexion va de ce fait affecter l'expansion (ou la contraction) du composant et du PCB dont les CTE sont différents. Des moments vont également être générés aux extrémités du composant et du PCB ce qui va aboutir à la flexion de l'assemblage. Le cisaillement auquel est soumis le joint d'interconnexion est alors plus faible que dans le cas parfaitement accommodant. La figure 1-56 décrit schématiquement cette diminution de l'angle de cisaillement (pour des raisons de clarté, la flexion de l'assemblage n'est ici pas schématisée).

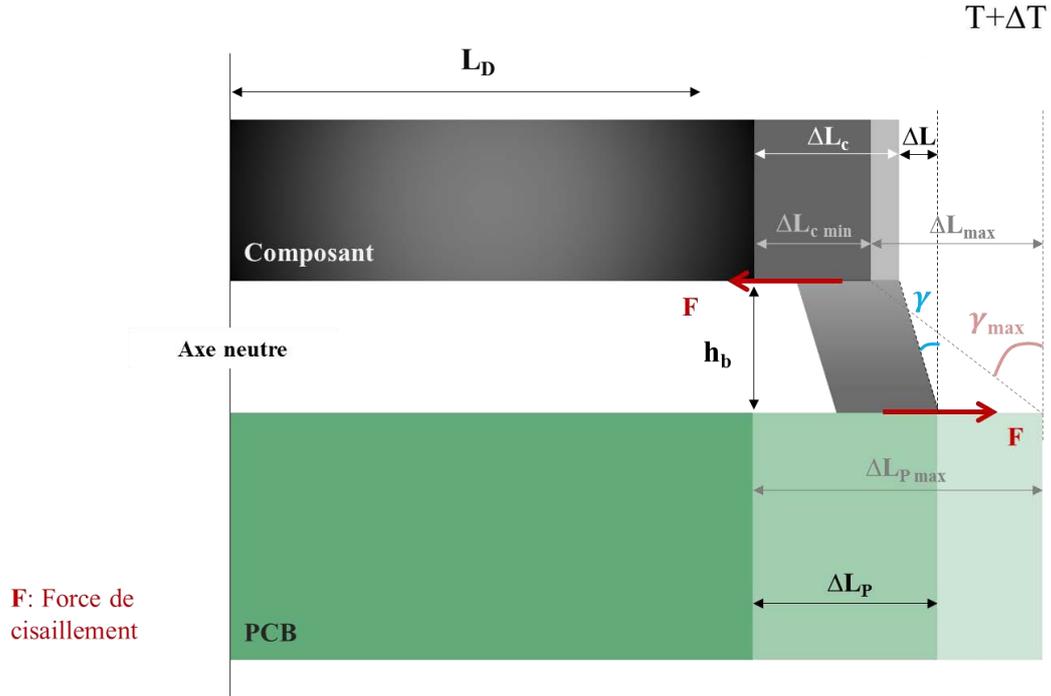


Figure 1-56 Déformation en cisaillement réelle au niveau du joint de brasure critique ($\Delta T > 0$)

Pour estimer la déformation réelle de cisaillement, il faut donc tenir compte :

- des allongements du composant et du PCB,
- de la flexion de l'assemblage,
- de la rotation de corps rigide de la brasure.

Ces trois contributions vont en effet réduire les déformations en cisaillement subies par le joint de brasure critique. La présence du joint d'interconnexion va d'abord générer un plus grand allongement du composant et une plus faible élongation du PCB, réduisant ainsi l'angle de cisaillement. La flexion de l'assemblage induit la traction de la face inférieure du composant et la compression de la face supérieure du PCB. Ces déformations ont elles aussi pour effet de réduire l'angle de cisaillement au niveau du joint d'interconnexion. Enfin, cette même flexion produit une rotation de corps rigide de la brasure venant elle aussi diminuer la déformation en cisaillement. Le modèle analytique est développé en considérant l'hypothèse de Hall qui considère une symétrie axisymétrique pour l'assemblage. Cette hypothèse permet de simplifier considérablement les calculs tout en assurant la description des effets de premier ordre. Les équations développées ci-après permettent de mettre en lien les forces exercées et les allongements longitudinaux observés au niveau du composant et du PCB.

$$\Delta L = \Delta L_p - \Delta L_c \quad (1-32)$$

$$\Delta L_p = L_D \alpha_p \Delta T - \frac{F (1 - \nu_p^2) L_D}{2 P E_p A_p} - \frac{L_D h_p}{2 R_p} \quad (1-33)$$

$$\Delta L_c = L_D \alpha_c \Delta T + \frac{F (1 - \nu_c) L_D}{P E_c A_c} + \frac{L_D h_c}{2 R_c} \quad (1-34)$$

Les termes A_i et R_i représentent l'aire de la section transversale et le rayon de courbure de l'élément « i » de l'assemblage. La lettre P lorsqu'elle n'est pas utilisée comme indice correspondant au PCB, signifie *Pitch*. C 'est la distance entre deux joints d'interconnexion. Le bilan des déplacements observés au niveau du composant et du PCB permet donc d'affiner l'estimation de l'angle de cisaillement. Dans le cas des faibles flexions, le rayon de courbure du composant et du PCB peuvent être considérés comme égaux ($R_p = R_c = R$). La dernière contribution à prendre en compte est la rotation de corps rigide du joint de brasure lors de la flexion de l'assemblage. La figure 1-57 décrit le comportement en rotation de l'interconnexion dans le cas du modèle de Hall qui considère que la déformation au-dessous du composant est la même que la déformation au-dessus du PCB, de telle sorte que la brasure reste parallèle à l'axe neutre. Jih et al. définissent la rotation de la brasure comme la moyenne de la rotation des extrémités du composant et du PCB modélisés comme des poutres.

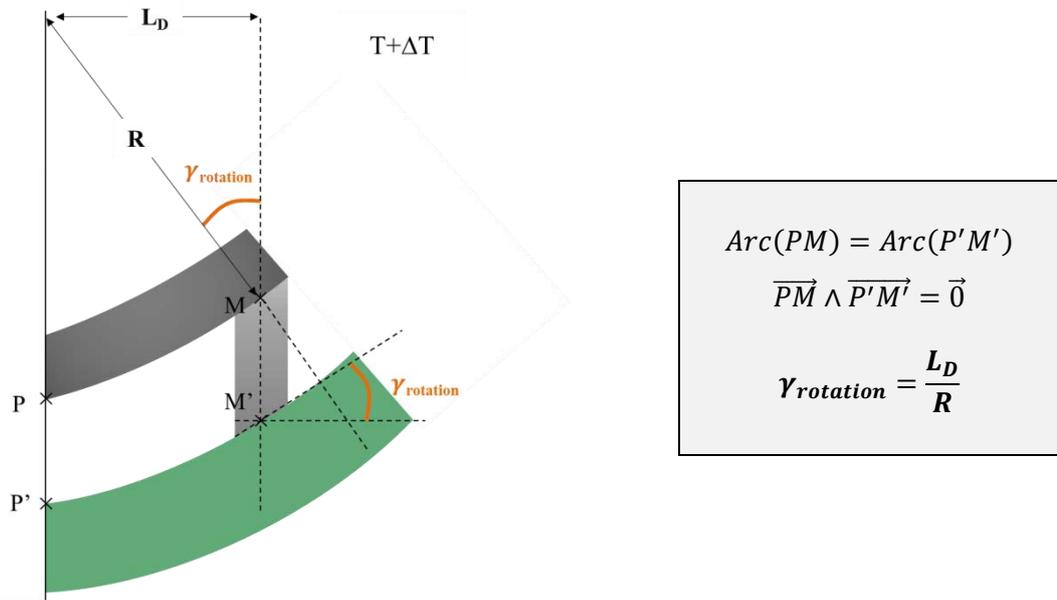


Figure 1-57 Diminution de l'angle de cisaillement due à la rotation de corps rigide de la brasure

Le cisaillement réel subi par le joint d'interconnexion peut ainsi être défini par la différence entre les déplacements longitudinaux du composant et du PCB (équations 1-35 et 1-36), divisée par la hauteur de la brasure ; ratio auquel il faut enfin soustraire la contribution liée à la rotation de la brasure.

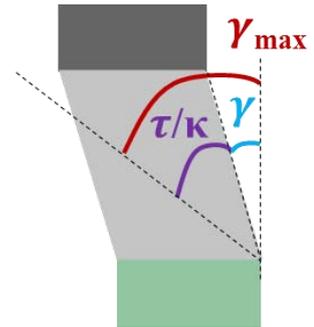
$$\gamma = \frac{\Delta L}{h_b} - \frac{L_D}{R} \quad (1-35)$$

$$\gamma = \gamma_{\text{max}} - \frac{L_D F}{P h_b} \left(\frac{1 - \nu_p^2}{2 E_p A_p} + \frac{1 - \nu_c}{E_c A_c} \right) - \frac{L_D H}{h_b R} \quad (1-36)$$

Il apparait donc que les phénomènes liés à des variations de température vont avoir pour effet de réduire le cisaillement de la brasure. L'effet de retenue de l'assemblage par le joint d'interconnexion, la flexion de l'assemblage et la rotation de la brasure vont en effet générer des déformations dans la brasure qui vont se soustraire à la déformation maximale en cisaillement due à la différence de CTE entre le PCB et le composant. Les équations suivantes permettent de lier la déformation en cisaillement avec la contrainte associée en introduisant un terme de rigidité fonction des caractéristiques physiques et mécaniques des éléments de l'assemblage.

$$\gamma = \gamma_{max} - (\gamma_{traction/compression} + \gamma_{flexion} + \gamma_{rotation}) \quad (1-37)$$

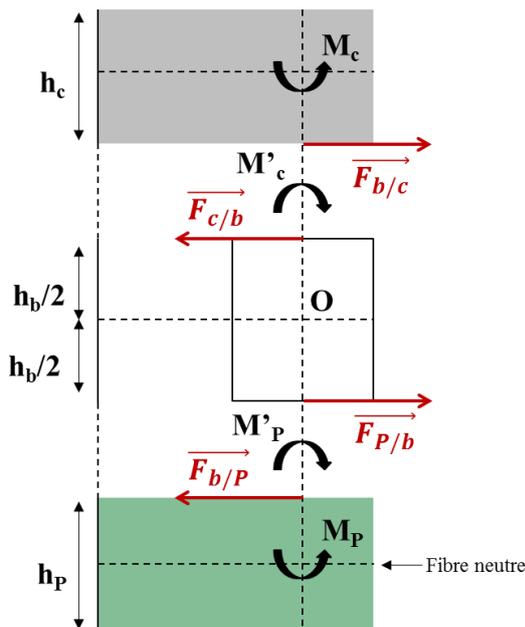
$$\gamma + \frac{\tau}{\kappa} = \frac{L_D \Delta\alpha \Delta T}{h_b} \quad (1-38)$$



L'équation met en évidence un terme τ/κ qui correspond à l'ensemble des déformations en cisaillement dues à la retenue de l'assemblage par la brasure, la flexion de l'assemblage et la rotation de la brasure. Ces déformations «minimisant» le cisaillement maximal sont donc traduites par des contraintes de cisaillement appliquées au niveau de la section transversale de la brasure. La lettre κ désigne le paramètre «rigidité de l'assemblage» qui est homogène à une pression. En considérant l'assemblage composé du composant et du PCB comme un système mécanique de ressorts en série, κ peut également être exprimé comme fonction d'une constante de raideur, de la surface de rupture de la brasure et de sa hauteur : $\kappa = K \cdot h_b/A$ [118].

d) Détermination du paramètre « κ »

La première étape consiste à effectuer le bilan des forces et des moments appliqués au niveau du joint critique entre le composant et le PCB. Cette étape permet de regrouper dans une même formulation la force de cisaillement et les moments. La figure 1-58 présente un modèle éclaté de l'assemblage électronique. L'expression des rayons de courbure en fonction des moments quadratiques, des forces et des moments n'est pas démontrée ici mais provient de l'ouvrage de référence de Roark qui établit les formules de contraintes et déformations pour différentes géométries [119]. Suivant l'hypothèse axisymétrique de Hall, le comportement du composant est assimilé à celui d'une plaque circulaire et la section de PCB en-dessous du composant est considérée comme un disque circulaire dans une plaque trouée (de même rayon que le disque) infinie.



Application de la deuxième loi de Newton au joint d'interconnexion :

$$\sum \vec{F}_{ext} = \vec{0} \text{ et } \sum \vec{M}_{ext} = \vec{0}$$

$$\rightarrow \|\vec{F}_{c/b}\| = \|\vec{F}_{p/b}\| = F \quad (1-39)$$

$$\text{d'où } \|\vec{M}_c\| + \|\vec{M}_p\| = h_b F \quad (1-40)$$

Relation avec les rayons de courbure [119] :

$$\frac{1}{R_c} = \frac{1}{E_c I_c} \left(\|\vec{M}_c\| + \frac{F h_c}{2} \right) \quad (1-41)$$

$$\frac{1}{R_p} = \frac{1}{E_p I_p} \left(\|\vec{M}_p\| + \frac{F h_p}{2} \right) \quad (1-42)$$

I_c et I_p : moments quadratiques du composant et du PCB

Figure 1-58 Vue éclatée de l'assemblage électronique - Forces et moments appliqués au niveau du joint de brasure et formalisme mathématique associé

La force de cisaillement F peut être reliée à la contrainte de cisaillement via la surface de rupture de la brasure ($F = \tau A$). En combinant les expressions obtenues à partir du bilan des forces et des moments avec les formules des rayons de courbures, on obtient une formulation du rayon de courbure en fonction de la contrainte de cisaillement. Il vient ainsi l'expression du paramètre rigidité équivalente donnée ci-dessous :

$$\kappa = \frac{P h_b}{L_D A} \left(\frac{1 - \nu_p^2}{2 E_p h_p} + \frac{1 - \nu_c}{E_c h_c} + \frac{H^2}{\frac{E_c h_c^3}{12(1 - \nu_c)} + \frac{E_p h_p^3}{6(1 - \nu_p^2)}} \right)^{-1} \quad (1-43)$$

Le modèle d'évaluation des chargements thermomécaniques présenté ici permet d'établir une relation relativement simple entre la contrainte et la déformation en cisaillement dans le joint d'interconnexion critique de composants périphériques. Il nécessite néanmoins la connaissance précise des dimensions et des propriétés mécaniques des différents éléments de l'assemblage.

e) *Construction expérimentale de la courbe γ - τ pour l'alliage 60Sn-40Pb [116]*

C'est donc à partir de cette approche analytique que Hall a pu tracer la boucle d'hystérésis contrainte - déformation en cisaillement permettant de quantifier l'endommagement accumulé dans le joint de brasure critique au cours d'un cycle thermique. Le véhicule de test considéré dans cette étude est composé d'un composant CMS 84 I/O Leadless Ceramic Chip Carrier (LCCC84) assemblé sur un PCB de type FR-4 avec l'alliage 60Sn-40Pb. La distance entre les brasures est notée « P » et la section transversale de la brasure « A ». L'originalité de ce travail repose sur l'utilisation de jauges de déformation placées au centre de l'assemblage sur et sous le composant ainsi que sur et sous le PCB (Figure 1-59). Cette configuration permet de déterminer indirectement la réponse des joints de brasure critiques au cours de cycles thermiques.

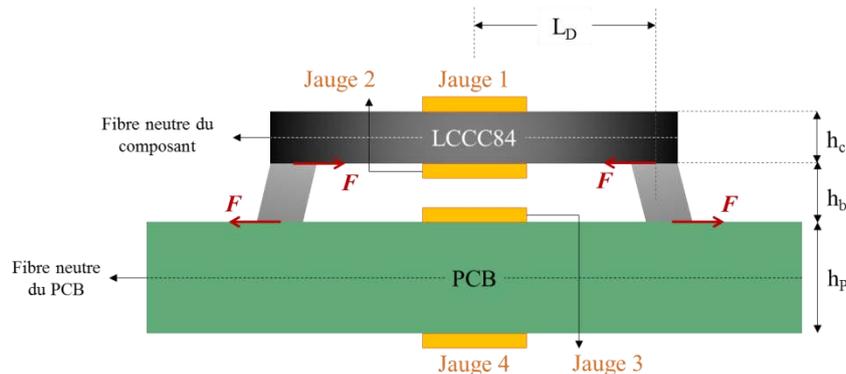


Figure 1-59 Placement des jauges de déformation pour le calcul des contraintes et des déformations en cisaillement dans les joints de brasure critiques au cours de cycles thermiques

Du fait de l'encombrement des jauges de déformation entre le composant et le PCB, l'auteur a utilisé deux assemblages différents pour tracer la boucle d'hystérésis caractéristique de la réponse de la brasure. Les jauges 1, 2 et 4 ont été collées sur le premier assemblage tandis que les jauges 1, 3 et 4 ont été collées sur le deuxième. Ces assemblages ont ensuite été placés dans une étuve thermique générant un cycle thermique très lent : $[-25^\circ\text{C}, +125^\circ\text{C}]$, $0.5^\circ\text{C}/\text{min}$, 120 minutes de maintien aux paliers (Figure 1-60).

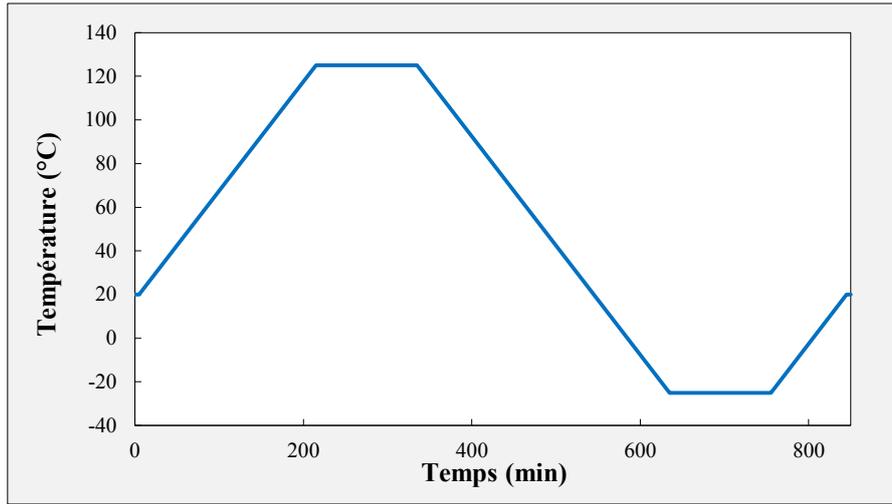


Figure 1-60 Cycle thermique générée pour la construction de la courbe d'hystérésis correspondant à l'alliage 60Sn-40Pb

Cette cinétique très lente est importante afin d'éviter des problèmes de gradients thermiques au niveau des échantillons et garantir l'activation des phénomènes viscoplastiques de l'alliage de brasure. Les mesures de déformation issues des jauges 1, 2, 3 et 4 (ε_1 , ε_2 , ε_3 et ε_4) sont ensuite converties en déformations et contraintes en cisaillement dans les joints d'interconnexion critiques à travers l'utilisation des équations suivantes :

$$\gamma = \frac{L_D}{h_b} \left[\varepsilon_3 - \varepsilon_2 + \frac{h_b}{2} \left(\frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_2}{h_c} + \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_4}{h_p} \right) \right] \quad (1-44)$$

$$\tau = \frac{F}{A} = \frac{P}{12 A \left(h_b + \frac{h_c + h_p}{2} \right)} \left[\frac{E_c h_c^2 (\varepsilon_2 - \varepsilon_1)}{1 - \nu_c} + \frac{2 E_p h_p^2 (\varepsilon_4 - \varepsilon_3)}{1 - \nu_p^2} \right] \quad (1-45)$$

La courbe d'hystérésis obtenue a permis de comprendre la réponse thermomécanique des joints de brasure 60Sn-Pb40 (Figure 1-61). Elle reflète en effet le comportement viscoplastique de l'alliage de brasure au cours d'un cycle thermique. Lors de la montée en température de -25°C jusqu'à 125°C, la brasure est relativement résistante et l'angle de cisaillement reste plus ou moins constant. Lorsque la contrainte augmente du fait de l'écoulement plastique, la déformation en cisaillement augmente également sous l'effet du différentiel de CTE entre le composant et le PCB. Plus la température augmente et plus les phénomènes viscoplastiques sont activés. Le phénomène de relaxation, ayant lieu durant la rampe thermique très lente, empêche donc la contrainte d'augmenter et celle-ci diminue même légèrement. Les taux de déformation viscoplastique résultants participent à l'augmentation rapide de la déformation totale du joint de brasure. À 125°C, le maintien de la température pendant deux heures induit une déformation constante au niveau des interconnexions qui peuvent alors relaxer les contraintes accumulées. Ces contraintes étant relativement faibles, cette diminution n'est pas visible sur la courbe. Lors de la descente en température, la déformation en cisaillement diminue et la contrainte augmente progressivement du fait de la résistance plus importante de l'alliage à basse température. Le palier à -25°C montre cette fois-ci une droite de relaxation même si cette dernière reste faible. La contrainte initiale est en effet plus élevée mais les phénomènes viscoplastiques sont moins actifs aux températures basses.

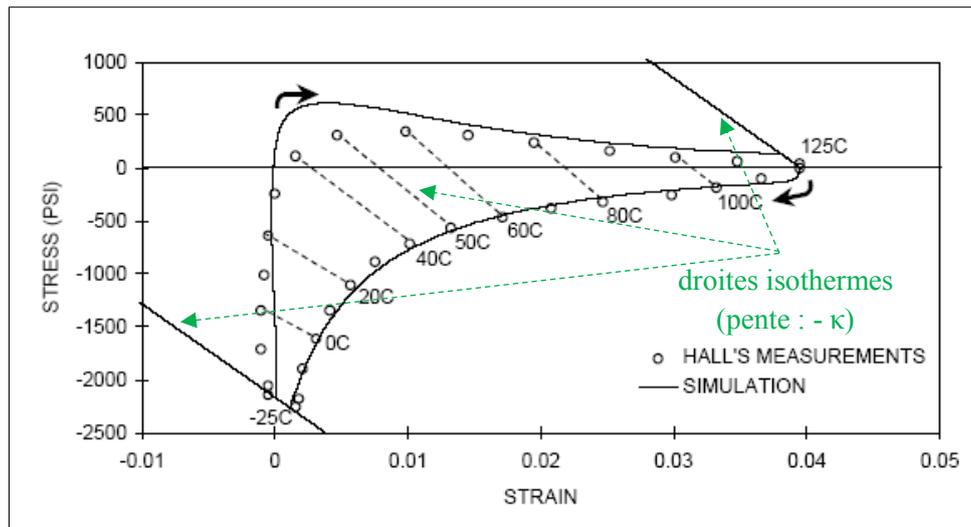


Figure 1-61 Courbes d'hystérésis γ - τ expérimentale et numérique pour l'alliage 60Sn-Pb40 durant un cycle thermique entre -25°C et 125°C [120]

Clech a recalé cette boucle d'hystérésis en considérant un modèle plastique de type Ramberg-Osgood et une double loi puissance de type Norton. La construction numérique de cette courbe repose sur la résolution d'un système de 4 équations à 4 inconnues. Cet algorithme est à la base de son modèle d'évaluation de la fiabilité des assemblages électroniques (alliage étain-plomb) : *Solder Reliability Solutions Model* [118]. Pao et al. ont également développé une méthode permettant de tracer la courbe d'hystérésis γ - τ de l'alliage 90Pb-10Sn à partir d'un assemblage simple composé d'une poutre en alumine (Al_2O_3) et d'une poutre en aluminium [121]. Ces travaux sont très similaires à ceux de Hall puisque les auteurs ont également utilisé des jauges de déformation afin de calculer les contraintes et déformations en cisaillement dans les joints de brasure.

La construction de la courbe expérimentale contrainte - déformation en cisaillement permet de rendre compte du comportement viscoplastique de l'alliage de brasure au cours de cycles thermiques. L'aire de la boucle représente la densité d'énergie de déformation accumulée dans les joints de brasure critiques au cours d'un cycle thermique (ΔW). Ce paramètre peut constituer un critère de fatigue thermomécanique pouvant être utilisé pour le développement de modèles de durée de vie en cyclage thermique. Il représente ainsi un niveau d'endommagement du joint de brasure critique. La modélisation d'un tel essai par simulation éléments-finis par exemple peut également permettre de déterminer la loi de comportement viscoplastique de l'alliage testé. Cette caractérisation se faisant à l'échelle du joint de brasure, le modèle comportemental déterminé serait représentatif et pourrait donc être utilisé pour la simulation d'autres assemblages électroniques. Cette méthode permettrait donc de s'affranchir des problèmes liés à la microstructure et aux facteurs d'échelle rencontrés lorsque les lois de comportement sont déterminées à partir d'essais en traction monotone ou en fluage sur des éprouvettes macroscopiques non représentatives. De par la complexité de sa mise en place, cette expérimentation n'a, à ce jour, été effectuée que par Hall pour l'alliage 60Sn-Pb40, il y a donc 33 ans. Elle n'a en particulier jamais été réalisée pour caractériser un alliage sans plomb.

1.5.2. Simulations numériques préliminaires

Les modèles de fatigue basés sur l'estimation de la densité d'énergie de déformation (ΔW) sont prometteurs [74] et la construction expérimentale de la boucle d'hystérésis $\gamma - \tau$ pour les alliages sans plomb se révèle donc pertinente. L'objectif de ces simulations préliminaires est d'évaluer la faisabilité d'une telle expérimentation en s'assurant que les composants « sur mesure » (également appelés « pseudo-composants ») considérés pourront permettre la mesure des contraintes et déformations en cisaillement dans les joints de brasure critiques. La mesure se faisant à partir de jauges de déformation placées de façon précise au niveau des faces supérieures et inférieures du pseudo-composant et du PCB, La conception de l'assemblage est déterminant et il est important d'avoir une idée de la forme et de l'amplitude de la boucle d'hystérésis avant de lancer la fabrication des éprouvettes de test. Le fabricant de composants Kyocera a proposé plusieurs alternatives pour obtenir un boîtier céramique pouvant permettre l'obtention de la courbe d'hystérésis (le choix d'un composant céramique est motivé par le fait que ce type de matériau maximise le différentiel de CTE avec le PCB). L'alternative la plus intéressante est de considérer un boîtier HTCC (*High Temperature Co-fired Ceramic*) déjà existant, dont la face inférieure peut être modifiée afin d'obtenir des plages de brasage circulaires permettant le billage périphérique du pseudo-composant. Un assemblage simple constitué d'un composant céramique Al_2O_3 à billes, assemblé sur un PCB (FR-4) avec l'alliage de brasure SAC305 a ainsi été modélisé.

a) Modélisation du pseudo-assemblage

Les dimensions du pseudo-composant modélisé sont de $25 \times 25 \text{ mm}^2$ pour une épaisseur de 1 mm. Les plages de brasage font $600 \mu\text{m}$ de diamètre. Le *pitch* (c'est-à-dire le pas entre les interconnexions) pour ce pseudo-composant est de 1 mm et la hauteur de brasure de $500 \mu\text{m}$. Le boîtier céramique est placé au centre du pseudo-assemblage dont le PCB fait $125 \times 125 \text{ mm}^2$ pour une épaisseur de 1.6 mm. Les plages de report en cuivre font également $600 \mu\text{m}$ de diamètre afin d'avoir une interconnexion parfaitement symétrique. La hauteur de la bille est fixée à $500 \mu\text{m}$. Étant donné les symétries de l'éprouvette de test, seul 1/4 du pseudo-assemblage est modélisé. Cela permet de réduire de façon significative les temps de calcul. La figure 1-62 présente la modélisation du véhicule de test envisagé.

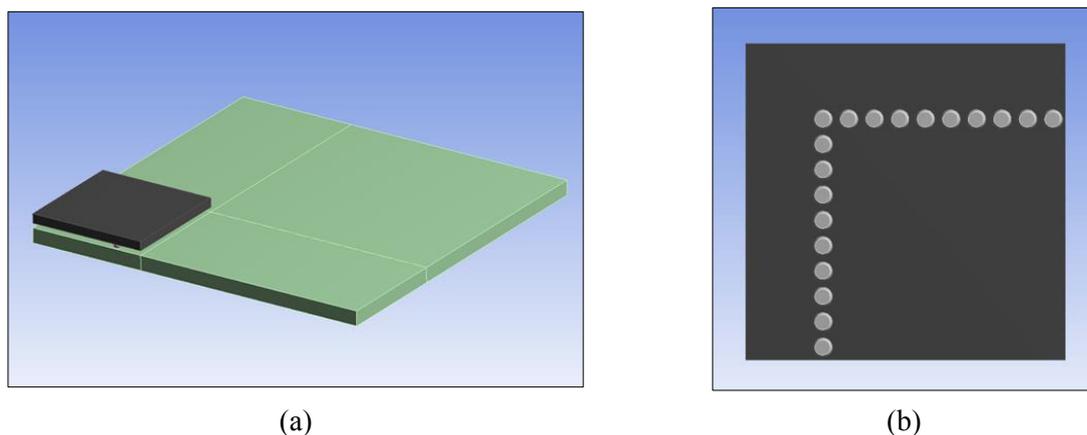


Figure 1-62 Modélisation géométrique du pseudo-assemblage. (a) Vue globale. (b) Détail au niveau des billes de brasure

Lors d'un échange avec J.P. Clech [74], une discussion avait été menée quant à l'influence de l'aspect matriciel d'un composant sur la courbe d'hystérésis obtenue. Le travail expérimental de P. Hall et le modèle développé par J.P. Clech ne semble en effet pas tenir compte de ce facteur géométrique dans la mesure où leurs études se sont portées sur des composants périphériques. Les hypothèses de calcul restent inchangées lorsqu'un composant matriciel est évalué. Or, il est intuitif de

penser que la rigidité globale de l'assemblage peut être affectée par une matrice de billes, aboutissant ainsi à une courbe d'hystérésis différente. Dans l'optique d'évaluer l'influence de l'aspect matriciel des composants, un modèle géométrique comprenant deux rangées de billes supplémentaires a été considéré (Figure 1-63). Le pas entre ces rangées de billes est de 1 mm. Ici, il n'est pas pertinent de considérer un composant ayant une matrice de billes pleine dans la mesure où il faut garder une zone de collage pour les jauges de déformation.

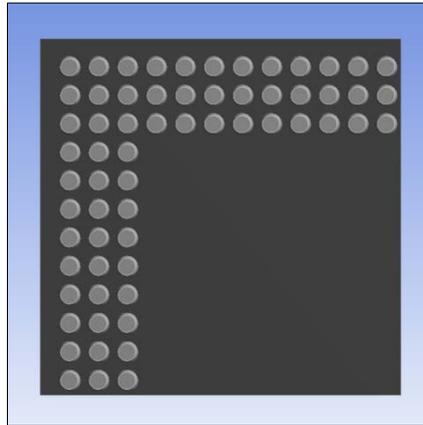


Figure 1-63 Pseudo-composant à trois rangées de billes périphériques

b) Maillage

Le maillage comprend 7431 éléments et 37801 nœuds pour le modèle géométrique à une rangée de billes et 9954 éléments et 54215 nœuds pour le modèle à 3 rangées de billes. La figure 1-64 représente le maillage du pseudo-assemblage avec un zoom au niveau des billes de brasure.

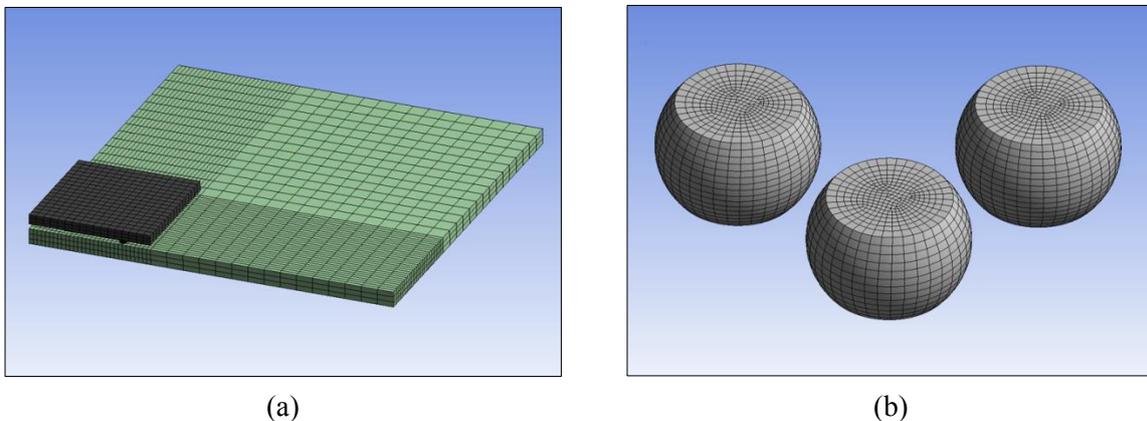


Figure 1-64 Maillage du (a) pseudo-assemblage et (b) des billes de brasure en coin

Les éléments utilisés pour cette analyse sont les éléments solides SOLID186 (éléments quadratiques à 20 nœuds), SOLID187 (éléments quadratiques à 10 nœuds) ainsi que les éléments surfaciques CONTA174 et TARGE170.

c) Conditions aux limites et conditions de chargement

Les conditions aux limites mécaniques sont déterminées par les deux plans de symétrie et par la position du sommet de la face inférieure du substrat définie comme point fixe, pour finir d'éliminer les mouvements de corps rigide du modèle (Figure 1-65). En considérant une évolution homogène de la

température au cours du temps, il n'y a pas lieu de résoudre un problème thermique ni de définir des conditions aux limites de ce type.

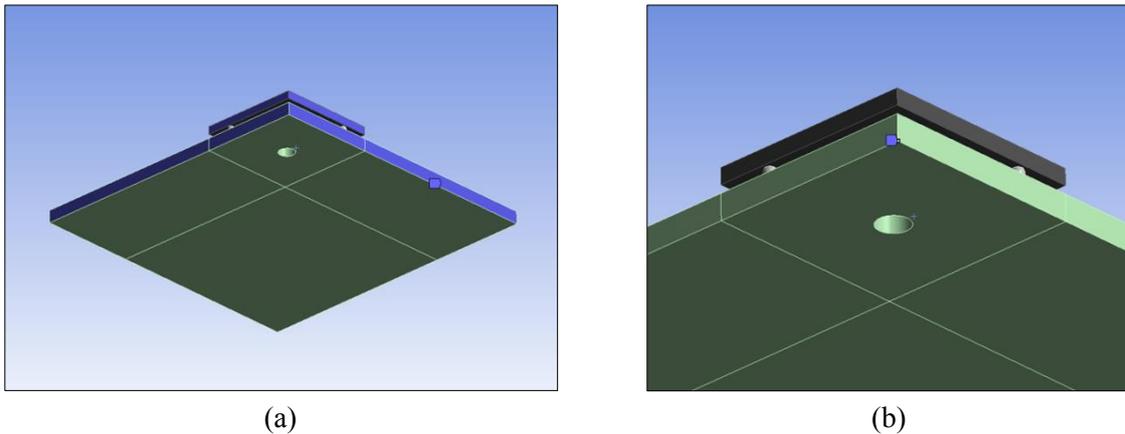


Figure 1-65 Conditions aux limites définies dans ANSYS : (a) supports sans frottement. (b) Point fixe

Le chargement thermique imposé en tout point du maillage correspond au cyclage thermique $[-25^{\circ}\text{C}, 125^{\circ}\text{C}]$ avec une rampe de $0.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ et un temps de palier aux températures extrêmes de 2 heures (Figure 1-60). Ce cycle correspond au chargement thermique avec lequel P. Hall a construit sa courbe d'hystérésis pour l'alliage 60Sn-40Pb.

d) Propriétés mécaniques des matériaux

Les propriétés mécaniques du pseudo-composant sont issues de la fiche technique fournie par le fabricant Kyocera. Comme mentionné précédemment, le choix du matériau céramique est guidé dans le but de maximiser l'écart de CTE entre le composant et le substrat afin d'obtenir des amplitudes de contraintes et de déformations mesurables. De la même façon, l'empilement du PCB est considéré de telle sorte que son CTE soit élevé : incorporation de couches de cuivre. Les propriétés mécaniques du PCB multi-couches sont estimées à partir de lois des mélanges caractéristiques des composites. La loi viscoplastique d'Anand n'ayant pas encore été déterminée lorsque ces simulations ont été effectuées, les paramètres considérés sont issus des travaux récents de Motalab et al. ainsi que ceux déterminés par Herkommer et al. dont les valeurs ont été données dans la partie bibliographique. Un des objectifs de l'étude est de comparer l'alliage SAC305 avec un alliage étain-plomb de référence. Par conséquent, des simulations sont également effectuées en considérant le modèle d'Anand correspondant à l'alliage 62Sn-36Pb-2Ag [122]. Le tableau 1-7 ci-dessous récapitule les propriétés mécaniques du PCB et du composant, ainsi que des alliages de brasure considérés.

Tableau 1-7 Propriétés mécaniques des matériaux de l'assemblage

Matériaux	Composant Al_2O_3	PCB FR-4	SAC305	62Sn-36Pb-2Ag
E (GPa)	310	24	50	35
CTE (ppm. $^{\circ}\text{C}^{-1}$)	7.1	15.6	23.5	24.0
ν	0.21	0.30	0.42	0.40
ρ (g.cm $^{-3}$)	3.70	1.85	7.37	8.40

Les neuf paramètres du modèle viscoplastique d'Anand correspondant aux alliages SAC305 et 62Sn-36Pb-2Ag sont données dans le tableau 1-8 suivant :

Tableau 1-8 Paramètres d'Anand correspondant aux alliages SAC305 et 62Sn-36Pb-2Ag

Paramètre	Unité	Motalab et al. SAC305 [101]	Herkommer et al. SAC305 [86]	Wang et al. 62Sn-36Pb-2Ag [122]
s_0	MPa	16.33	1.0665	42.32
Q/R	K	9096	10413.3	11262
A	s^{-1}	3518	8.2465×10^7	2.30×10^7
ξ	-	4	2.550	11
m	-	0.188	0.141446	0.303
h_0	MPa	160000	5023.9	4121.31
\hat{s}	MPa	24.64	20.2976	80.79
n	-	0.015	0.032472	0.0212
a	-	1.79	1.120371	1.38

e) Résultats

Le véhicule de test étant soumis à des cycles thermiques, les billes de brasures sont principalement sollicitées en cisaillement. La figure 1-66 présente le déplacement total calculé au palier à haute température et le cisaillement résultant au niveau de la bille critique.

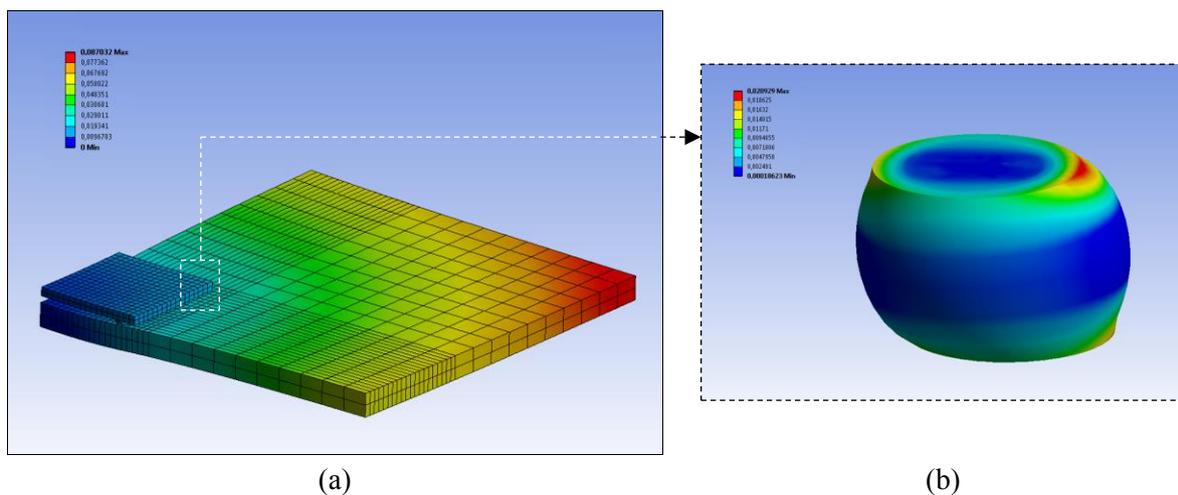


Figure 1-66 Résultats : (a) déplacement total de l'assemblage et (b) déformation totale équivalente de von Mises calculée dans la bille critique sollicitée en cisaillement

La force de contact et le déplacement au niveau du joint d'interconnexion en coin du pseudo-composant sont également calculés. La contrainte et la déformation associées sont ensuite déduites à partir de la hauteur de brasure et de la surface de contact entre la bille et le pseudo-composant (ou PCB). La hauteur de bille définie dans cette analyse est de $500 \mu\text{m}$ et la surface de de fissuration (supposée égale à l'aire de contact entre la bille et le composant) est de 0.28 mm^2 . Une première comparaison est faite entre les différents alliages de brasure considérés dans l'étude (SAC305 et 62Sn-36Pb-2Ag) pour le cycle thermique défini. Une comparaison entre le pseudo-assemblage à 1 rangée de billes et celui à 3 rangées de billes est ensuite effectuée pour rendre compte de l'influence de l'aspect matriciel du pseudo-composant sur la forme de la courbe d'hystérésis. La figure 1-67 ci-après donne les boucles d'hystérésis obtenues pour l'alliage SAC305 et 62Sn-36Pb-2Ag.

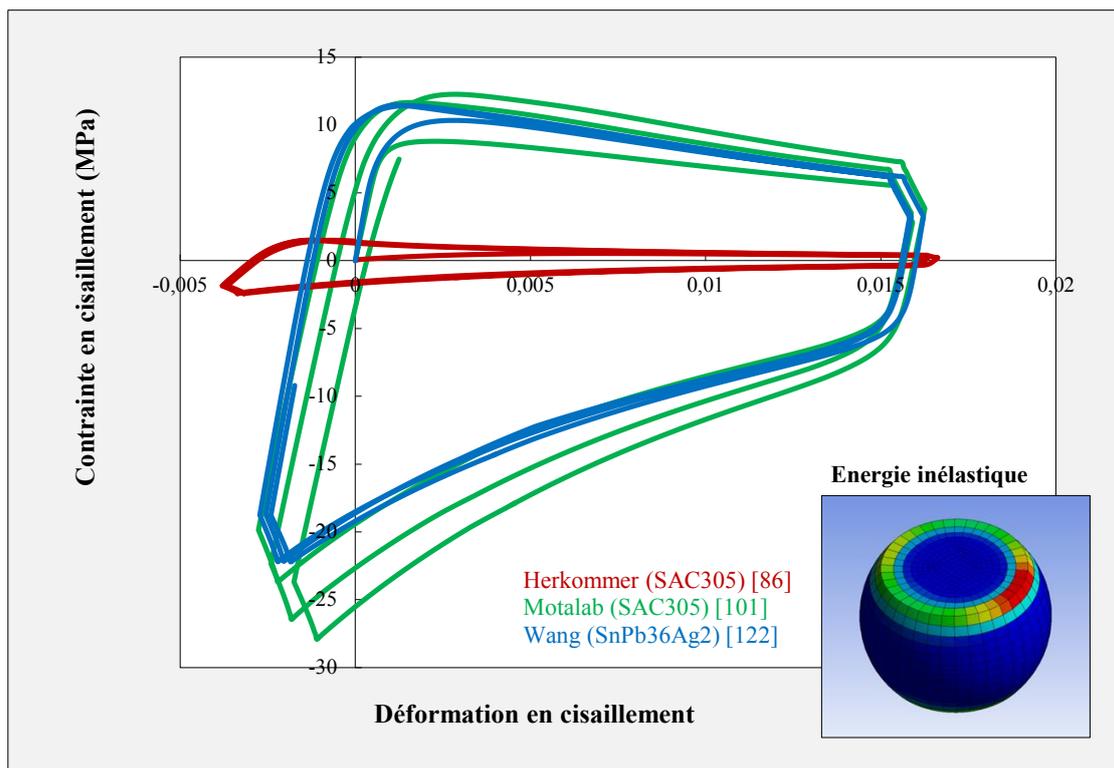


Figure 1-67 Courbes d'hystérésis numériques obtenues pour l'alliage SAC305 et 62Sn-36Pb-2Ag [86] [101] [122]

Selon le modèle viscoplastique d'Anand utilisé, la densité d'énergie de déformation inélastique dissipée au cours d'un cycle thermique pour l'alliage SAC305 est plus ou moins importante que pour l'alliage 62Sn-32Pb-2Ag. L'amplitude des contraintes est en effet plus élevée dans le cas des constantes déterminées par Motalab alors qu'elles sont moins importantes avec le modèle d'Anand déterminé par Herkommer. Ces simulations montrent bien les variabilités observées d'une publication à une autre pour un même alliage et leur impact sur la courbe d'hystérésis résultante. Les variabilités constatées entre les différents paramètres d'Anand selon les publications sont dues aux types d'éprouvettes utilisés (microstructures différentes selon la mise en forme), ainsi qu'aux types d'essais de caractérisation considérés (traction, fluage etc.). Le processus d'optimisation, propre à chaque auteur, est également source de différences entre les jeux de paramètres accessibles dans la littérature (choix des valeurs initiales des paramètres notamment). Malgré ses dispersions difficilement, il est important d'avoir un regard critique sur les paramètres ayant un sens physique (comme l'énergie d'activation Q/R par exemple). Compte-tenu des dispersions observées dans les différentes publications traitant de l'obtention du modèle d'Anand, il serait intéressant de déterminer un jeu de paramètres permettant de recaler une courbe d'hystérésis expérimentale. Avec les paramètres d'Anand issus de la littérature, il semblerait néanmoins que le pseudo-composant modélisé à partir d'un design de composant HTCC de Kyocera convienne pour construire expérimentalement les boucles d'hystérésis $\gamma - \tau$ des billes de brasure critiques. Il reste à évaluer l'aspect matriciel des composants à travers l'influence des 3 rangées de billes sur la forme de la boucle d'hystérésis. La figure 1-68 présente la comparaison entre les courbes d'hystérésis obtenues pour les pseudo-assemblages à 1 rangée et 3 rangées de billes.

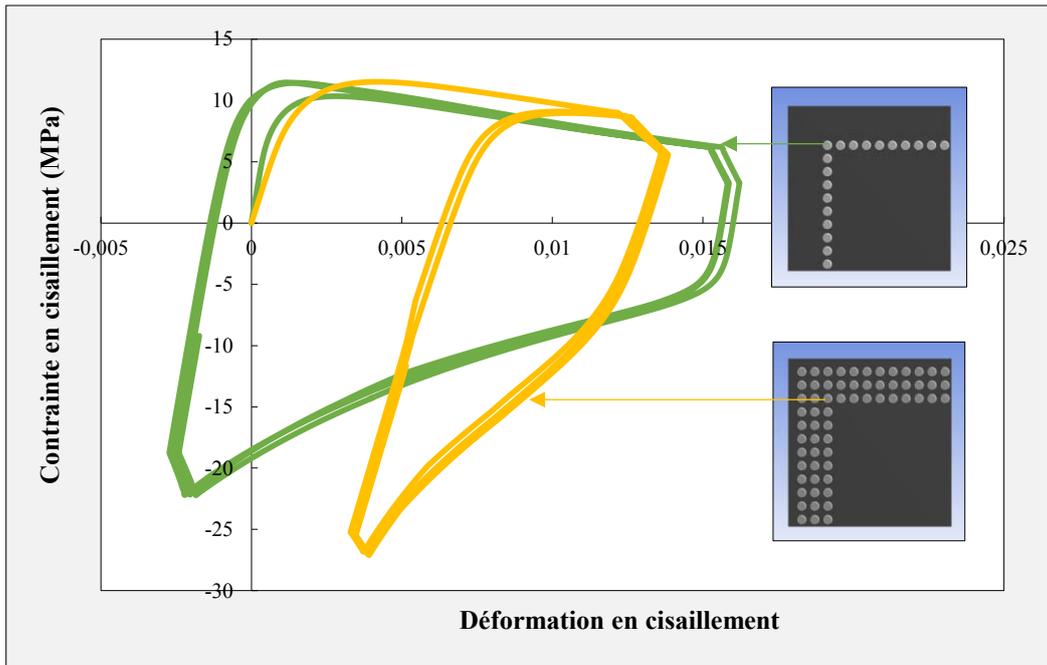


Figure 1-68 Courbes d'hystérésis correspondant aux pseudo-assemblages à 1 rangée et 3 rangées de billes périphériques

Les courbes d'hystérésis contrainte - déformation en cisaillement présentées ci-dessus correspondent aux sollicitations subies par la bille de brasure en coin de composant (joint en coin de la rangée 3). L'influence des deux rangées de billes supplémentaires n'est pas négligeable à la vue de la forme des boucles correspondant à chaque assemblage. Le pseudo-assemblage comprenant 3 rangées de billes permet en effet une dissipation de l'énergie de déformation dans le joint en coin de composant moins importante que pour le pseudo-assemblage à une rangée de billes. Enfin, les courbes d'hystérésis de la figure 1-69 sont issues de la simulation du pseudo-assemblage à 3 rangées de billes. Une courbe a été tracée pour la bille en coin de composant comme cela a été effectué auparavant, et l'autre pour la bille se situant sur la diagonale du composant et étant la plus proche de l'axe neutre.

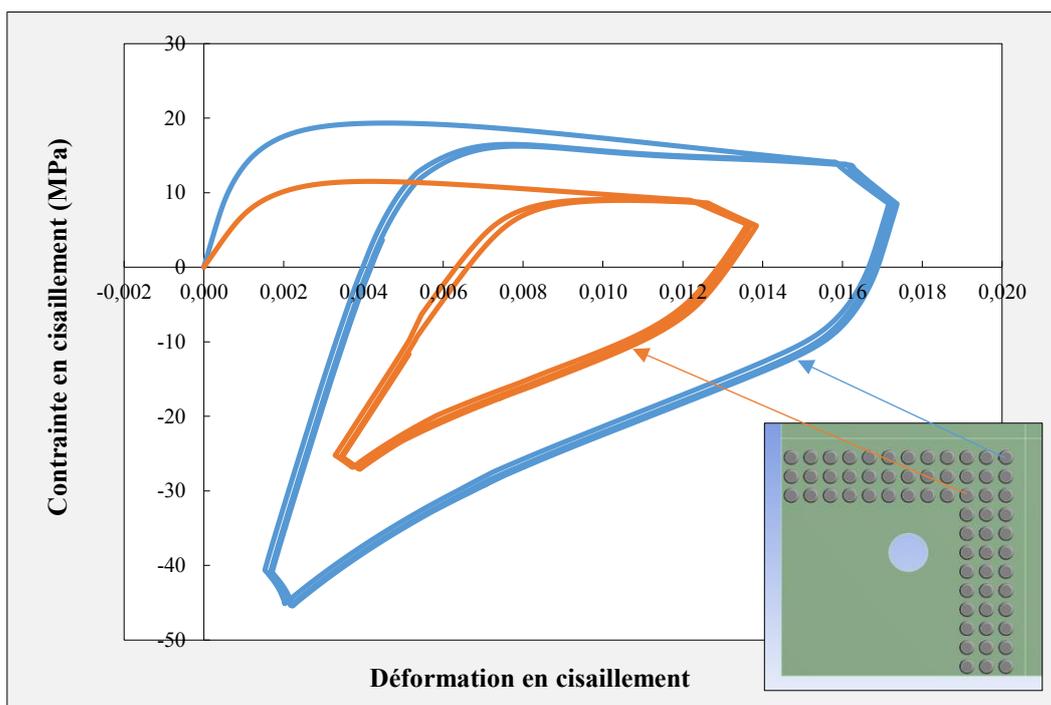


Figure 1-69 Influence de la position de la bille sur la densité d'énergie de déformation dissipée

Le calcul des forces de contact et déplacements unidirectionnels permet d'aboutir à la contrainte et à la déformation en cisaillement dans la direction diagonale du pseudo-composant. Cette simulation a ainsi permis de mettre en évidence le gradient de contraintes qui existe dans la diagonale du pseudo-composant quand celui-ci est soumis à un chargement thermomécanique.

Les simulations éléments-finis préliminaires ont montré que le pseudo-composant céramique à billes proposé par Kyocera, couplé au choix d'empilement de la carte, permet la mesure de la courbe d'hystérésis $\gamma - \tau$ pour l'alliage SAC305. L'écart de CTE entre le matériau céramique et le PCB est en effet suffisamment important pour générer des amplitudes de contraintes et déformations importantes au niveau des billes d'interconnexion critiques. Une phase de conception des cartes électroniques a donc été mise en place et la fabrication des pseudo-composants CBGA (*Ceramic Ball Grid Array*) développés par Kyocera a été lancée.

1.5.3. Mise en place de l'expérimentation

a) Pseudo-composants hystérésis

Le pseudo-composant hystérésis proposé par Kyocera est basé sur un composant HTCC en alumine dont les plages de report ont été modifiées afin de permettre son billage. Le daisy-chain (chaînage des plages de report) du composant est également adapté afin de permettre le contrôle de la continuité électrique à travers toutes les interconnexions. Ce dernier procédé a été effectué par la société Retronix avec des billes d'alliage SAC305 et 62Sn-36Pb-2Ag. La figure 1-70 présente les caractéristiques dimensionnelles du pseudo-composant hystérésis.

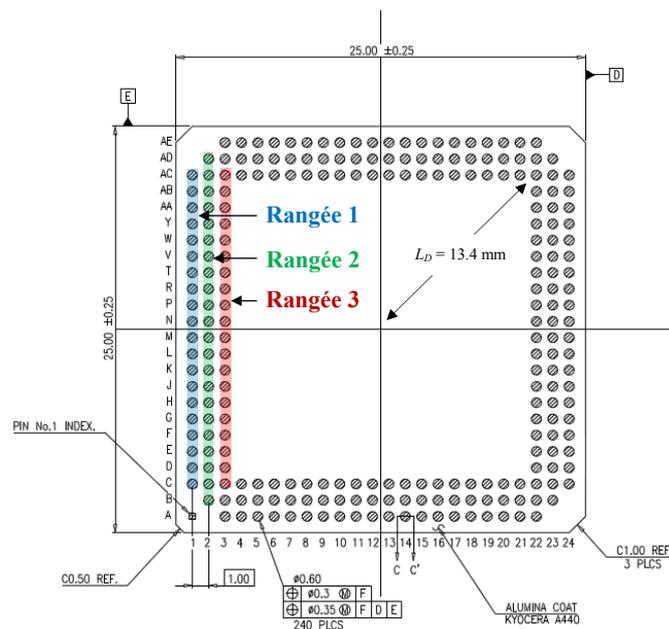


Figure 1-70 Dimensions (mm) du pseudo-composant céramique de Kyocera et identification des rangées de billes

Contrairement au boîtier modélisé lors des simulations éléments-finis préliminaires, la troisième rangée de bille est amputée de 3 interconnexions au niveau des coins du pseudo-composant. Le joint de brasure critique considéré ici et à partir duquel les courbes d'hystérésis expérimentales seront tracées se situe donc dans les coins de la 3^{ème} rangée de bille (rangée 3 sur le schéma de la figure 1-70). À partir de ce design, trois types de pseudo-composants ont été considérés afin d'évaluer

l'impact de l'alliage de brasure et de l'aspect matriciel des composants sur la boucle d'hystérésis $\gamma - \tau$ résultante. Le tableau 1-9 récapitule les différentes configurations de pseudo-composants fabriqués.

Tableau 1-9 Caractéristiques de chaque pseudo-composant hystérésis fabriqué

Référence	Alliage de brasure	Diamètre des billes (mm)	N° de la rangée	Nombre de billes
3A	SAC305	0.760 ± 0.015	3	76
3B	62Sn-36Pb-2Ag	0.760 ± 0.015	3	76
123A	SAC305	0.760 ± 0.015	1, 2 et 3	240

Les plages de report du pseudo-composant sont en tungstène, molybdène (W, Mo) et sont métallisées avec une finition Au/Ni. Le diamètre de ces *pads* est de $600 \mu\text{m}$ et le pitch P (distance entre les *pads*) est de 1 mm . La figure 1-71 présente des mesures géométriques effectuées après réception des pseudo-composants non-billés.

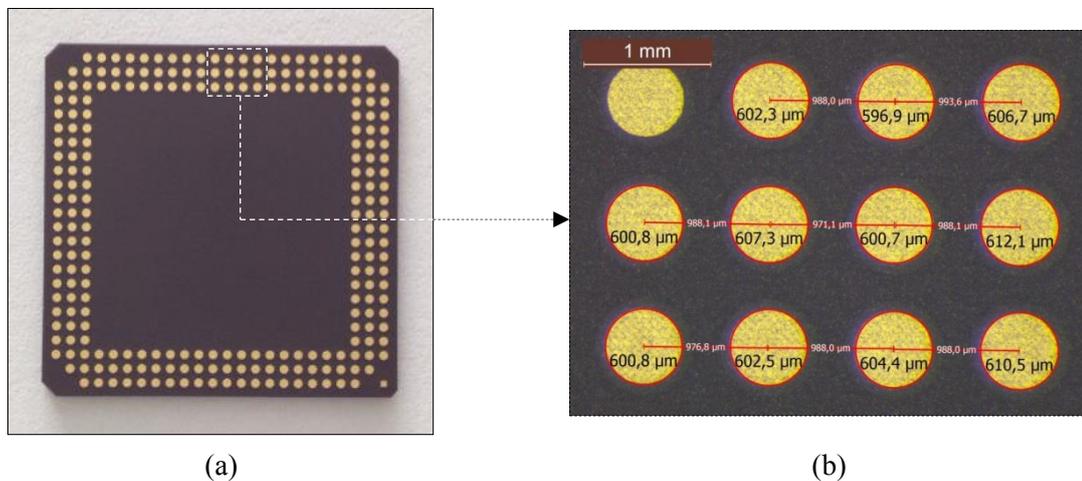


Figure 1-71 (a) Face inférieure du pseudo-composant hystérésis non billé. (b) Dimensions des plages de report

L'évaluation du CTE de la céramique constitutive a également été effectuée à travers des Mesures de Topographie et Déformation (TDM) à la surface de pseudo-composants. Cette caractérisation a été sous-traitée à la société Insidix et réalisée pour différentes plages de température. Le CTE ayant en effet une dépendance thermique, une première mesure a été effectuée entre 25°C et -60°C suivi d'une évaluation entre 25°C et 150°C . La figure 1-72 montre les dilations relatives en x et y mesurées sur le pseudo-composant entre 25°C et -60°C .

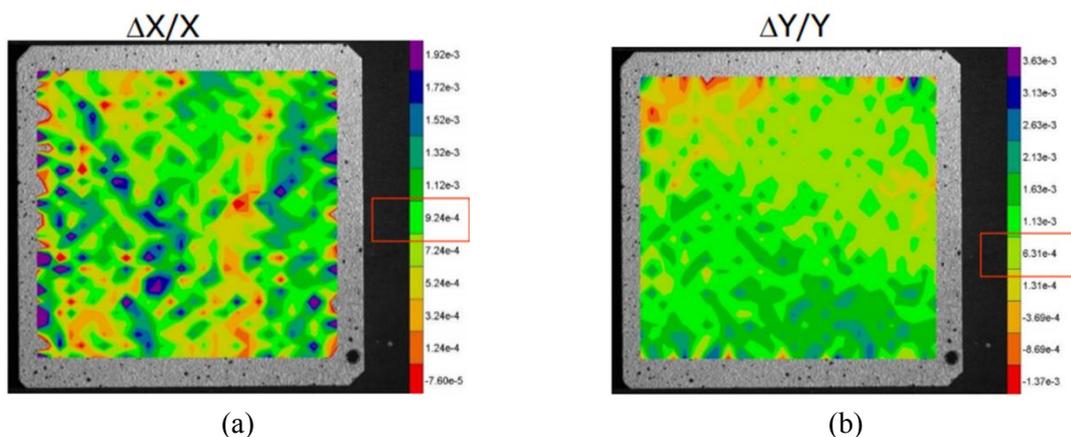


Figure 1-72 Dilation relative dans la direction (a) x et (b) y pour le pseudo-composant céramique

Les mesures de CTE effectuées dans les gammes de températures considérées ont permis de déterminer un CTE moyen pour le pseudo-composant hystérésis :

$$\alpha_c = 5.5 \text{ ppm/}^\circ\text{C}$$

À noter que la fiche technique de la céramique fournie par le fabricant Kyocera donnait une valeur de CTE égale à 7.1 ppm/°C entre 20°C et 400°C. Cette mesure montre bien le recul que l'ingénieur doit avoir lorsqu'il est confronté à des valeurs issues de fiches techniques fabricant. Dans la plupart des cas, elles sont en effet données sans aucune information sur le mode opératoire permettant d'aboutir aux valeurs indiquées. Dans le cas du CTE de la céramique constitutive du pseudo-composant, la valeur donnée par Kyocera est issue d'un essai dont seul l'intervalle de température est connu. La méthode de test n'est donc pas explicitée et la gamme de température donnée va au-delà du domaine thermique considéré dans le cadre de l'étude.

b) Cartes de test hystérésis

Étant donné les différents types de pseudo-composants considérés (Tableau 1-9), des circuits imprimés présentant une rangée et trois rangées de plages de report en cuivre seront conçus. Ils sont constitués d'une matrice en résine époxyde renforcée par des fibres de verre dans laquelle sont incorporées des couches de cuivre. Ces couches permettent d'augmenter le CTE global du PCB et donc de maximiser l'écart avec celui du pseudo-composant céramique. La finition de surface utilisée est une couche ENIG. La face inférieure du PCB multi-couches doit être routée d'une certaine façon afin de permettre le câblage des jauges de déformation collées à différents niveaux de l'assemblage. Contrairement aux travaux de P. Hall qui avait dû considérer deux assemblages du fait du manque de place entre son LCCC84 et le PCB, l'objectif est ici de pouvoir coller les quatre jauges au niveau d'un seul et même véhicule de test afin de s'affranchir des dispersions intrinsèques liées à l'assemblage. La carte devra donc comporter des trous sous le composant afin de pouvoir faire passer la connectique des jauges de déformation présentes entre le pseudo-composant et la carte (cf. section 1.5.3.d)). La figure 1-73 présente un exemple de PCB à 3 rangées de *pads* avec leurs mesures dimensionnelles correspondantes.

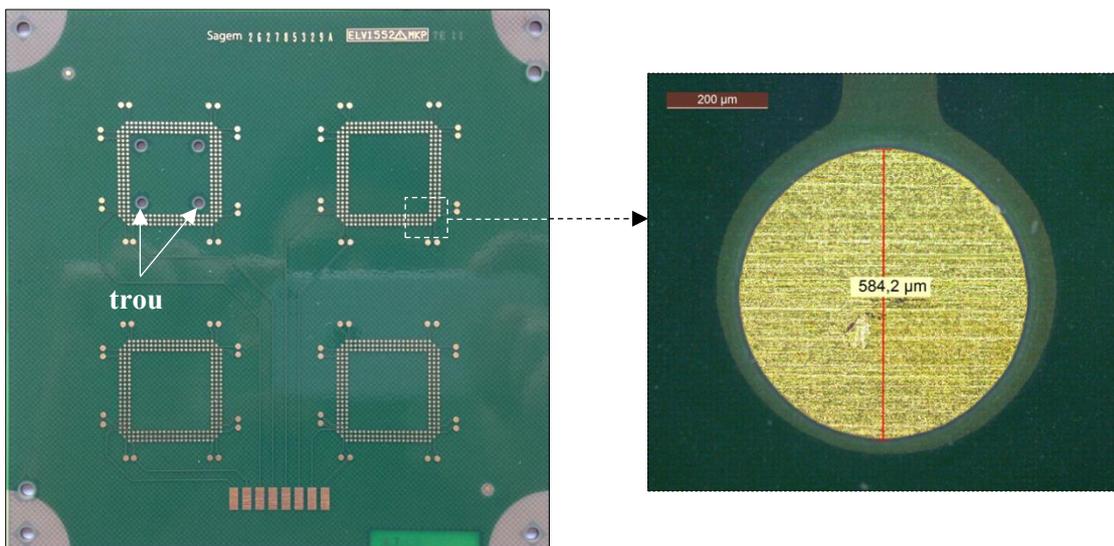


Figure 1-73 Carte hystérésis à 3 rangées de billes et mesure du diamètre des *pads* correspondant

Les plages de report en cuivre sont dimensionnées de telle sorte que le diamètre apparent après mise en place du vernis épargne fasse 600 µm de diamètre. La bille de brasure après brasage se

retrouve donc équilibrée avec les mêmes sections résistantes côté composant et côté PCB. La section résistante considérée pour le calcul de la contrainte en cisaillement au niveau des billes de brasures critiques est donc l'aire des plages de report : $A = 0.28 \text{ mm}^2$. La figure 1-74 représente schématiquement une bille de brasure vue en coupe pour l'assemblage hystérésis. Une vue détaillée de l'interface entre la bille et le pseudo-composant est également donnée afin de visualiser le « cou » de la brasure induit par la définition SMD des *pads*.

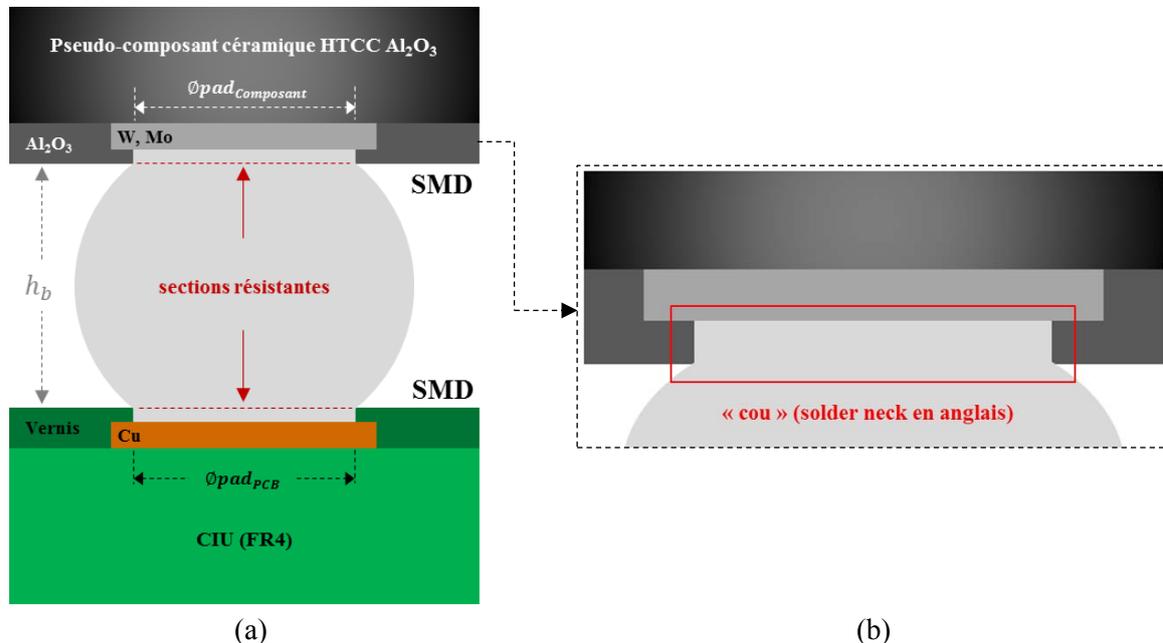


Figure 1-74 (a) Représentation théorique de la bille de sections résistantes équilibrées (SMD signifie *Solder Mask Defined* et désigne le fait que le vernis vient recouvrir une partie des *pads* de cuivre \neq *Copper Defined*) (b) « Cou » du joint de brasure induit par la définition SMD des *pads*

Tout comme cela a été le cas pour le pseudo-composant céramique, les cartes hystérésis ont fait l'objet de mesures de CTE entre 25°C et -60°C puis entre 25°C et 150°C . La valeur moyenne déterminée est conforme aux estimations réalisées par calculs.

$$\alpha_p = 15.4 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$$

c) Collage des jauges de déformation

Les jauges de déformation considérées sont fournies par le fabricant HBM. Elles sont référencées en fonction du matériau pour lequel leur CTE est calibré, de leur taille et de leur impédance : RY96-3/350. Ce sont des jauges de type rosette avec lesquelles les déformations peuvent être mesurées dans trois directions (0° , 45° et 90°). L'objectif de cette expérimentation est de déterminer les sollicitations en cisaillement au niveau des joints de brasure à partir des déformations du PCB et du composant au cours d'un cycle thermique. La réponse en température de la jauge doit donc être faible et son CTE est ainsi calibré sur celui du quartz ($\alpha = 0.5 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$). La grille résistive fait 3 mm et sa résistance est de 350Ω .

Le collage de ces jauges est réalisé à l'aide d'une colle haute température puisque celle-ci doit être résistante au procédé d'assemblage par refusion où la température peut monter jusqu'à 250°C . La référence sélectionnée est la colle M600 polymérisant à 80°C pendant 4 heures et pouvant être utilisée dans une gamme de températures variant de -269°C à 370°C [123]. Un bon collage implique également une bonne préparation de la surface sur laquelle la jauge est collée. Dans le cas du PCB, le

verniss est décapé et la surface de la résine époxyde est rendue rugueuse par abrasion manuelle. Pour le pseudo-composant céramique, du fait de la dureté de l'alumine, l'abrasion manuelle n'est pas possible et un sablage est alors effectué. La Figure 1-75 montre une jauge collée au niveau du PCB ainsi que l'état de surface du pseudo-composant céramique après sablage.

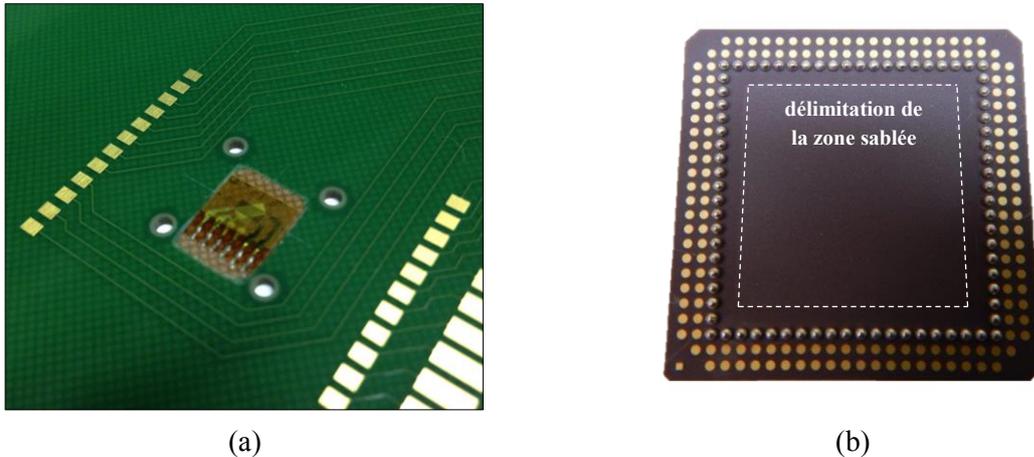


Figure 1-75 (a) Jauge collée au niveau du PCB. (b) Zone sablée en vue du collage des jauges sur le pseudo-composant céramique (la face supérieure est également sablée)

Comme mentionné dans la partie bibliographique, le joint de brasure critique est la bille la plus éloignée de l'axe neutre. La direction dans laquelle les mesures doivent être effectuées est donc celle définie par la diagonale du composant, de telle sorte que seule la grille de la rosette orientée à 45° peut être câblée. Il est donc primordial de parfaitement placer les jauges au centre de l'assemblage et de les orienter sur l'axe contenant la diagonale du pseudo-composant.

d) Câblage des jauges de déformation

Les déformations mesurées par les jauges de déformation sont typiquement de l'ordre de 10^{-6} . Pour de telles valeurs, la jauge doit être capable de mesurer de très faibles variations de résistance. Elles sont donc utilisées dans une configuration en pont de Wheatstone. Les mesures de déformation par des jauges de ce type sont extrêmement sensibles aux variations de résistances. Afin de minimiser les erreurs expérimentales, des mesures 4 fils sont donc effectuées pour éliminer la résistance des câbles constituant la connectique entre les jauges et la centrale d'acquisition. Le chemin de câblage des jauges permettant de mesurer les déformations du pseudo-composant et du PCB est divisé en trois parties :

- fils émaillés en cuivre brasés avec un alliage « haute température »,
- pistes de cuivre définies lors du routage du PCB,
- câbles brasés sur la carte et reliés à la centrale d'acquisition.

La première étape du câblage est certainement la plus importante car elle nécessite un niveau de minutie important et ne peut être reprise après assemblage. Elle consiste en effet à brasier des fils émaillés de cuivre de 50 μm de diamètre au niveau des broches de la jauge et de les faire passer dans les trous afin de les brasier sur les plages de report au niveau de la face inférieure du PCB. Ce type de câblage est généralement effectué avec un alliage étain-plomb classique mais du fait du profil thermique nécessaire à l'assemblage des composants sans plomb, il est nécessaire d'utiliser ici une brasure haute température (5.0Sn-93.5Pb-1.5Ag). Une fois ces fils émaillés brasés, il est aisé de relier les plus gros câbles de la centrale d'acquisition à la carte de test grâce à de plus larges plages de report

pensées à cet effet. La Figure 1-76 présente une vue de la face inférieure de la carte avec les fils émaillés passant à travers les trous et brasés sur les pistes de report intermédiaires.

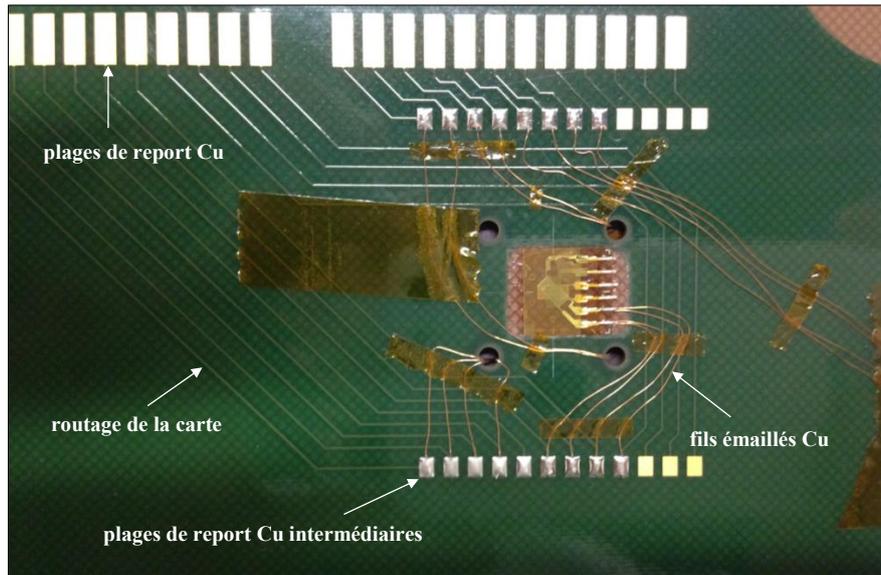


Figure 1-76 Face inférieure du PCB : câblage des jauges avec les fils émaillés et routage de la carte

e) Procédé d'assemblage

La phase d'assemblage est relativement délicate étant donnée le collage des jauges de déformation sur les faces du pseudo-composant et du PCB. Le cahier des charges de l'expérimentation stipule en effet que la microstructure des billes de brasure doit être représentative des joints brasés. La microstructure dendritique et la morphologie de macrograins caractéristiques des brasures SAC305 peuvent ainsi être obtenues en assemblant les pseudo-composants et les cartes par refusion. Or, du fait de la jauge placée sur la face supérieure du PCB, il n'est pas possible ici de déposer la crème à braser de manière automatisée en utilisant un écran de sérigraphie. De la même façon, la jauge collée sur la face inférieure du composant et sa connectique associée ne permettent pas de le placer sur la pâte à braser comme cela pourrait être le cas avec un composant CMS classique. Une phase manuelle est donc nécessaire avant de passer l'assemblage dans le four à refusion.

La mise en place du pseudo-composant sur son PCB est effectuée en utilisant une machine de réparation Zevac[®] permettant de placer un composant électronique sur sa carte. Il est nécessaire au préalable de déposer manuellement la crème à braser sur le substrat et de câbler la jauge de déformation collée sur la face inférieure du pseudo-composant de façon à ce que les fils émaillés rentrent facilement dans les trous du PCB. La Figure 1-77 présente les fils émaillés coudés de la jauge de déformation inférieure du pseudo-composant, ainsi que l'écran de sérigraphie modifié permettant le dépôt manuel de la pâte à braser SAC305.

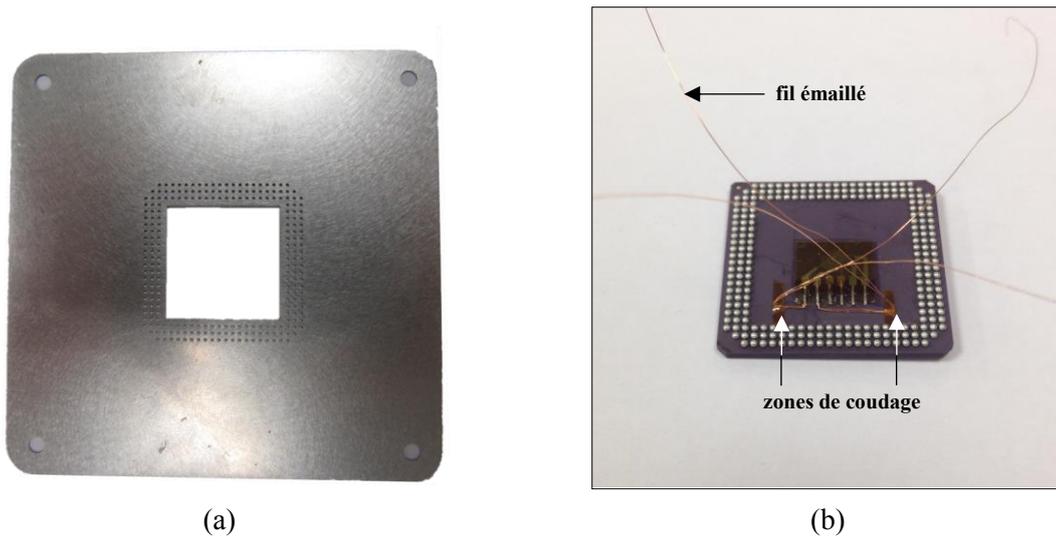


Figure 1-77 (a) Écran de sérigraphie. (b) Coudage des fils émaillés de la jauge inférieure du pseudo-composant

Une fois la crème à braser déposée et les fils émaillés coudés, le PCB et le pseudo-composant peuvent être préassemblés à l'aide de la machine de réparation. La Figure 1-78 est une photographie de ce dispositif expérimental intermédiaire avec une représentation schématique de la mise en place.

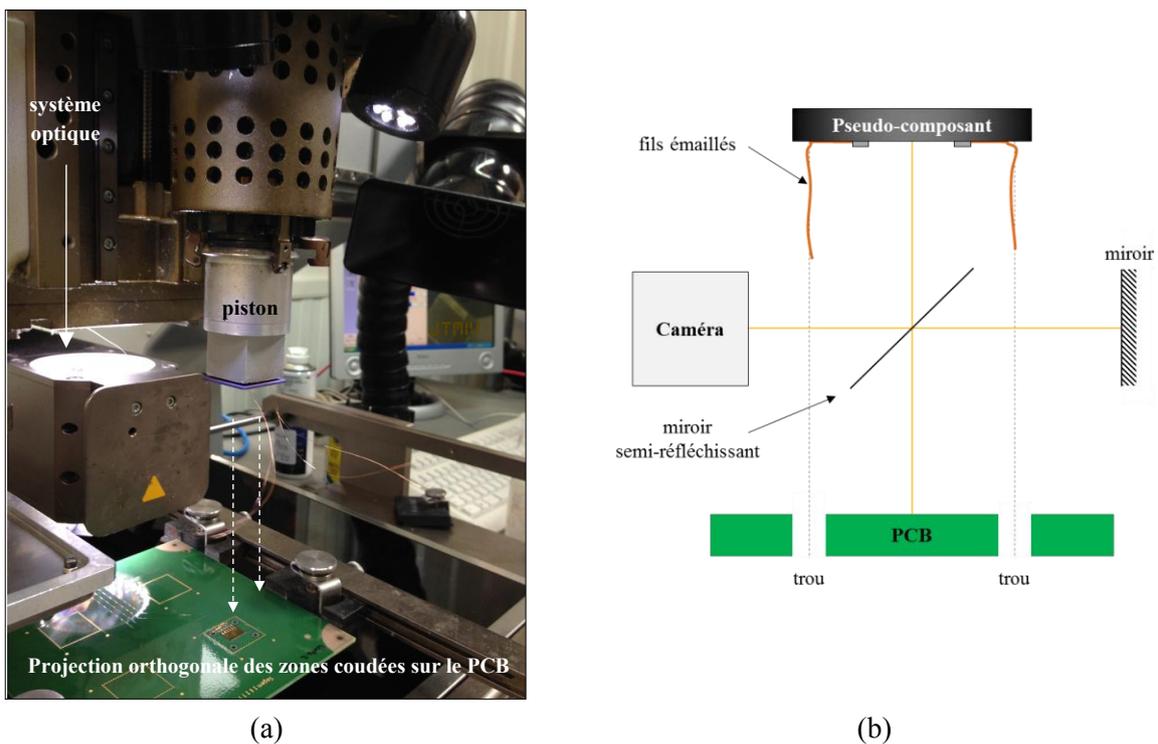
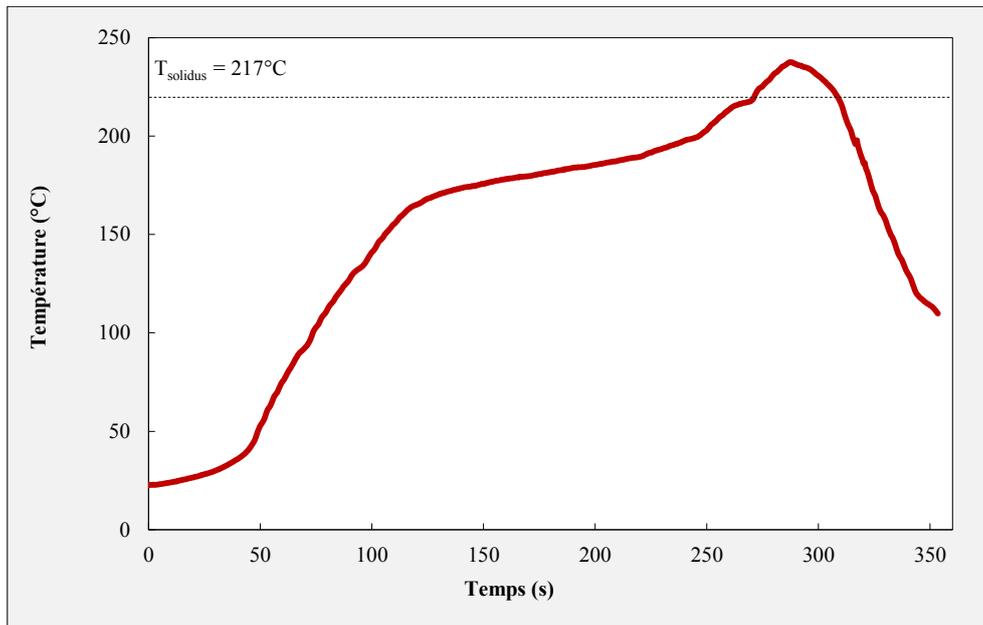


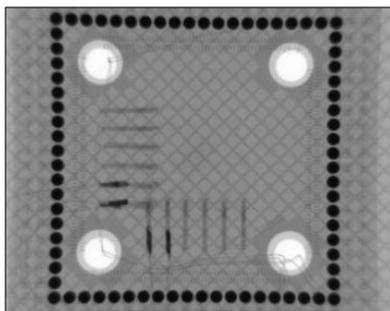
Figure 1-78 (a) Mise en place du pseudo-composant sur le PCB. (b) Schéma de principe (pour plus de clarté, les billes du pseudo-composant ne sont pas représentées)

Lorsque les billes du pseudo-composant sont parfaitement alignées avec les plages de report du PCB, le piston descend et les fils émaillés peuvent simplement être passés dans les trous. Le pseudo-composant est maintenu sur le PCB grâce au pouvoir adhésif de la crème à braser et une légère pression amenée par le piston. Le véhicule de test hystérésis préassemblé peut ensuite être passé dans le four à refusion pour l'assemblage final. Le graphique suivant présente le profil thermique spécifiquement déterminé pour cet assemblage de test (Figure 1-79 (a)). Un contrôle visuel à la binoculaire et une inspection RX sont en outre effectués afin de s'assurer que le taux de voids est

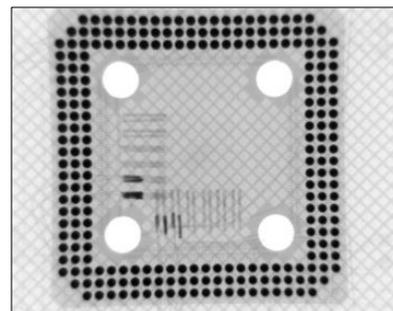
acceptable et qu'aucun défaut de brasage de type *bridge* (fusion de deux billes adjacentes) ne soit apparu (Figure 1-79 (b) et (c)).



(a)



(b)



(c)

Figure 1-79 (a) Profil thermique imposé dans le four à convection. (b) Cliché RX correspondant au pseudo-composant 3A. (c) Cliché RX correspondant au pseudo-composant 123A

f) Microstructure après assemblage

L'assemblage réalisé, il faut s'assurer que les interconnexions obtenues présentent bien la microstructure et la morphologie de macrograins (et éventuellement entrelacée) attendues. Des coupes micrographiques sont ainsi effectuées et sont observées au microscope optique en lumière blanche et lumière polarisée. La totalité des billes du pseudo-composant assemblé présente bien la microstructure dendritique et la morphologie de macrograins attendues. Certaines billes montrent également des zones entrelacées. Les analyses RX et l'analyse des coupes métallographiques ont en outre révélé la présence de quelques défauts de type *voids*, dans une très faible proportion. L'assemblage par refusion des pseudo-composants a donc permis d'atteindre le niveau de représentativité ultime pour la caractérisation de l'alliage SAC305 brasé. Un exemple de coupe micrographique est donné en Figure 1-80.

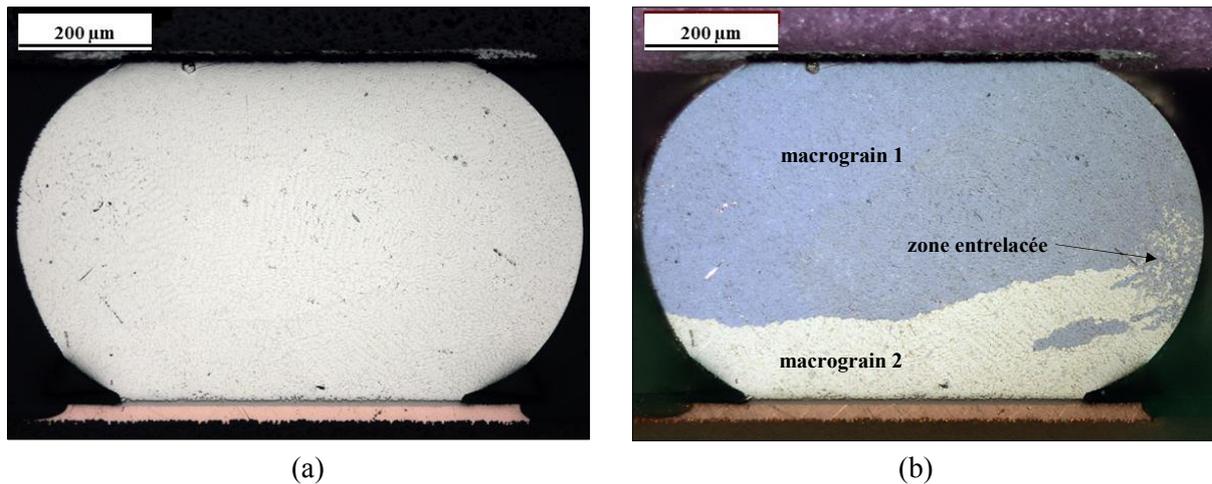


Figure 1-80 (a) Observation en lumière blanche de la microstructure dendritique des billes de brasure. (b) Observation en lumière polarisée de la morphologie mixte de macrograins et entrelacée, caractéristique des interconnexions SAC305 après refusion

L'épaisseur des couches intermétalliques formées à l'interface entre la bille de brasure et le PCB est également contrôlée. Il est en effet nécessaire d'obtenir un intermétallique suffisamment épais pour permettre une bonne jonction mécanique entre le composant et le PCB sans que celui-ci ne dépasse toutefois un seuil à partir duquel la brasure est susceptible de subir des ruptures fragiles. La Figure 1-81 ci-dessous présente la variation d'épaisseur de l'intermétallique de contact à l'interface entre la plage de report en cuivre avec finition ENIG, et la brasure.

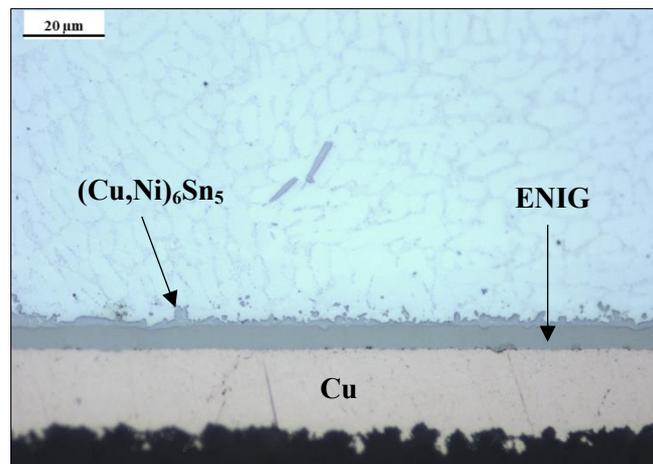


Figure 1-81 Observation de l'intermétallique de contact $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ à l'interface entre la brasure et le PCB

La nature de l'intermétallique de surface $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ est déduite des résultats de la littérature (diagramme de phases + analyse EDS). L'épaisseur de la couche intermétallique mesurée est de $2.5 \pm 0.8 \mu\text{m}$. Cette valeur est en accord avec les standards Safran Electronics & Defense et est cohérente avec les valeurs retrouvées dans la littérature.

g) Dispositif expérimental pour la mesure de la courbes d'hystérésis

Les assemblages hystérésis sont placés dans une étuve thermique et reliés à la centrale d'acquisition permettant de convertir les mesures de résistance des jauges en mesures de déformation. Plusieurs cycles thermiques sont considérés dans cette étude afin d'identifier l'impact des conditions expérimentales sur les boucles d'hystérésis résultantes. Tout comme il l'a été explicité dans la publication de P. Hall, les pentes de montée et descente en température sont très faibles afin d'éviter

tout gradient thermique au sein de l'assemblage et permettre aux déformations viscoplastiques d'être activées. Les profils thermiques considérés sont les suivants :

- $[-25^{\circ}\text{C} ; 125^{\circ}\text{C}]$, $0.5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et 120 minutes de temps aux paliers,
- $[-40^{\circ}\text{C} ; 85^{\circ}\text{C}]$, $0.5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et 120 minutes de temps aux paliers,
- $[0^{\circ}\text{C} ; 100^{\circ}\text{C}]$, $0.5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et 120 minutes de temps aux paliers,
- $[-25^{\circ}\text{C} ; 25^{\circ}\text{C}]$, $0.5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et 120 minutes de temps aux paliers.

Le 1^{er} cycle correspond à l'essai « historique » de P. Hall. Les 2^{ème} et 3^{ème} cycles sont des variantes permettant d'étudier l'influence de l'amplitude de l'excursion thermique sur l'endommagement thermomécanique des brasures. Le dernier cycle entre -25°C et 25°C est intéressant dans la mesure où la température maximale de test est la température ambiante. Il permet donc d'évaluer l'impact de la température d'essai sur les sollicitations viscoplastiques mesurées au niveau des billes de brasure. Les mesures de déformations sont effectuées toutes les 20 secondes. Les données relatives au profil thermique généré par l'étuve ne permettent pas une fréquence d'échantillonnage aussi élevée mais en collectant les mesures thermiques toutes les minutes, il est possible de faire correspondre les déformations mesurées avec la température correspondante. La déformation et la contrainte en cisaillement dans le joint de brasure critique sont respectivement déterminées à partir des équations (1-44) et (1-45). La Figure 1-82 présente le dispositif expérimental mis en place pour les mesures de déformation du pseudo-composant 3A et du PCB. Seul le pseudo-composant 3A sera analysé ici du fait d'un problème de connectique survenu au niveau d'une jauge du pseudo-composant 123A.

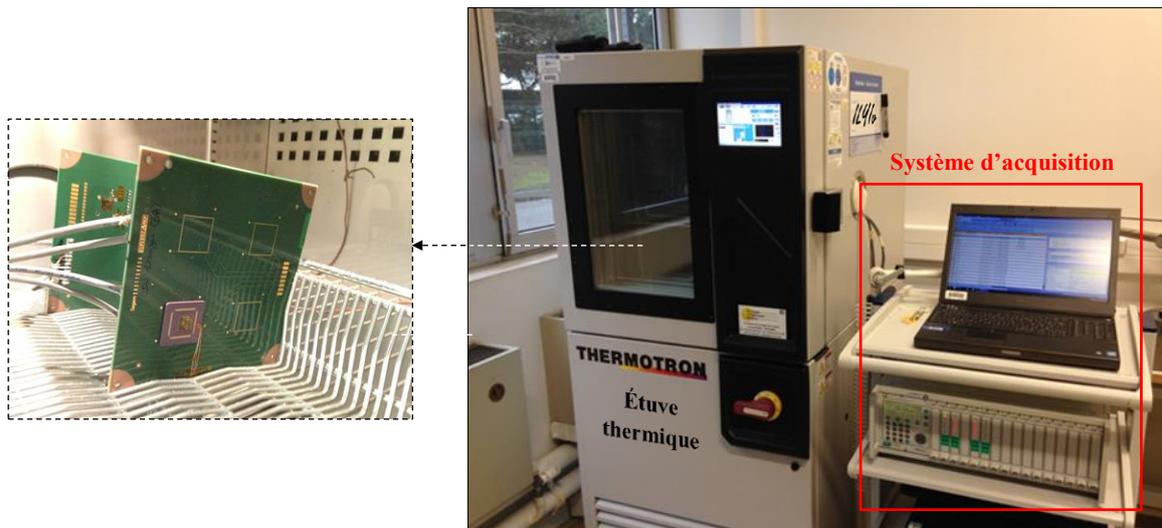


Figure 1-82 Dispositif expérimental pour la mesure de la courbe d'hystérésis expérimentale $\gamma - \tau$ pour l'alliage SAC305

Pour chaque configuration d'essai, trois cycles thermiques sont effectués afin de stabiliser les courbes d'hystérésis résultantes. Il ne faut pas considérer un nombre trop important de cycles de température puisque ceux-ci ont un effet direct sur l'endommagement thermomécanique des joints de brasure et donc sur la forme de la boucle d'hystérésis obtenue. Envisager ce type d'essai où l'endommagement accumulé dans les joints de brasure serait contrôlé en continu via les boucles d'hystérésis constituerait une méthode d'investigation intéressante de la fatigue thermomécanique mais ne rentre pas dans le cadre de la présente étude. Un tel dispositif nécessiterait en effet un temps d'occupation de l'étuve thermique très important (la durée du 1^{er} cycle est par exemple de 14 heures). Dans un contexte industriel, réaliser ce test n'est donc pas aisé et compte-tenu du temps d'approvisionnement des jauges de déformation, des pseudo-composants et PCB, il n'a pas pu être considéré dans le cadre de la thèse.

1.5.4. Résultats

a) Discussion sur la forme de la courbe

Les résultats présentés ici montrent donc les courbes d'hystérésis correspondant aux billes de brasure critiques dont la microstructure après assemblage est considérée comme inchangée au cours des trois cycles thermiques effectués par configuration. Avant de comparer les différentes boucles d'hystérésis expérimentales entre elles, il convient d'analyser une courbe seule afin de vérifier si les hypothèses du modèle de P. Hall sont bien vérifiées expérimentalement. La figure suivante présente la courbe d'hystérésis $\gamma - \tau$ obtenue dans le cas du cycle thermique $[-25^{\circ}\text{C}, 125^{\circ}\text{C}]$, $0.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ et 120 minutes de temps aux paliers.

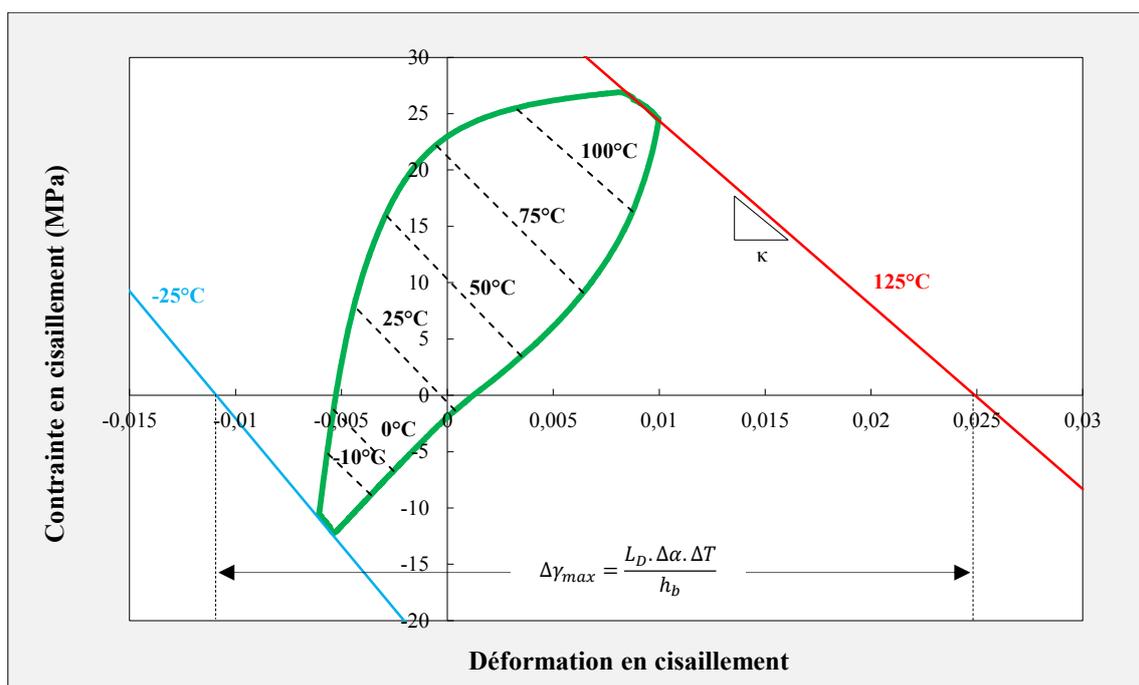


Figure 1-83 Courbe d'hystérésis $\gamma - \tau$ obtenue pour le 1^{er} cycle thermique (cycle de Hall)

Dans un premier temps, il est intéressant de remarquer que l'allure de la courbe est comparable à celle obtenue par P. Hall avec l'alliage 60Sn-40Pb. Les contributions viscoplastiques de fluage et relaxation de contrainte lors de la montée en température semblent néanmoins être moins importantes avec l'alliage SAC305. Par conséquent, alors que la brasure 60Sn-40Pb ne présentait pas de relaxation visible lors du palier à 125°C , la courbe obtenue avec les billes de brasure SAC305 permet bien d'identifier cette diminution de contrainte lors du palier haut. Au cours de la descente en température entre 125°C et -25°C , la déformation en cisaillement diminue progressivement et augmente à nouveau lorsque la température passe en deçà de la température de référence (température ambiante). Dans le même temps, la contrainte diminue entre 125°C et 25°C puis augmente au fur et à mesure que la température diminue jusqu'à -25°C car l'alliage de brasure perd progressivement de sa ductilité. Le palier bas montre une relaxation des contraintes plus faible qu'au palier haut du fait des phénomènes viscoplastiques inhibés à basse température.

Les droites isothermes tracées ici correspondent aux températures suivantes : -25°C , -10°C , 0°C , 25°C , 50°C , 75°C , 100°C et 125°C . Il est intéressant d'observer que toutes ces droites semblent parallèles entre elles. D'après l'équation (1-37), la pente de ces isothermes est en effet égale à $-\kappa$ et est donc la même quelle que soit la température considérée. Pour rappel, l'expression du paramètre de

rigidité κ est donnée en fonction des propriétés mécanique du pseudo-composant et du PCB, ainsi que des caractéristiques dimensionnelles des différents éléments de l'assemblage (équation 1-42). Afin de vérifier les hypothèses du modèle de P. Hall, la valeur théorique du paramètre de rigidité κ est donnée et comparée aux pentes des droites calculées à -25°C et 125°C . Les valeurs numériques sont données dans le Tableau 1-10 (le module d'Young du PCB est estimé à partir d'une loi des mélanges classique à partir des modules d'élasticité du composite résine époxyde + fibre de verre et du cuivre).

Tableau 1-10 Valeurs numériques des caractéristiques mécaniques et dimensionnelles des éléments de l'assemblage hystérésis

Assemblage		Brasure	PCB			Pseudo-composant		
L_D	P	A	E_p	h_p	ν_p	E_c	ν_c	h_c
mm	mm	mm ²	MPa	mm	-	MPa	-	mm
10.7	1	0.28	24218	1.6	0.3	310000	0.2	1

Application numérique :

$$\kappa_{théorique} = \frac{(1 \times 0.5)/(10.7 \times 0.28)}{\frac{1 - 0.3^2}{2 \times 24218 \times 1.6} + \frac{1 - 0.2}{310000 \times 1} + \frac{1.8^2}{\frac{310000 \times 1^3}{12(1 - 0.2)} + \frac{24218 \times 1.6^3}{6(1 - 0.3^2)}}} \approx 1957 \text{ MPa}$$

La valeur absolue des pentes calculées à -25°C et 125°C valent respectivement 2256 MPa et 1635 MPa. Les différences de pente peuvent en partie être expliquées par le fait que la dépendance thermique des modules d'élasticité du PCB et du pseudo-composant n'est ici pas prise en compte pour le calcul des contraintes et déformations en cisaillement. Les matériaux se « rigidifient » à basse température, il n'est pas étonnant de calculer un paramètre de rigidité plus important à -25°C . Il est donc relativement cohérent que la valeur du κ théorique calculée soit comprise entre les pentes déterminées aux bornes du domaine thermique considéré :

$$\kappa_{125^{\circ}\text{C}} < \kappa_{théorique} < \kappa_{-25^{\circ}\text{C}}$$

En toute rigueur, les propriétés mécaniques du PCB et du pseudo-composant étant déterminées à température ambiante, la valeur du paramètre de rigidité théorique doit être proche de la pente de la droite isotherme correspondant à 25°C . Une différence très faible de 0.7% est de fait mesurée puisque le coefficient directeur de la droite isotherme à 25°C est $\kappa_{25^{\circ}\text{C}} = 1943 \text{ MPa}$. Cette première vérification permet donc de valider en partie les hypothèses du modèle de P. Hall.

Il convient à présent de s'intéresser à l'amplitude des déformations en cisaillement générées lors du cyclage thermique. Les droites isothermes à -25°C et 125°C coupent l'axe des abscisses en 2 points dont l'écart est égal à l'angle de cisaillement maximal théorique calculé selon l'équation 1-30. Cette dernière fait intervenir des paramètres dimensionnels connus de l'assemblage et de la brasure (L_D et h_b), l'écart thermique (ΔT) ainsi que le différentiel de CTE entre le pseudo-composant et le PCB ($\Delta\alpha$). À partir de la mesure de l'angle maximal de cisaillement, il est donc possible de calculer $\Delta\alpha_{hystérésis}$ et de le comparer avec $\Delta\alpha_{Insidix}$ issu des mesures expérimentales de CTE réalisées par Insidix.

Application numérique :

$$\Delta\alpha_{hystérésis} = \frac{\gamma_{max\ hystérésis} h_b}{L_D \Delta T} = \frac{0.036 \times 0.5}{10.7 \times [125 - (-25)]} = 11.2 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$$

Pour rappel, les CTE expérimentaux correspondant au pseudo-composant et au PCB multi-couches valent respectivement 5.5 ppm/°C et 15.4 ppm/°C. Avec $\Delta\alpha_{Insidix} = 10.2 \text{ ppm/}^\circ\text{C}$, la différence avec la valeur déterminée à partir de la courbe d'hystérésis n'est que de 9%. Cette deuxième vérification numérique constitue donc un argument supplémentaire en faveur du modèle de P. Hall.

Il existe cependant un problème concernant la position relative de la boucle d'hystérésis par rapport à l'axe $\sigma = 0$. Les valeurs mesurées lors de la montée en température jusqu'à 125°C semblent en effet être trop élevées puisqu'elles dépassent la contrainte maximale estimée lors des essais de caractérisation en traction sur éprouvettes brutes ($8.8 \pm 0.6 \text{ MPa}$) et coulées ($9.6 \pm 1.5 \text{ MPa}$). En utilisant l'approximation issue du critère de von Mises donnant la contrainte de cisaillement à partir de la contrainte en traction ($\tau = \sigma/\sqrt{3}$), la contrainte en cisaillement maximale pour l'alliage de brasure SAC305 est d'environ 5.5 MPa (en se basant sur les éprouvettes coulées représentatives de la microstructure des joints brasés). Un autre argument permettant de mettre en doute la position de la boucle est la nature viscoplastique de l'alliage SAC305. Les contributions viscoplastiques sont en effet activées à chaud et diminuent lors de la descente en température. En toute logique, la contrainte mesurée à -25°C devrait donc être supérieure à celle mesurée à 125°C. Shizari et al. ont également observé cette tendance *a priori* contradictoire puisque ils ont mesuré des valeurs de contrainte égales à environ 15.9 MPa à 105°C et -14.6 MPa à 43°C. Leurs travaux sont basés sur l'utilisation de l'interférométrie *Speckle* permettant de mesurer les déformations thermomécaniques au niveau d'une bille de brasure en coupe. La courbe d'hystérésis obtenue présente néanmoins très peu de points (7 au total) [124]. Dans le cas de la présente étude, le décalage de la courbe d'hystérésis peut néanmoins être expliqué. Les mesures de contrainte et déformation en cisaillement ont en effet été effectuées à partir des jauges de déformation dont la valeur a été initialisée à zéro avant chaque test. Cette tare constitue une erreur car l'assemblage après refusion n'est pas parfaitement plan. Lors de la descente en température du profil de refusion, l'assemblage subit en effet une flexion convexe et les valeurs résiduelles des déformations mesurées avec les jauges ne sont donc pas nulles. Afin de prendre en compte cet état initial, des mesures de déformées du pseudo-composant et du PCB après refusion seront effectuées afin de réajuster la boucle d'hystérésis obtenue.

La courbe d'hystérésis $\gamma - \tau$ est caractéristique de l'endommagement thermomécanique subi par le joint de brasure critique au cours d'un cycle thermique. L'aire de la boucle donne en effet une mesure de la densité d'énergie de déformation accumulée : ΔW . Cette dernière, qui a la dimension d'une énergie par unité de volume, peut constituer un critère de fatigue utilisé dans des modèles de durée de vie des alliages de brasure. L'initialisation des jauges de déformation à zéro modifie la position relative de la boucle mais ne modifie pas son aire. La construction de la boucle d'hystérésis permet donc de corréler un critère de fatigue à un niveau de sollicitation spécifique. En effectuant des essais VRT jusqu'à rupture pour chaque configuration de test, il serait donc possible de construire expérimentalement la courbe de fatigue énergétique correspondant à l'alliage de brasure SAC305.

b) Comparaison des courbes d'hystérésis correspondant aux différents cycles thermiques

Une fois que les hypothèses du modèle de P. Hall ont été confrontées aux mesures issues de la première courbe d'hystérésis, de nouvelles boucles ont été mesurées pour les autres configurations de cyclage thermique. Les essais menés entre -25°C et 125°C, -40°C et 85°C, ainsi qu'entre 0°C et 100°C ont permis de mettre en évidence l'influence de l'écart de température maximal sur l'endommagement thermomécanique des joints de brasure SAC305. Le dernier test réalisé entre -25°C et 25°C a pour but d'évaluer l'impact des températures basses sur la forme de la courbe d'hystérésis résultante. La Figure 1-84 présente les quatre courbes d'hystérésis $\gamma - \tau$ obtenues pour les différentes configurations de cyclage thermique.

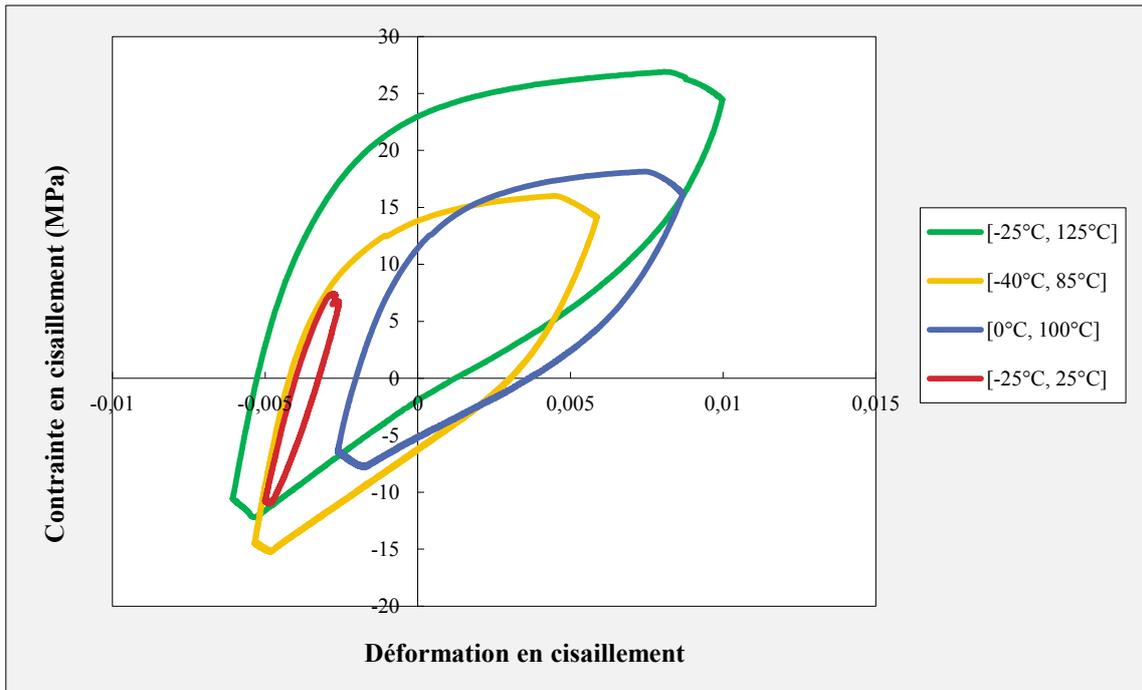


Figure 1-84 Courbes d'hystérésis expérimentales obtenues pour les quatre cycles thermiques définis

La forme des boucles mesurées pour les cycles [-25°C, 125°C], [-40°C, 85°C] et [0°C, 100°C] sont relativement similaires. La contribution viscoplastique lors de la montée en température est en effet observée avec une augmentation de la contrainte tendant à s'atténuer du fait de l'augmentation de la température, avant d'atteindre le palier thermique où la relaxation a lieu. Pour ces trois configurations, la relaxation de contrainte aux paliers est plus importante à chaud qu'à froid. Le cycle [-25°C, 25°C] est particulièrement intéressant en ce sens où il met en évidence la faible contribution viscoplastique à température ambiante. Même si la température homologue à 25°C est supérieure à 0.4 ($T_{H(20^{\circ}\text{C})} \approx 0.6$), les phénomènes viscoplastiques sont significativement moins activés à 25°C qu'ils ne le sont à 85°C, 100°C ou 125°C. Il apparaît ainsi que la densité d'énergie de déformation accumulée au cours de ce cycle est plus faible. En outre, la relaxation de contrainte à chaud et à froid est négligeable. Cette faible surface caractérise un endommagement thermomécanique moins important des joints de brasure SAC305. Ces derniers seraient donc moins susceptibles de subir des défaillances au cours du cycle thermique entre -25°C et 25°C et les assemblages hystérésis afficheraient donc une durée de vie plus importante. Bien qu'encore non vérifiée, cette hypothèse est néanmoins cohérente avec de précédents essais accélérés réalisés par Safran Electronics & Defense sur des composants LCC testés entre la température ambiante et une température plus basse. Le graphique présentée en Figure 1-85 récapitule les énergies volumiques correspondant à chaque configuration d'essai. La décroissance observée est due à la diminution des écarts thermiques considérés pour chaque cycle et à la faible contribution viscoplastique à basse température. Plus cette densité d'énergie de déformation est faible et plus la durée de vie associée est importante.

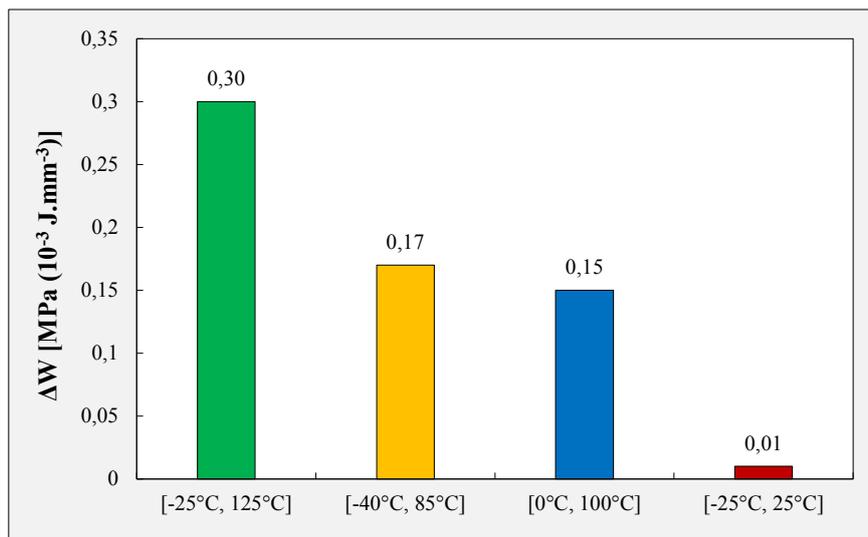


Figure 1-85 Densités d'énergie de déformation calculées pour chaque cycle thermique testé

c) Conclusion

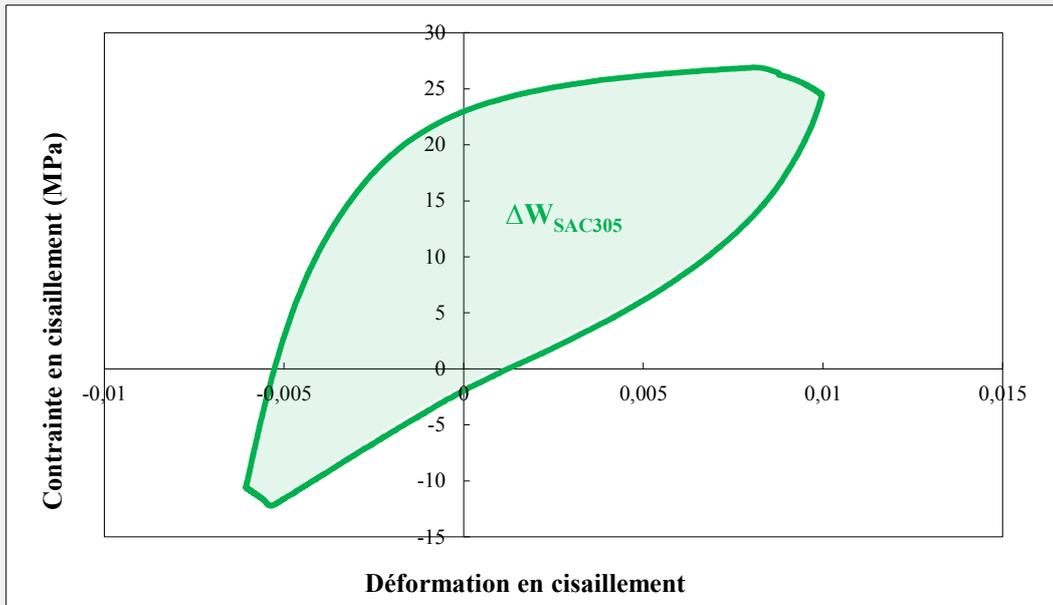
Les courbes d'hystérésis obtenues sont des représentations graphiques de l'endommagement accumulé dans les joints de brasure critiques au cours des cycles thermiques. Les essais accélérés de variations de température n'ont pas encore été effectués mais la prochaine étape de l'étude consistera à corréler la densité d'énergie de déformation mesurée expérimentalement avec une durée de vie associée. Une étude numérique devra également être effectuée afin de valider la loi de comportement viscoplastique déterminée à partir des éprouvettes coulées. La modélisation éléments-finis sera ainsi recalée de telle sorte que les calculs de déformation au centre du PCB et du pseudo-composant correspondent aux mesures obtenues avec les jauges de déformation. Le recalage de cette courbe d'hystérésis est une étape importante car elle permettra ensuite d'extrapoler le modèle de durée de vie thermomécanique à d'autres configurations d'assemblages.

1.5.5. Synthèse 1.5

Ce qu'il faut retenir

Courbe d'hystérésis expérimentale (SAC305)

- Courbe d'hystérésis $\gamma - \tau$ caractéristique de l'endommagement thermomécanique
 - Aire de la courbe = Densité d'énergie de déformation (ΔW)
 - ΔW : critère de fatigue pour le modèle de durée de vie thermomécanique



Futurs travaux

- Détermination de la flexion de l'assemblage après brasage par refusion
 - Recalage de la courbe expérimentale par simulation éléments-finis
- Mise en place des essais accélérés pour déterminer la durée de vie ($N_{50\%}$)

1.6. Conclusion du chapitre 1

Ce premier chapitre a permis de caractériser l'alliage de brasure SAC305. La chronologie des essais correspond à un raffinement successif des éprouvettes de test considérées vis-à-vis de leur microstructure et morphologie de grains β -Sn. Des barreaux d'alliage laminés non représentatifs ont dans un premier temps été utilisés, suivis d'éprouvettes coulées reproduisant la microstructure et la morphologie des joints brasés. Chacune des éprouvettes ont leurs avantages et leurs inconvénients. Les éprouvettes issues du barreau d'alliage brut présentent en effet un faible niveau de dispersion lors des essais de caractérisation, au contraire des éprouvettes coulées qui, en contrepartie d'une microstructure et morphologie de grains représentatives, ne permettent pas d'obtenir des tests répétables. Ces dispersions sont néanmoins intrinsèques à la morphologie des grains d'étain, dont l'obtention au niveau des éprouvettes coulées constituait un des objectifs initiaux. La dépendance des propriétés mécaniques (E et CTE) des grains β -Sn en fonction de leur orientation cristallographique peut en effet aboutir à des réponses bien différentes pour deux éprouvettes coulées testées dans une même configuration. C'est une caractéristique observée au niveau de joints de brasure réels et elle confère en cela un bon niveau de représentativité aux éprouvettes coulées. Les essais de traction monotone à différentes températures et vitesses de déformation ont permis de mettre en évidence la dépendance thermique et cinétique des propriétés mécaniques de l'alliage de brasure SAC305. Malgré une matrice de tests limitée, les essais de fluage réalisés sur éprouvettes coulées ont abouti à la détermination des neuf paramètres matériaux du modèle viscoplastique d'Anand. L'étude bibliographique a en outre permis de mettre en perspective les données expérimentales obtenues. Les principaux résultats issus de la littérature concernant la loi viscoplastique d'Anand montre par exemple des valeurs parfois très différentes d'un auteur à un autre. Ces différences peuvent être expliquées par des types d'éprouvettes et des modes opératoires différents. La fabrication des éprouvettes coulées reproduisant la microstructure et la morphologie de grains β -Sn observées sur joints brasés assure un bon niveau de confiance au jeu de paramètres déterminé dans le cadre de cette étude.

Ces différentes caractérisations constituent le socle du travail développé dans la suite de ce manuscrit. Le prochain chapitre traitera en effet de la fatigue mécanique des joints de brasure SAC305 soumis à des sollicitations en vibrations et en chocs. Ce type de chargement est caractérisé par de fortes vitesses de déformation et il conviendra donc de choisir les bonnes propriétés mécaniques pour l'alliage SAC305. Le dernier chapitre se concentrera sur la fatigue thermomécanique des joints d'interconnexion SAC305 lorsque les assemblages électroniques sont soumis à des cycles thermiques. Ce mode de sollicitation est caractérisé par de très faibles vitesses de déformation et des écarts de température importants. Le but de ces deux chapitres est de déterminer le modèle de durée de vie en calculant le critère de fatigue adapté à chaque mode de sollicitation par l'intermédiaire de modélisations éléments-finis. Pour chaque type d'environnement considéré, il est donc important d'appliquer le bon modèle de comportement à l'alliage de brasure SAC305. En prenant en compte les résultats de la littérature et des différents essais de caractérisation (traction monotone et nanoindentation), un modèle purement élastique sera ainsi considéré pour l'étude de la fatigue mécanique des joints de brasure à température ambiante. Concernant l'étude de la fatigue thermomécanique de l'alliage SAC305, les déformations inélastiques dépendantes du temps et activées en température motivent le choix de l'utilisation de la loi viscoplastique d'Anand. Le modèle de fluage secondaire de Norton a par ailleurs été investigué car il constitue une loi simple pouvant être facilement implémentée dans des modèles numériques moins lourds et donc plus rapides qu'une simulation éléments-finis.

La caractérisation thermomécanique des interconnexions SAC305 a en outre été étudiée par l'intermédiaire de la construction expérimentale de la courbe d'hystérésis $\gamma - \tau$. La théorie et le mode opératoire associé ont été développés en 1984 par P. Hall pour l'alliage 60Sn-40Pb. Ses travaux ont tout de suite eu un certain succès au sein des communautés académique et industrielle qui ont ainsi pu développer des lois comportementales associées à l'alliage étudié. Après recalage de la boucle d'hystérésis par simulation numérique, J.P. Clech a notamment pu développer son modèle de durée de vie des assemblages électroniques au plomb. Le travail développé dans cette thèse s'est concentré sur la construction expérimentale de la courbe d'hystérésis correspondant à l'alliage SAC305. Ce travail mimétique a ainsi permis de déterminer la densité d'énergie de déformation accumulée au cours de différents cycles thermiques. De futurs travaux sont néanmoins attendus dans la mesure où une phase de recalage de la courbe expérimentale par des simulations éléments-finis sera nécessaire avant de pouvoir extrapoler le modèle à d'autres configurations d'assemblage. En outre, des essais accélérés en cyclage thermique devront être effectués afin de corrélérer la densité d'énergie de déformation mesurée avec une durée de vie réelle. Les cycles thermiques testés, couplés à un nombre de cycle à défaillance associé, constituent en effet autant de points permettant de tracer une courbe de fatigue thermomécanique. Dans cette optique, il serait également intéressant d'envisager la fabrication d'un autre type de pseudo-composant permettant de générer différents niveaux de sollicitations au niveau des joints de brasure critiques. Des pseudo-composants composites en résine époxyde à faible CTE renforcée par des fibres de verre pourrait ainsi permettre d'obtenir une courbe de fatigue dans des domaines énergétiques et de durées de vie plus étendus.

Chapitre 2

Étude de la fatigue mécanique de l'alliage SAC305 en vibrations et en chocs

Mots clés

Vibrations sinusoïdales, aléatoires, chocs SRC, fréquence, vibromètre laser à balayage, loi de Basquin, courbure

La tenue en fatigue mécanique des joints d'interconnexion SAC305 est étudiée au travers des résultats issus des essais en vibrations sinusoïdales, aléatoires et en chocs. Les essais à fréquence fixe sont réalisés à -55°C , 20°C et 105°C tandis que les essais en vibrations aléatoires sont uniquement menés à température ambiante. Une analyse de défaillance poussée est réalisée afin d'évaluer les dispersions expérimentales dues aux différents modes de défaillance générés lors des sollicitations mécaniques. La modélisation éléments-finis des essais sinusoïdaux a ensuite permis de déterminer la loi de fatigue de l'alliage SAC305 à partir du modèle de Basquin. La courbe de fatigue établie constitue une donnée d'entrée pour l'étude de la tenue mécanique des brasures lors de chargements à fréquences variables. Des essais accélérés en vibrations aléatoires sont ainsi effectués pour différentes densités spectrales de puissance. Une méthode permettant de calculer le dommage accumulé dans les joints de brasure à partir de l'algorithme de comptage *rainflow* et de l'utilisation de la loi de cumul linéaire de Miner est ensuite décrite. Enfin, la tenue mécanique aux chocs des interconnexions SAC305 est évaluée entre -55°C et 105°C . L'analyse de défaillance montre que les modes de rupture font principalement apparaître des fissurations aux interfaces entre la finition de surface et la couche intermétallique du côté du PCB.

2.1. Introduction

La détermination de la réponse mécanique des assemblages électroniques sans plomb en environnements vibratoires et en chocs est déterminante pour l'évaluation de la durée de vie des équipements dans leurs conditions réelles d'utilisation. Au cours de leur cycle de vie, ces équipements embarqués vont en effet subir des chargements thermomécaniques et mécaniques lors des phases de manipulation, de stockage, de transport et opérationnelles. Alors que la littérature abonde de publications sur l'étude de la fiabilité des assemblages électroniques en cyclage thermique, un nombre plus limité de travaux fait état de la tenue des joints d'interconnexion sans plomb sous chargements vibratoires. Ce mode de sollicitation vibratoire reste néanmoins tout aussi critique pour le dimensionnement des assemblages électroniques et sa contribution doit donc être prise en compte pour évaluer les contraintes et déformations au niveau des joints de brasure. Contrairement aux cyclages thermiques caractérisés par une grande amplitude et une faible fréquence, les sollicitations vibratoires sont caractérisées par une faible amplitude et une fréquence élevée. Les essais accélérés en vibrations ont donc l'avantage d'être plus rapides à mettre en place d'un point de vue industriel. La réponse mécanique du joint de brasure est cependant plus complexe. L'hypothèse du cisaillement pur considéré lors de la fatigue thermomécanique n'est ici plus pertinente et l'état de contrainte et déformation dans les interconnexions ne permet pas de développer des modèles analytiques simples. Ces deux types de sollicitations sont donc intrinsèquement différents et il convient donc d'investiguer l'influence de chaque contribution sur la durabilité des brasures SAC305. Il est également important de se rendre compte des différences fondamentales qui existent entre les deux régimes de fatigue. Contrairement aux durées de vie mesurées en cyclage thermique n'allant généralement pas au-delà de 10^4 cycles, la fatigue en vibration des assemblages électroniques est caractérisée par un nombre de cycles à défaillance important ($> 10^4 - 10^5$ cycles), couramment appelé en anglais *High Cycle Fatigue* (HCF). Malgré la nature multi-contraintes des environnements rencontrés lors des conditions réelles d'utilisation, l'étude de la durabilité en vibration sera ici décorrélée des effets thermomécaniques (aucun essai accéléré en cyclage thermique combiné à de la vibration n'a été considéré).

L'étude présentée ici s'intéresse à la tenue mécanique isotherme des interconnexions SAC305 soumises à des sollicitations en vibrations sinusoïdales, aléatoires et en chocs. La première partie de ce chapitre traite de l'étude bibliographique portant sur ces différents types de chargements. Cette veille technologique a permis de mettre en évidence les différentes lois de fatigue mécanique développées, qu'elles soient analytiques dans le cas du modèle historique de Steinberg, ou semi-empiriques pour les travaux les plus récents. L'évaluation de la durabilité des assemblages électroniques excités à fréquence fixe (c'est-à-dire à la fréquence de résonance dans le cadre de cette étude) a pour but de déterminer le modèle de fatigue mécanique correspondant à l'alliage SAC305. Des essais accélérés en vibrations sinusoïdales sont donc effectués à -55°C , 20°C et 105°C afin de générer suffisamment de données expérimentales en durée de vie. Plusieurs niveaux de contrainte sont considérés puisque la déflexion imposée au centre des assemblages varie entre 0.075 mm et 0.300 mm. Les véhicules de test considérés sont des assemblages mono-composants permettant de post-traiter simplement les résultats d'essais. Trois types de composants CMS sont considérés dans cette étude : 1152 I/O Fine pitch Ball Grid Array (FBGA1152), 324 I/O Plastic Ball Grid Array (PBGA324) et 68 I/O Leadless Chip Carrier (LCC68). Ce choix de composant permet d'étudier l'influence de leur taille, de leur aspect matriciel ou périphérique et de la géométrie des joints de brasure sur la durabilité mécanique de l'assemblage. L'alliage SAC305 est également comparé à l'alliage 62Sn-36Pb-2Ag pour un niveau de sollicitation donné. Afin de modéliser avec précision les essais en vibrations sinusoïdales, des mesures au vibromètre laser à balayage (VLB) sont effectuées dans la diagonale de chaque assemblage de test. Les déformées modales mesurées sont ensuite utilisées comme éléments de recalage pour la

simulation éléments-finis permettant de déterminer les contraintes et déformations dans les joints de brasure. Une analyse de défaillance des assemblages FBGA1152 SAC305 est en outre effectuée afin de déterminer les différents modes de rupture générés lors des essais. L'observation des sites de défaillance permet d'identifier les zones des interconnexions dans lesquelles s'initient et se propagent les fissures. L'identification de ces régions fortement contraintes permet ensuite de cibler le calcul du critère de fatigue lors des simulations éléments-finis. L'équation reliant ce critère de fatigue local au nombre de cycles à défaillance constitue le modèle de fatigue mécanique de l'alliage SAC305. Dans le cadre de cette étude, et compte tenu des résultats rassemblés dans le chapitre 1, l'hypothèse élastique a été retenue et les constantes de la loi de fatigue de Basquin ont été déterminées. Un critère de fatigue plus « mésoscopique » a également été considéré puisque la déformation surfacique du PCB au voisinage des joints de brasure critiques a été calculée. Quel que soit le critère considéré, les modèles développés constituent une donnée d'entrée permettant d'estimer le dommage accumulé dans les joints d'interconnexion lors de vibrations aléatoires.

Des essais accélérés ont ainsi été réalisés sur les assemblages FBGA1152 SAC305 à température ambiante (20°C) sur une bande de fréquence variant de 500 Hz à 900 Hz (intervalle fréquentiel contenant la fréquence de résonance de l'assemblage de test). Les Densités Spectrales de Puissance (DSP) considérées dans cette étude sont de 0.03, 0.04, 0.10 et 0.20 g²/Hz. Les résultats en durée de vie mesurés ont permis de déterminer une loi puissance reliant le niveau de DSP avec le temps à défaillance. Contrairement aux tests sinusoïdaux où le nombre de cycles à défaillance était facilement atteignable par le produit du temps à défaillance par la fréquence de résonance, l'estimation de la durabilité en vibrations aléatoires nécessite un post-traitement permettant de « compter » le nombre de cycles correspondant à un certain niveau de contrainte. La réponse des différents véhicules de test est donc ici analysée dans le domaine temporel et un algorithme de comptage *rainflow* est utilisé. Afin de comprendre la réponse mécanique des assemblages, les mesures d'accélération obtenues au centre des cartes sont d'abord converties en un critère de fatigue adapté. Connaissant la fonction de transfert entre la déflexion centrale de l'assemblage et la déformation surfacique du PCB, une méthode permettant d'évaluer le dommage dans les interconnexions SAC305 en utilisant le modèle de fatigue mécanique associé et la loi d'accumulation des dommages linéaire de Miner est ainsi explicitée.

Enfin, la tenue mécanique aux chocs de l'alliage SAC305 est étudiée. Ce chargement spécifique est introduit en générant différents profils SRC (Spectre de Réponse au Choc) au niveau du pot vibrant. Contrairement aux chocs demi-sinus également employés pour ce type d'analyse, les chocs SRC ont l'avantage d'être réalisés sur une gamme fréquentielle contenant la fréquence de résonance et permettent ainsi d'assurer une réponse maximale de l'assemblage électronique. Le choix de considérer des chocs SRC dans le cadre de cette thèse a par ailleurs été motivé par le fait qu'ils sont de plus en plus utilisés lors des tests de qualification des équipements embarqués. Les véhicules de test FBGA1152 considérés ont subi des chocs à 200 g SRC et 270 g SRC pour des températures de -55°C, 20°C et 105°C. De précédents travaux menés au sein d'un consortium composé de plusieurs entreprises du secteur aéronautique avaient mis en évidence la mauvaise tenue aux chocs des brasures SAC305 à froid. Une comparaison directe avec l'alliage 62Sn-36Pb-2Ag est donc donnée à -55°C. Afin de comprendre la réponse mécanique aux chocs des assemblages de test, les mesures d'accélération sont converties en déplacement et le déplacement relatif de l'assemblage par rapport au PCB est déterminé. À partir de la relation reliant le déplacement au centre de la carte et la déformation surfacique du PCB, un modèle analytique du calcul du dommage accumulé au cours d'une séquence de chocs SRC est donné. L'analyse des déplacements maximums et des valeurs d'amortissement mesurés au niveau des assemblages de test permet d'émettre des hypothèses sur la dépendance

thermique de l'apparition des défaillances. Des coupes micrographiques sont finalement réalisées afin de mettre en évidence les modes de défaillance générés lors de l'endommagement en chocs.

2.2. Étude bibliographique

L'évaluation de la durée de vie mécanique des joints de brasure SAC305 nécessite la compréhension des phénomènes mis en jeu lors des différents essais accélérés en vibrations harmoniques, aléatoires et en chocs. Les essais mécaniques en vibrations peuvent être effectués dans le plan (x, y) ou dans la direction verticale z (hors du plan de la carte). C'est cette dernière configuration qui est la plus défavorable vis à vis de la tenue des joints de brasure et c'est donc celle-ci qui est généralement utilisée pour évaluer la fatigue mécanique des joints d'interconnexion. La tenue mécanique des brasures est fortement corrélée à la déformation du PCB et aux forces inertielles dues à la masse du composant. Dans le cadre de l'étude de boîtiers CMS de faible masse, la contribution inertielle du composant est négligeable devant la flexion du PCB. Le principal mécanisme provoquant la défaillance des joints de brasure est ainsi dû au différentiel de flexion existant entre le composant et le PCB. La différence de courbure générée au cours d'essais mécaniques induira ainsi un état de déformation complexe au niveau des interconnexions qui devra accommoder ces flexions différentielles. Wong et al. ont développé un modèle analytique permettant d'estimer le niveau de contrainte et de déformation rencontré au sein des interconnexions au cours de sollicitations mécaniques. Selon cette étude, un joint de brasure sera ainsi soumis à des forces axiales générant des contraintes en traction / compression, des déformations en cisaillement ainsi que des moments de flexion dus au couple de cisaillement et à la rotation relative entre le PCB et le composant [125]. La figure suivante présente de façon schématisée les différentes sollicitations rencontrées par les joints de brasure au cours de chargements mécaniques dans le cas d'un composant à matrice de billes.

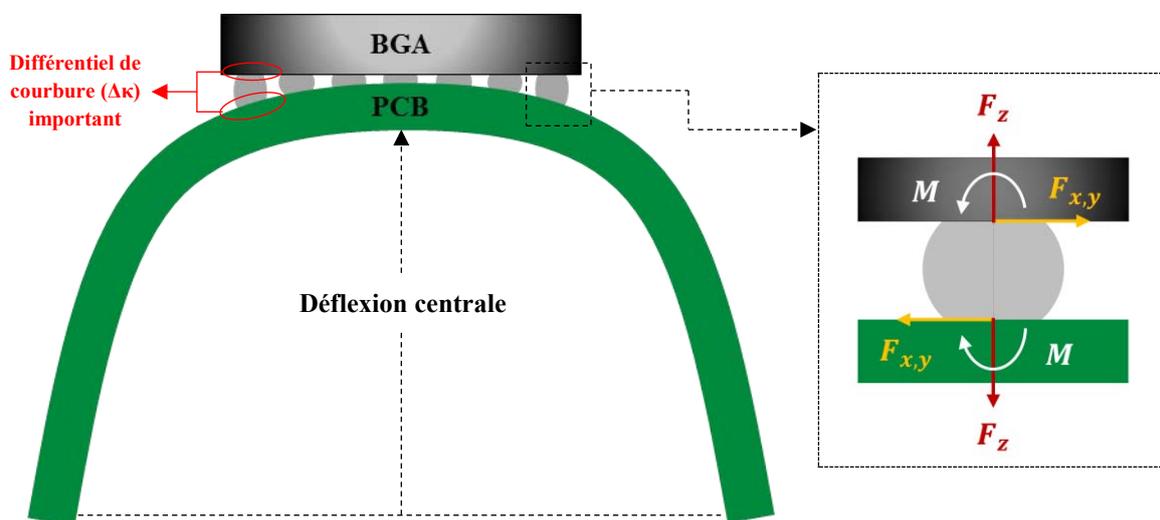


Figure 2-1 Déflexion accentuée d'un assemblage et sollicitations mécaniques au niveau des joints d'interconnexion

Le travail bibliographique présenté ici s'intéresse aux principales études développées pour évaluer la durée de vie des assemblages électroniques soumis à des sollicitations en vibrations sinusoïdales, aléatoires et en chocs. Pour plus de clarté, et même si plusieurs auteurs abordent à la fois la fatigue mécanique des alliages de brasure en vibrations harmoniques et aléatoires, chaque type de chargement est considéré de façon indépendante.

2.2.1. Vibrations harmoniques

Les vibrations sinusoïdales (ou harmoniques) correspondent aux chargements cycliques imposés à fréquence fixe. Ces essais sont généralement précédés d'un balayage fréquentiel permettant de déterminer les modes propres de la carte lors des tests sur pot vibrant. Ces modes propres sont utiles pour mettre en évidence les fortes déformations locales du PCB et ainsi prévenir de possibles risques de défaillances des composants au voisinage de ces zones à risques. Afin de maximiser l'amplitude de la réponse des assemblages de test et de minimiser le coût des moyens d'essai, les essais accélérés en vibrations sinusoïdales sont généralement menés à la fréquence de résonance. Cette sollicitation va induire un état de contrainte et déformation maximal au niveau des joints d'interconnexion et ainsi permettre d'obtenir rapidement des données en durée de vie. Le post-traitement de ce type d'essai est relativement simple puisqu'à partir de la fréquence de résonance et de l'accélération mesurée au niveau des cartes, il est possible de déterminer le déplacement relatif de l'assemblage par rapport à l'excitation d'entrée imposée au niveau du pot vibrant. Les essais accélérés en vibrations harmoniques ont en outre l'avantage d'être facilement modélisables par simulation éléments-finis. Plusieurs auteurs ont ainsi développé des essais en vibrations sinusoïdales permettant d'évaluer la durabilité des alliages de brasure sans plomb.

Les premiers travaux relatifs à l'étude de la fatigue mécanique des cartes électroniques soumises à des chargements en vibrations sinusoïdales sont l'œuvre de Steinberg qui a développé un modèle analytique permettant de dimensionner les circuits imprimés utilisés dans de tels environnements [126]. Dans ce modèle, la carte électronique est supposée maintenue en appui simple le long de ses quatre côtés de telle sorte que la déflexion et la courbure la plus importante se situent au centre de la carte. Le dessin de la Figure 2-2 est une illustration des déformations subies par les broches d'interconnexion durant un test de fatigue en vibrations uni-axiales hors du plan du PCB. Dans cette configuration, la carte fléchit et les broches accommodantes se déforment en conséquence, générant ainsi des dommages par fatigue dans les brasures au cours des cycles de chargement.

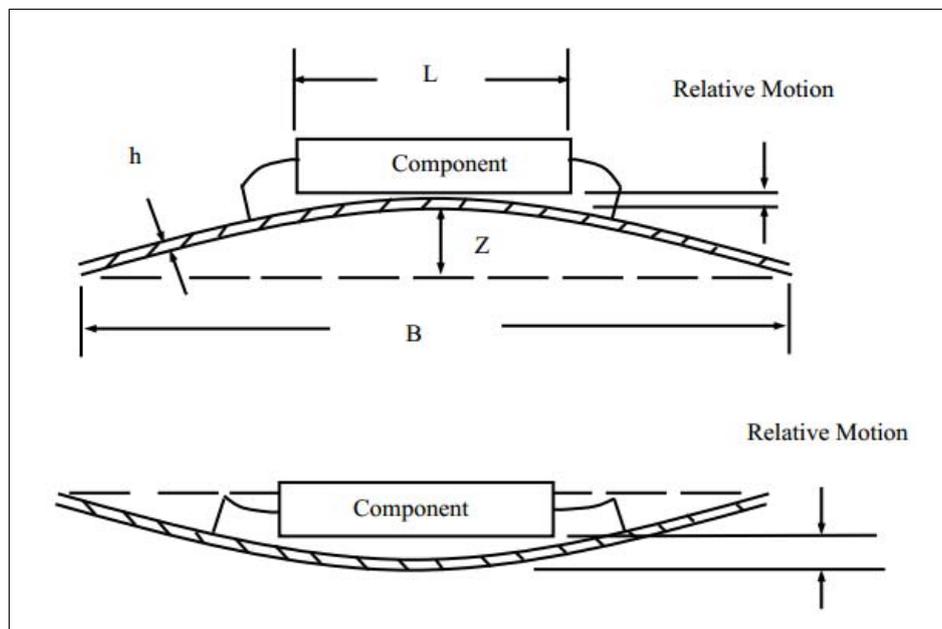


Figure 2-2 Réponse mécanique des broches due à la flexion de la carte [126]

Le modèle de Steinberg stipule qu'un assemblage électronique soumis à un chargement en vibrations harmoniques peut atteindre une durée de vie de 10^6 cycles si sa déflexion centrale ne

dépasse pas la valeur limite calculable selon l'équation suivante (l'assemblage est considéré comme un système simple à un degré de liberté constitué d'une masse et d'un ressort) :

$$Z_c = \frac{0.00022 B}{c h r \sqrt{L}} \quad (2-1)$$

Z_c	Déplacement critique (m)
B	Longueur du PCB parallèle au composant (m)
h	Épaisseur du PCB (m)
L	Longueur du composant (m)
c	Constante dépendant du type de composant
r	Facteur de position

Le facteur de position r prend différentes valeurs selon la position du composant sur la carte. La constante c est dépendante du type de composant testé. Ses valeurs sont comprises entre 0.75 (composants axiaux traversants ou sans broche comme les résistances, capacités ou diodes) et 2.25 (LCC). Elle vaut 1.75 dans le cas des composants BGA. Connaissant les caractéristiques du dispositif expérimental, il est ensuite possible d'estimer la flèche maximale au centre de l'assemblage.

$$Z_{max} = \frac{9,8 G_{in} Q}{4 \pi^2 f_0^2} \quad (2-2)$$

Z_{max}	Déflexion maximale (m)
f_0	Fréquence de résonance du PCB (Hz)
Q	Transmissibilité (Hz ^{1/2}) = $\sqrt{f_0}$
G_{in}	Accélération d'entrée (g)

À partir de la loi de fatigue mécanique et en connaissant le nombre de cycles à défaillance N_1 pour un niveau de contrainte S_1 , le nombre de cycles à défaillance N_2 pour un niveau de contrainte donné S_2 peut être déterminé. Pour des systèmes linéaires, le niveau de contrainte S est directement proportionnel au déplacement Z . Pour une loi puissance dont l'exposant b est connu, le nombre de cycles à défaillance pour une déflexion centrale Z s'exprime ainsi sous la forme suivante :

$$N = N_c \left(\frac{Z_c}{Z} \right)^b \quad (2-3)$$

Z_c	Déplacement critique (m)
N_c	= 10^6 cycles
Z	Déflexion de la carte (m)
b	Exposant de la loi de fatigue

Le modèle de Steinberg constitue une approche macroscopique de l'estimation de l'endommagement des interconnexions lors de chargements mécaniques en vibrations harmoniques. Il a le mérite de fournir des résultats quantitatifs relativement simples à déterminer. Il n'en reste pourtant pas moins limité puisqu'il modélise la carte comme un système à un degré de liberté (masse et ressort) et ne prend pas en compte le comportement mécanique de l'alliage de brasure. De plus, le déplacement central calculé constitue ici le critère de fatigue pour la loi associée. Ce critère est un paramètre global à l'échelle de l'assemblage et il est donc difficile de rendre compte du phénomène très local de fissuration des joints de brasure.

Afin d'évaluer la durabilité des assemblages électroniques en n'excluant pas les phénomènes ayant lieu à l'échelle microscopique, il convient de considérer un critère de fatigue représentatif des sollicitations engendrées au niveau des joints d'interconnexion lors des essais en vibrations. Le modèle de fatigue polycyclique de Basquin est particulièrement bien adapté pour l'évaluation de la durabilité des joints de brasure soumis à des chargements en vibrations harmoniques [127]. L'équation

constitutive lie en effet l'amplitude des déformations élastiques au nombre de cycles à défaillance³ et est représentative de la fatigue polycyclique (HCF) caractéristique de l'endurance vibratoire.

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b \quad (2-4)$$

$\Delta \varepsilon_e$	Amplitude de déformation élastique
E	Module d'Young (MPa)
σ_f'	Coefficient de résistance à la fatigue (MPa)
b	Exposant de résistance à la fatigue
N	Nombre de cycles à défaillance

Il y a en général un large degré de dispersion des données de durabilité en vibrations. Ces dispersions, couplées aux incertitudes sur les propriétés mécaniques des alliages sans plomb rendent complexe l'extraction de constantes appropriées pour le modèle de fatigue mécanique associé. Malgré ces difficultés expérimentales, plusieurs auteurs ont déterminé les paramètres matériaux du modèle pour différents types d'alliage. Avec l'augmentation continue de la densité d'interconnexion des assemblages électroniques, les travaux de recherche portant sur la fatigue mécanique des brasures se sont naturellement orientés vers les composants CMS et particulièrement les composants à matrice de billes (BGA).

Chen et al. ont ainsi évalué la durabilité d'assemblages PBGA 63Sn-37Pb soumis à des vibrations forcées à leur fréquence de résonance [128]. Leur étude est basée sur des résultats d'essais accélérés et sur la modélisation éléments-finis de leur véhicule de test. En considérant le comportement mécanique de la brasure comme purement élastique, ils ont ainsi pu déterminer les constantes matériaux de la loi de fatigue mécanique de Basquin. Afin de vérifier si la courbe S-N (contrainte - nombre de cycles à défaillance) obtenue combinée à la loi d'accumulation linéaire des dommages de Miner permet d'estimer la durée de vie pour ce type d'assemblage, des essais de validation en vibrations harmoniques ont été réalisés pour différents niveaux de contrainte. Les résultats obtenus sont cohérents avec la règle selon laquelle la défaillance est supposée avoir lieu quand la valeur du dommage est égale à l'unité. Che et al. ont conduit des analyses éléments-finis quasi-statique et harmonique combinées à des résultats d'essais afin de prédire la durabilité de joints d'interconnexion de composants *flip-chip* soumis à des vibrations sinusoïdales à fréquence fixe et lors d'un balayage fréquentiel [129]. Les simulations éléments-finis ont été effectuées en considérant les propriétés élastoplastiques de l'alliage 63Sn-37Pb mais les résultats numériques obtenus ont montré qu'aucune déformation plastique n'était générée pendant les essais. À partir du modèle de Basquin déterminé et en utilisant la loi de Miner, les auteurs ont conclu qu'il était nécessaire de considérer une valeur de dommage cumulatif égale à 0.5 et non 1 afin d'obtenir des résultats conservatifs. Les travaux de Zhou et al. sont particulièrement intéressants dans la mesure où ils donnent une comparaison directe entre la tenue mécanique des joints de brasure SAC305 et 63Sn-37Pb [130]. L'étude consiste à obtenir expérimentalement les données en durée de vie pour des composants résistifs et de recalibrer le modèle éléments-finis développé avec des mesures de déformations surfaciques obtenues à partir de jauges de déformation placées sur la carte de test. En compilant les résultats issus des essais accélérés et les valeurs numériques de la déformation élastique obtenues par simulations éléments-finis, les paramètres matériaux du modèle de Basquin ont été déterminés. Pour les niveaux d'accélération considérés, l'alliage SAC305 semble plus performant que l'alliage eutectique 63Sn-37Pb (Figure 2-3 (a)). Les auteurs ont également effectué une analyse métallurgique des assemblages testés afin de déterminer les modes de défaillance générés lors des essais. Les différentes coupes micrographiques obtenues montrent des fissures dans les joints de brasure et dans les pistes de cuivre

³ Le modèle de Basquin originel relie en réalité l'amplitude des contraintes avec le nombre de cycles à défaillance [127]. L'équation présentée ici correspond au modèle modifié en déformation.

(Figure 2-3 (b) et (c)). Bien qu'il ne soit pas possible de ségréguer les véhicules de test selon le mode de défaillance subi, l'étude met cependant bien en évidence la nature conservatrice de la loi de fatigue obtenue.

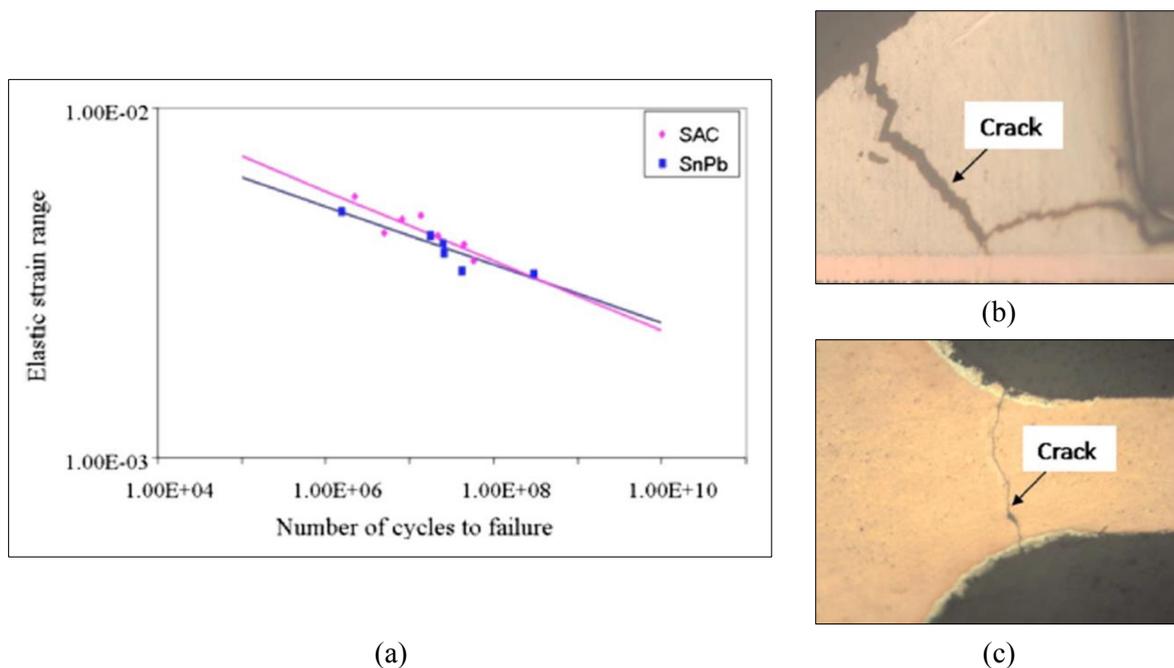


Figure 2-3 (a) Courbes de fatigue mécanique obtenues pour les alliages SAC305 et 63Sn-37Pb. Fissures de fatigue observées au niveau (b) du joint de brasure et (c) d'une piste de cuivre [130]

Tao et al. ont évalué l'influence du vieillissement thermique sur la durabilité en vibrations sinusoïdales de composants résistifs brasés avec de la crème à braser SAC305 [131]. Les niveaux de vieillissement testés sont effectués à 125°C pendant 0, 100 et 500 heures. Ce type d'essai est intéressant dans la mesure où l'alliage SAC305 est sensible aux conditions de stockage isotherme. Sa microstructure peut en effet évoluer au cours du temps, modifiant irrémédiablement ses propriétés mécaniques. Des simulations éléments-finis sont conduites afin de corréliser les déformations surfaciques mesurées via les jauges de déformation placées sur le PCB avec le calcul de la déformation moyennée dans la zone critique des interconnexions. Les travaux de Tao et al. sont principalement comparatifs et ne prétendent pas fournir des valeurs quantitatives vis à vis des lois de fatigue puisque les auteurs admettent que le modèle de comportement considéré pour l'analyse éléments-finis n'est pas représentatif de la microstructure des joints brasés et des vitesses de déformation atteintes en vibrations. Les résultats montrent que l'effet du vieillissement isotherme est particulièrement marqué pour les fortes valeurs de contrainte avec une diminution de la durabilité mécanique lorsque le temps de stockage augmente. En utilisant la même méthodologie (essais accélérés et recalage des mesures issues des jauges de déformation par simulation éléments-finis), Tao et al. ont pu déterminer les paramètres matériaux de la loi de Basquin de billes de brasures mixtes SAC305/63Sn-37Pb (ratio de masse 2 :1) issues d'un composant PBGA. La prise en compte de compositions mixtes est une solution industrielle permettant d'assembler les cartes avec un procédé étain-plomb alors que les fabricants de composants fournissent des boîtiers billés en sans plomb. Yu et al. ont développé des essais accélérés en vibrations à fréquence fixe et recalé les valeurs de transmissibilité, les modes propres et les déformées modales numériques obtenues par simulation éléments-finis [132]. En se basant sur une hypothèse élastique, ils ont pu calculer la contrainte moyennée dans la bille de brasure critique en coin de composant BGA et ainsi déterminer le modèle de fatigue de Basquin correspondant à l'alliage SAC305.

Wong et al. ont considéré une approche similaire du point de vue de la méthodologie mais significativement différente au regard du critère de fatigue choisi [133]. Les études précédemment citées ont en effet tour à tour considéré un critère de fatigue macroscopique avec le calcul du déplacement central de la carte pour le modèle de Steinberg, puis microscopique avec le calcul des contraintes ou déformations élastiques pour la loi de Basquin. Ce dernier critère nécessite une modélisation fine des véhicules de test et requiert souvent un temps de calcul important. Afin de s'affranchir des limitations induites par l'utilisation du critère macroscopique tout en garantissant la mise en évidence des effets locaux, Wong et al. ont considéré un critère mésoscopique à travers la déformation surfacique du PCB au voisinage des interconnexions. Contrairement à l'étude de Zhou et al., un seul mode de défaillance est caractérisé par la courbe de fatigue E-N obtenue. Les auteurs ont en effet pris soin d'améliorer le design de leurs véhicules de test afin d'empêcher l'apparition des modes de défaillance additionnels comme la rupture des pistes de cuivre. Les essais ont pour but de générer différentes valeurs de déformation du PCB en injectant un certain niveau d'accélération au niveau du pot vibrant à fréquence fixe, afin de déterminer le nombre de cycles à défaillance de l'assemblage de test constitué d'un composant BGA placé au centre de la carte. Les courbes de fatigue ont été obtenues pour les alliages SnAgCu et SnPb (les auteurs ne précisent pas la composition massique de chaque alliage). Les résultats montrent que pour les niveaux de vibration considérés, les performances en fatigue de l'alliage SnAgCu sont significativement meilleures que celles de l'alliage SnPb (Figure 2-4 (a)). Malgré l'absence des compositions massiques, ce résultat est compatible avec les courbes de fatigue obtenues par Zhou. Une analyse de défaillance a ensuite été effectuée pour chaque véhicule de test. Afin de corréler le mode de défaillance observé avec l'endommagement subi au niveau des billes d'interconnexion en coin de composant, une analyse éléments-finis a également été menée (Figure 2-4 (b)). Les auteurs justifient l'utilisation de la déformation surfacique du PCB comme métrique adaptée à la fatigue en vibrations par l'obtention d'une relation linéaire entre ce critère et la contrainte maximale calculée dans la bille critique (l'étude ne précise cependant pas la loi de comportement considérée pour la modélisation des alliages de brasure). D'autres auteurs ont utilisé avec succès la déformation surfacique locale du PCB pour l'évaluation rapide de la fatigue mécanique des joints de brasure [134] [135].

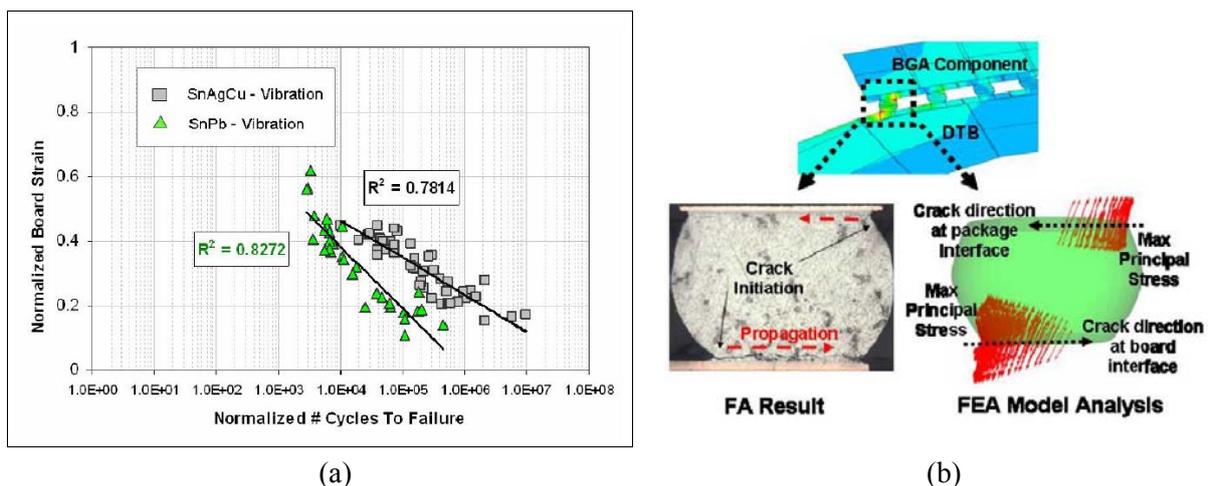


Figure 2-4 (a) Courbes de fatigue mécanique des alliages SnAgCu et SnPb. (b) Corrélation entre la simulation éléments-finis et les analyses de défaillance [133]

Hongwu et al. ont mené une étude pour mettre en évidence l'effet de la température sur les modes de défaillance observés au niveau des coupes micrographiques de composants BGA SAC305 ayant subis des vibrations sinusoïdales [136]. Les essais d'endurance ont été effectués à 20°C et 65°C. L'observation de 40 composants défaillants à température ambiante a permis d'établir une répartition

statistique de chaque mode de défaillance. Les ruptures fragiles dans la couche intermétallique représentent ainsi 57% des défaillances observées. L'initiation et la propagation de fissures de fatigue dans le corps du joint brasé correspond à 20% des défaillances tandis que le mode mixte caractérisé par des ruptures dans la bille de brasure et la couche intermétallique représente 23% des composants analysés. À 65°C, cette tendance change radicalement puisque ce dernier mode mixte représente dans ce cas 50% des défaillances alors que la fissuration de la couche intermétallique ne correspond plus qu'à 15%. Cinar et al. ont considéré une approche globale - locale afin de modéliser le comportement dynamique d'un assemblage de test composé de composants FBGA SAC305 sollicités à fréquence fixe. Leur étude porte sur l'impact de la taille de la plage de report en cuivre au niveau du PCB sur la durée de vie en fatigue résultante. En se basant sur une loi de fatigue mécanique issue de la littérature, les auteurs ont mis en évidence qu'une augmentation du diamètre de la plage de report de 6% augmentait la durée de vie de l'assemblage FBGA de 32%. L'analyse de défaillance a en outre montré qu'une proportion importante de fissures se propageait dans la résine du PCB sous la plage de report (ce mode de défaillance est appelé *pad cratering* en anglais) [137].

Les différents travaux reportés dans la littérature font donc apparaître différentes méthodologies d'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques soumis à des vibrations harmoniques. L'approche mésoscopique consistant à considérer la déformation surfacique du PCB comme critère de fatigue constitue un bon compromis entre l'approche globale développé par Steinberg et l'approche locale consistant à calculer les contraintes et déformations dans les joints de brasure. Cette dernière méthodologie nécessite en effet un post-traitement précis des essais accélérés et un temps de calcul important lors des analyses éléments-finis. Les concepteurs d'équipements électroniques ayant besoin de connaître rapidement les zones fortement contraintes de leurs assemblages afin d'optimiser le placement des composants électroniques et garantir un dimensionnement optimal (épaisseur de la carte, mise en place de raidisseurs etc.), l'approche mésoscopique semble la plus intéressante.

2.2.2. Vibrations aléatoires

Ce type de sollicitation vibratoire est représentatif des chargements réels rencontrés lors du cycle de vie des assemblages électroniques embarqués. Contrairement aux vibrations sinusoïdales permettant une analyse relativement simple des résultats d'essais à partir des informations concernant la fréquence propre, l'accélération mesurée et les conditions aux limites, le post-traitement des données en vibrations aléatoires se révèle significativement plus complexe. Pour ce type de test, le niveau d'entrée appliqué au pot vibrant est une Densité Spectrale de Puissance (DSP exprimée en g^2/Hz) qui dépend de la gamme de fréquences considérée. C'est une représentation statistique des amplitudes variant aléatoirement au cours du temps. La racine carrée de l'aire sous la courbe DSP correspond à la moyenne quadratique de l'accélération (g_{RMS}) qui donne une mesure quantitative de l'intensité des vibrations. Elle constitue donc une valeur d'entrée lors d'un test en vibrations aléatoires. La bande fréquentielle dans laquelle sont généralement effectués ces essais ne permet pas de déterminer simplement l'évolution temporelle des déplacements relatifs de la carte de test. Elle a en outre une influence directe sur la durabilité de l'assemblage testé puisque plusieurs modes de fréquence peuvent être activés, générant ainsi des déformées modales différentes. Les brasures subissent directement les déformations du PCB et l'état de contrainte et déformation au niveau des joints d'interconnexion lors de vibrations aléatoires peut donc être considérablement plus complexe qu'au cours d'essais en vibrations sinusoïdales.

Les vibrations aléatoires représentent le mode de sollicitation le plus réaliste vis-à-vis des conditions environnementales rencontrées par les équipements électroniques au cours de leur cycle de vie. Les acteurs de l'industrie électronique ont ainsi mis en place un certain nombre de standards qui

définissent les spécifications permettant l'évaluation de la durabilité mécanique des assemblages électroniques soumis à ce type de vibrations. La méthode 214 du standard militaire MIL-STD-202 établit la procédure expérimentale permettant d'évaluer la tenue mécanique des assemblages électroniques soumis à des chargements en vibrations aléatoires. Cette méthodologie est développée afin de rendre compte des sollicitations réelles produites par les équipements militaires (missile, moteur-fusée etc.) lors du cycle de vie des équipements embarqués et de vérifier si les composants assemblés sont capables de résister aux chargements appliqués [138]. Le standard JEDEC JESD22-B103B « *Vibration, variable frequency* » a pour but de fournir les recommandations permettant d'évaluer la tenue mécanique des composants électroniques utilisés dans des équipements électriques soumis à des vibrations à fréquences variables [139]. Au-delà des recommandations explicitées dans tous ces standards, un nombre important d'auteurs a étudié la durabilité mécanique des assemblages électroniques soumis à des vibrations aléatoires afin de développer des méthodes permettant d'évaluer leur durée de vie.

La règle empirique développée par Steinberg s'applique également au cas des vibrations aléatoires. L'équation (2-5) décrivant l'amplitude critique du déplacement central de la carte reste inchangée mais le nombre de cycles à défaillance associé est cette fois-ci de $20 \cdot 10^6$ cycles. Connaissant les caractéristiques du dispositif expérimental, il est ensuite possible d'estimer la flèche maximale au centre de l'assemblage [126].

$$Z_{max} = \frac{9,8 \times 3 \sqrt{\frac{\pi}{2}} DSP f_0 Q}{4 \pi^2 f_0^2} \quad (2-5)$$

Z_{max}	Déflexion maximale (m)
DSP	Densité Spectrale de Puissance (g^2/Hz)
f_0	Fréquence de résonance du PCB (Hz)
Q	Transmissibilité ($Hz^{1/2}$) = $\sqrt{f_0}$

La distribution statistique des amplitudes générées au cours de tests en vibrations aléatoires suit généralement une loi Gaussienne. En se basant sur cette loi de probabilité, Steinberg a développé une méthode permettant de prédire la durabilité d'assemblages électroniques soumis à des sollicitations aléatoires à partir des valeurs de déformation à 1 écart-type, 2 écarts-type et 3 écarts-type (1σ , 2σ et 3σ) se produisant respectivement 68.3%, 27.1% et 4.3% du temps. La technique de détection des passages par zéro (*zero-crossing frequencies* en anglais) est ensuite utilisée pour déterminer le nombre de cycles correspondant à ces niveaux de déformation. À partir des déformations $\Delta\epsilon_{1\sigma}$, $\Delta\epsilon_{2\sigma}$ et $\Delta\epsilon_{3\sigma}$ caractéristiques de l'endommagement des interconnexions, de la technique de détection des passages par zéro, ainsi que de la loi de Miner couplée au modèle de fatigue, le dommage peut ainsi être évalué. Cette méthodologie d'estimation du dommage accumulé au cours de chargements effectués à fréquences variables a été reprise par Wong et al. [140] et est également implémentée dans le logiciel DfR Solutions Sherlock (la déformation utilisée dans cet outil est la valeur à 2σ). Les études récentes portant sur l'évaluation de la tenue mécanique des brasures soumises à des vibrations aléatoires se basent cependant sur un autre type de méthodologie qui se distingue principalement par la technique de comptage des cycles.

Zhou et al. ont ainsi prolongé l'étude de la durabilité mécanique des joints de brasure SAC305 et 63Sn-37Pb en investiguant leur tenue aux vibrations aléatoires [141]. La méthode considérée consiste à mener des essais de robustesse en vibrations aléatoires en augmentant progressivement le niveau de DSP afin d'obtenir la défaillance de la plupart des composants résistifs testés. Étant donné le degré de dispersion des données de caractérisation issues de la littérature pour les alliages SAC305 et 63Sn-37Pb, les auteurs ont décidé de faire varier les paramètres de la loi élastoplastique correspondant à chaque alliage. Leur étude paramétrique a permis de mettre en évidence le jeu de constantes

permettant d'obtenir la meilleure correspondance entre les résultats de durabilité en vibrations harmoniques et aléatoires. Il faut néanmoins prendre ces résultats avec précaution dans la mesure où ils sont obtenus pour une valeur très faible du module d'Young de l'alliage SAC305 ($E_{\text{SAC305}} = 18.1 \text{ GPa}$). Même si ce n'est pas l'objectif principal de la publication, les travaux développés ici mettent bien en exergue l'importance du travail de caractérisation à effectuer en amont de l'étude de la fatigue mécanique des alliages de brasure. Zhou a par ailleurs exposé dans ses travaux de thèse une méthodologie d'estimation du dommage accumulé dans les joints de brasure en se basant sur la courbe de fatigue déterminée via l'étude harmonique, la méthode de comptage *rainflow* et la loi d'accumulation linéaire des dommages de Miner [142]. Yu et al. ont développé une méthodologie similaire permettant d'évaluer la durabilité mécanique de composants BGA SAC305 soumis à des chargements en vibrations aléatoires [132]. Comme il l'a été explicité dans la section précédente, les auteurs ont d'abord déterminé les paramètres matériaux du modèle de fatigue de Basquin correspondant à l'alliage de brasure SAC305. La courbe S-N obtenue est ensuite utilisée comme donnée d'entrée pour l'évaluation de l'endommagement des brasures au cours de vibrations aléatoires. Elle a ainsi permis d'estimer le dommage accumulé dans les interconnexions à partir de l'algorithme de comptage *rainflow* et de la loi de cumul linéaire des dommages de Miner. La figure suivante présente la répartition de la moyenne et de l'amplitude des contraintes calculées dans la bille de brasure en coin de composant en fonction du nombre de cycles correspondant.

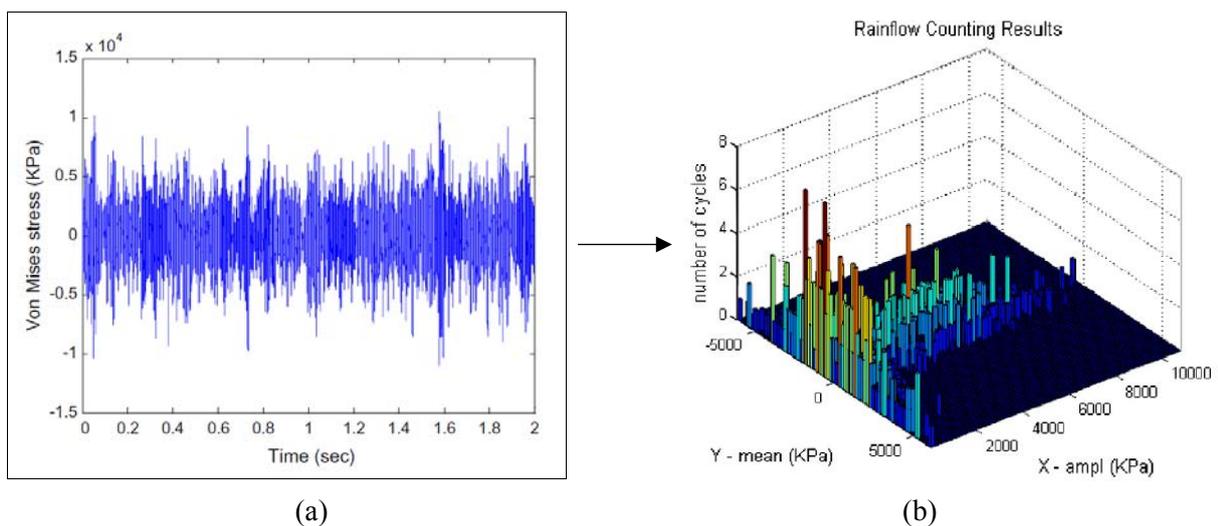


Figure 2-5 (a) Signal temporel aléatoire des contraintes calculées dans la bille de brasure critique. (b) Comptage *rainflow* associé [132]

Liu et al. se sont intéressés à l'impact des niveaux de chargement en vibrations aléatoires sur les modes de défaillance générés au niveau de billes de composants BGA [143]. Leurs travaux ont mis en évidence qu'une augmentation de DSP allant de $60 \text{ g}^2/\text{Hz}$ à $160 \text{ g}^2/\text{Hz}$ avait pour conséquence de modifier les sites et modes de défaillance observés. Pour les faibles niveaux de chargement, des fissures de fatigue sont en effet observées dans le cœur de la brasure du côté du PCB tandis qu'elles « migrent » progressivement vers le cou des billes défini par la géométrie SMD des plages de report au fur et à mesure que la DSP augmente. Des ruptures fragiles à l'interface entre la couche de nickel et la couche intermétallique sont finalement observées pour les niveaux les plus élevés. Les mêmes auteurs ont ensuite exposé dans une autre publication la modélisation éléments-finis des essais aléatoires. Cette étude a permis de déterminer la courbe de fatigue représentative de la contrainte efficace dans la bille de brasure critique en fonction du nombre de cycles à défaillance. Les auteurs ont en outre mis en évidence l'évolution de la fréquence de résonance en fonction de l'endommagement des fixations. Les vis utilisées constituent en effet les conditions aux limites du système et sont également soumises aux

variations de charges dues aux vibrations aléatoires. L'usure progressive des filets des vis va ainsi induire une valeur de contrainte au niveau des billes critiques plus élevée [144]. Zhang et al. ont réalisé des essais en vibrations aléatoires isothermes à 25°C, 65°C et 105°C afin d'évaluer l'influence de la température sur la durabilité mécanique de composants à billes SAC305 [145]. Les DSP à bandes étroites ($\Delta f = 30\text{Hz}$) considérées sont centrées sur la fréquence de résonance déterminée pour chaque température. Les véhicules de test daisy-chainés ont permis d'obtenir les temps à défaillance permettant de corréler la durée de vie avec la température. Les résultats de leurs travaux ont d'abord montré qu'une augmentation de la température de 25°C à 105°C induisait une diminution de la fréquence propre de 5.1%. Cette augmentation thermique s'accompagne également d'une amélioration de la tenue mécanique des joints de brasure de 174%. Une analyse de défaillance statistique menée sur 80 coupes micrographiques a en outre été effectuée afin d'identifier les modes de rupture générés lors des essais. À température ambiante, 65% des fissures observées se situent à l'interface entre la plage de report en cuivre et la couche intermétallique. Ce pourcentage chute à 32% à 105°C et le mode de défaillance principal est alors la rupture ductile du joint de brasure. Un troisième mode de défaillance mixte est observé. Il correspond à des fissures s'initiant dans le joint brasé et pouvant se propager dans la couche intermétallique.

L'étude bibliographique des différents travaux portant sur l'évaluation de la tenue mécanique des assemblages électroniques soumis à des vibrations aléatoires a montré que l'estimation de l'endommagement des interconnexions est systématiquement effectuée en considérant le modèle d'accumulation linéaire des dommages de Miner. Le post-traitement des essais accélérés en vibrations aléatoires nécessite donc inéluctablement la connaissance de la loi de fatigue associée. Les analyses de défaillance réalisées dans les différentes études précédemment citées ont également mis en évidence la multiplicité des modes de défaillance générés. Ces dispersions intrinsèques au mode de sollicitation complexifient considérablement la mise au point de modèles prédictifs de la durée de vie. Il est important de connaître la proportion de tel ou tel mode de défaillance vis-à-vis d'un type de chargement afin de s'assurer de la validité du modèle utilisé.

2.2.3. Chocs

La tenue mécanique aux chocs est principalement étudiée par les acteurs du secteur de l'électronique portable (téléphonie mobile, ordinateurs portables, tablettes, montres connectées etc.) qui doivent assurer un bon niveau de fiabilité pour des produits devant faire face aux sollicitations rencontrées lors de l'utilisation parfois maladroite des consommateurs. L'étude de la durabilité des assemblages électroniques soumis à des chargements cycliques en chocs est également prépondérante pour les secteurs aéronautique et militaire pour lesquels les équipements électroniques embarqués peuvent subir d'importantes sollicitations lors des phases de manipulation, de transport ou opérationnelles (atterrissage d'aéronefs, mise à feu de missiles etc.).

Il existe plusieurs standards industriels et militaires qui établissent des recommandations permettant l'évaluation de la tenue mécanique en chocs des assemblages électroniques. Le standard IPC/JEDEC-9703 « *Mechanical shock test guideline for solder joint reliability* » décrit par exemple les recommandations permettant d'évaluer la fiabilité de joints d'interconnexion à l'échelle de la carte et du composant [146]. Un autre standard JEDEC révisé en novembre 2016 (JESD22-B111A : « *Board level drop test method of components for handheld electronic products* ») établit la méthodologie à suivre pour permettre l'évaluation reproductible des performances en chocs de composants CMS tout en assurant l'apparition des modes de défaillance usuellement rencontrés lors du cycle de vie des équipements électroniques [147]. Enfin, la méthode 516 du standard militaire MIL-STD-810F « *Environmental engineering considerations and laboratory tests* » traite des méthodes de test

permettant d'évaluer la tenue aux chocs des matériaux lors des conditions réelles d'utilisation [148]. L'industrie électronique est principalement régie par les produits de grande consommation dont l'évolution s'oriente irrémédiablement vers des solutions portatives (téléphones, tablettes, consoles de jeux, montres connectées etc.) Il existe ainsi un nombre relativement important d'études portant sur la tenue aux chocs des assemblages électroniques.

Tee et al. ont ainsi développé un modèle prédictif de la durabilité en chocs de composants BGA 63Sn-37Pb en plaçant des jauges de déformation sur leurs véhicules de test et en recalant les valeurs mesurées avec le calcul issu de la modélisation éléments-finis des essais [149]. Tout comme cela a été mis en évidence dans le cas des essais en vibrations, les interconnexions voyant s'initier et se propager les premières fissures se situent également en coin de composant. La simulation des essais a permis de calculer les contraintes générées dans ces billes de brasure critiques et de les corrélérer au nombre de chocs à défaillance afin de développer le modèle de fatigue associé. L'analyse de défaillance a par ailleurs permis de mettre en évidence que les fissures se situaient à l'interface entre la bille de brasure et la plage de report en cuivre du PCB. Lall et al. ont investigué la durabilité aux chocs de composants BGA assemblés en 63Sn-37Pb et SAC305 [150]. Ils ont mis en avant la limitation des standards utilisés pour évaluer la durée de vie en chocs des assemblages électroniques dans la mesure où les conditions aux limites (conditions de fixation de la carte testée) peuvent radicalement changer d'un véhicule de test à un autre. Les auteurs ont donc développé un modèle de calcul de l'endommagement accumulé au cours de sollicitations en chocs en considérant la déformation surfacique du PCB comme critère de fatigue. Cette approche, tout comme celle majoritairement utilisée pour la fatigue en vibration aléatoire, est basée sur l'utilisation de l'algorithme de comptage *rainflow* et de la loi d'accumulation linéaire des dommages de Miner. Ils ont également effectué des observations sur coupes micrographiques et ont mis en évidence la dispersion des modes de défaillance générés : fissures aux interfaces brasure / composant et brasure / PCB, ruptures des pistes de cuivre et *pad cratering*. Pandher et al. ont étudié l'impact de l'ajout d'éléments d'alliage dans la composition des brasures sur la tenue aux chocs d'assemblages composés de composants BGA [151]. Ils ont dans un premier temps mis en évidence la problématique de la teneur massique en argent (%Ag) des alliages SAC. Cet élément d'alliage a pour effet d'augmenter la résistance à la déformation des joints de brasure et donc de diminuer leur ductilité. Pour les compositions d'alliage à forte teneur en argent, les contraintes générées au cours des chocs sont donc transférées jusqu'aux interfaces entre la bille de brasure et le PCB. Les analyses de défaillance montrent ainsi une forte proportion de fissures au niveau de la couche intermétallique ou à l'interface avec le joint de brasure. La figure suivante présente les courbes de Weibull montrant l'influence de la composition des alliages SAC sur la tenue mécanique aux chocs.

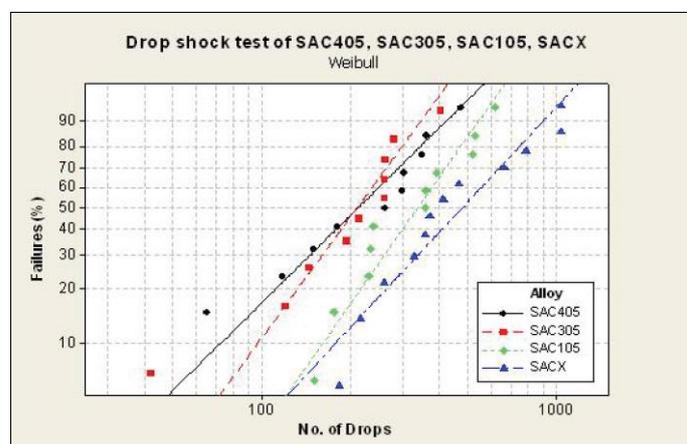
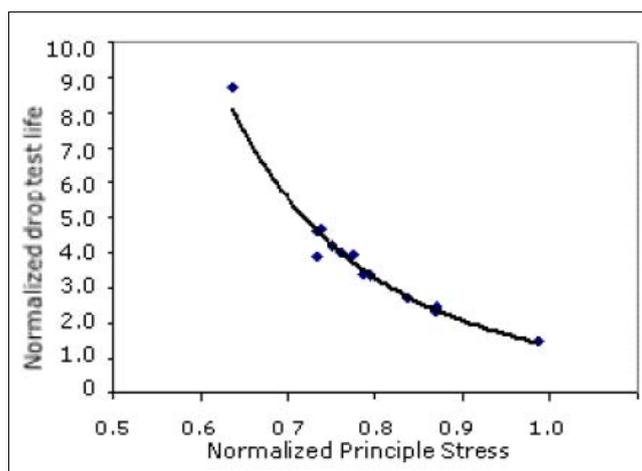


Figure 2-6 Résultats d'essais en chocs réalisés pour différents alliages Sn-Ag-Cu [151]

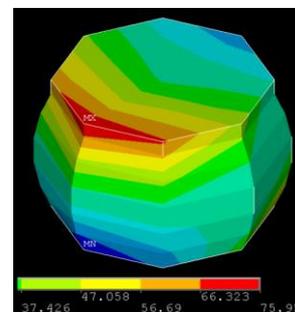
Lei et al. ont également évalué l'influence de la teneur en argent des alliages SAC sur l'épaisseur de l'intermétallique de contact généré lors du procédé de brasage [152]. Ces différentes configurations aux interfaces ont ensuite été analysées afin de montrer leur impact sur la durabilité aux chocs des boîtiers BGA considérés. Les billes de brasure identifiées comme critiques sont une nouvelle fois situées en coin de composant. Les résultats d'essais d'endurance couplés aux observations réalisées sur coupes micrographiques ont montré que plus la teneur en argent est importante, plus l'intermétallique de contact est épais et moins la durée de vie est élevée. Gao et al. ont mis en évidence les mêmes observations en considérant des éprouvettes de test en SAC305, SAC105 et SAC0307 (99.0Sn-0.3Ag-0.7Cu) [153]. Outre l'épaisseur des couches intermétalliques, les auteurs ont analysé la taille et la distribution des intermétalliques dans la matrice β -Sn. Les observations réalisées au MEB ont montré que plus la teneur en argent est faible, plus le nombre de fines particules Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 est important. Selon les auteurs, cette distribution des phases IMC obtenue dans le cas des alliages SAC à faible teneur en argent permettrait d'augmenter la résistance aux chocs par un mécanisme de *dispersion strengthening*. Che et al. ont développé une méthodologie de prédiction de la durée de vie en chocs d'assemblages FBGA SAC à partir de résultats d'essais et de modélisations éléments-finis [154]. Les propriétés mécaniques dépendant de la vitesse de déformation ont été prises en compte et la corrélation des contraintes calculées avec les données en durée de vie expérimentales a permis de déterminer la loi de fatigue en chocs. La représentativité de la loi de comportement vis-à-vis des conditions d'essais est souvent éludée dans bon nombre de publications mais est néanmoins primordiale pour le calcul des contraintes et déformations dans les joints de brasure. L'analyse de défaillance a montré que la plupart des fissures de fatigue est localisée dans les billes de brasure du côté du composant. Une analyse paramétrique a en outre permis de démontrer l'influence de la taille et de l'épaisseur du boîtier FBGA sur la durabilité des assemblages. Les véhicules de test composés des composants de dimensions plus importantes sont en effet moins performants. Les auteurs ont également mis en évidence que plus l'ouverture de l'écran de sérigraphie était importante, plus la durabilité aux chocs était meilleure. La figure suivante présente la courbe de fatigue obtenue correspondant au mode de défaillance principalement identifié.



(a)



(b)



(c)

Figure 2-7 (a) Courbe de fatigue en chocs. (b) Analyse de défaillance sur bille endommagée. (c) Identification des zones fortement contraintes dans la bille de brasure critique (contraintes équivalentes de von Mises) [154]

En considérant les conditions d'essai définies par le standard JESD22-B111, Xu et al. ont étudié l'influence de la dépendance cinétique du modèle élastoplastique de l'alliage SAC305 sur le mode de

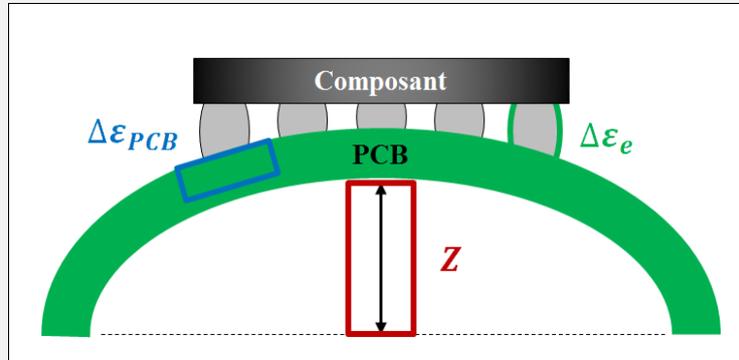
défaillance principalement observé après une succession de chocs mécaniques : fissuration à l'interface entre le joint de brasure et la couche intermétallique [155]. Les propriétés mécaniques ont été implémentées dans le logiciel de calcul éléments-finis afin de calculer la contrainte générée au niveau des joints de brasure. La modélisation numérique a mis en évidence que la force de contact entre la brasure et la couche intermétallique augmentait au fur et à mesure des chocs. Ces travaux ont ainsi permis de montrer que la contrainte atteinte au niveau de cette interface pouvait excéder la contrainte maximale du matériau intermétallique et donc provoquer des ruptures fragiles. Yamin et al. ont développé une modélisation éléments-finis non-linéaire afin d'examiner la réponse dynamique d'un assemblage BGA SAC405 soumis à un choc [156]. La bille de brasure située en coin de composant est là encore identifiée comme l'interconnexion la plus critique. Compte tenu de la vitesse de déformation inélastique atteinte et des analyses de défaillance réalisées dans la littérature, les auteurs font l'hypothèse que le mode de rupture principal est la fissuration fragile à l'interface entre la brasure et la couche intermétallique. Plus récemment, Che et al. ont caractérisé l'alliage SAC387 entre $5.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et 1300 s^{-1} afin de déterminer le module d'Young, la limite d'élasticité et le module tangent correspondant en fonction de la vitesse de déformation [157]. Ces propriétés mécaniques sont ensuite implémentées dans le logiciel éléments-finis et la contrainte et la déformation générées dans les billes de brasure critiques de composants PBGA lors d'essais en chocs sont calculées. Les résultats numériques sont là aussi en accord avec l'analyse de défaillance qui montre une majorité de ruptures fragiles à l'interface entre la brasure et la couche intermétallique. Des fissures dans la couche IMC elle-même et dans les pistes de cuivre sont également observées.

Les différentes études présentées dans cette partie bibliographique ont permis de mettre en exergue la problématique de la composition massique en argent des alliages SAC. Elles ont également montré que selon le niveau de sollicitation en choc considéré, de la géométrie de l'assemblage de test ou encore du procédé d'assemblage influant sur la croissance des intermétalliques de contact, les modes de défaillance observés peuvent être différents. Une proportion importante d'articles fait en effet état de ruptures fragiles à l'interface entre la couche intermétallique et la brasure. Il existe néanmoins des cas où les chargements en chocs génèrent des fissures de fatigue dans le corps de l'interconnexion. Compte-tenu de ces différentes observations et du choix de l'alliage sans plomb considéré dans ces travaux de thèse, il paraît donc important d'étudier la durabilité des assemblages électroniques SAC305 soumis à des chocs mécaniques.

2.2.4. Synthèse 2.2

Ce qu'il faut retenir

Modèle de fatigue mécanique en vibrations sinusoïdales



Macroscopique (Steinberg)

$$Z = A(N)^b$$

Mésoscopique

$$\Delta\varepsilon_{PCB} = K(N)^b$$

Microscopique (Basquin)

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b$$

Méthodologie d'évaluation de la durée de vie en vibrations aléatoires

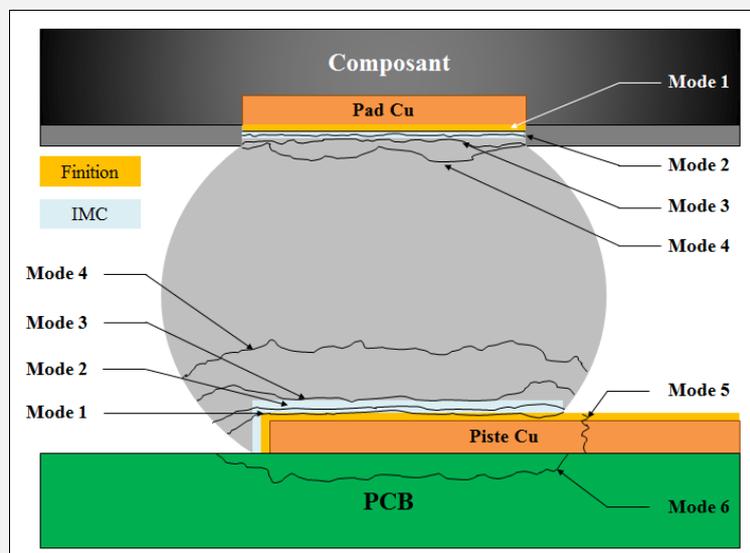
À partir de la distribution Gaussienne

À partir des signaux temporels

→ Passages par zéro + Loi de Miner

→ Rainflow counting + Loi de Miner

Modes de défaillance observés (vibrations et chocs)



Mode 1	Fissure à l'interface IMC / Finition	Mode 4	Fissure dans la brasure
Mode 2	Fissure dans la couche IMC	Mode 5	Fissure dans la piste de cuivre
Mode 3	Fissure mixte dans la brasure + IMC	Mode 6	<i>Pad cratering</i>

2.3. Fatigue mécanique en vibrations harmoniques

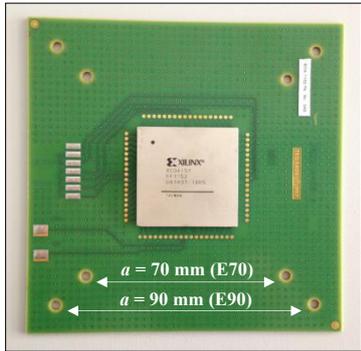
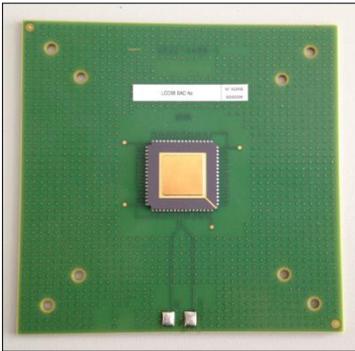
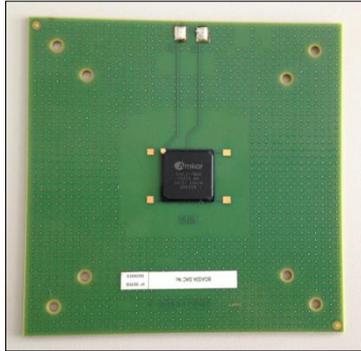
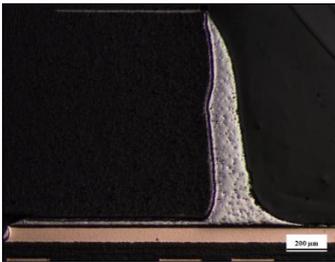
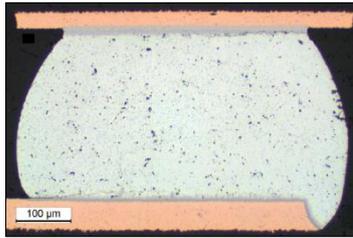
Cette étude porte sur la durabilité mécanique de joints de brasure SAC305 soumis à des vibrations sinusoïdales à -55°C, 20°C et 105°C. L'assemblage de test considéré consiste en un unique composant daisy-chain 1152 I/O Ball Grid Array (FBGA1152), assemblé au centre d'un PCB FR-4. Les niveaux de vibration sont imposés en contrôlant la déflexion au centre de l'assemblage à sa fréquence de résonance. La continuité électrique est mesurée pour déterminer le nombre de cycles à défaillance pour chaque véhicule de test. La déformée modale de l'assemblage est également déterminée à l'aide d'un vibromètre laser à balayage. Le profil mesuré est ensuite considéré comme élément de recalage pour l'analyse éléments-finis qui permet de calculer le critère de fatigue dans la bille de brasure en coin de composant. Des coupes micrographiques de composants défaillants sont réalisées afin de déterminer les modes de défaillance générés. Une comparaison entre la durabilité mécanique des assemblages SAC305 et 62Sn-36Pb-2Ag (aussi noté SnPb36Ag2) est également donnée. Enfin, afin de mettre en évidence l'influence de la taille du composant et des matériaux des boîtiers, ainsi que de la géométrie des joints d'interconnexion, des résultats en durée de vie et des mesures de déformées modales au vibromètre laser à balayage sont donnés pour deux assemblages complémentaires : 68 I/O Leadless Chip Carrier (LCC68) et 324 I/O Plastic Ball Grid Array (PBGA324).

2.3.1. Essais accélérés

a) Présentation des véhicules de test

Trois véhicules de test comprenant chacun un composant spécifique sont fabriqués dans le cadre de cette étude. Le substrat est un PCB FR-4 double-face de 110 mm de côté et 1.6 mm d'épaisseur sur lequel est assemblé un unique composant en son centre. Le circuit imprimé est percé en huit points afin de permettre différentes configurations de fixation. Ces perçages permettent d'obtenir différentes conditions aux limites avec des entraxes a de 70 mm et 90 mm (Tableau 2-1). La finition de surface utilisée est une couche ENIG sur des plages de report de type *Non-Solder Mask Defined* (NSMD) dans le cas des composants à billes. Les boîtiers considérés ont été sélectionnés selon leur taille, leur type (distribution des interconnexions matricielle ou périphérique) et la forme des joints de brasure correspondant. Les assemblages FBGA1152 sont d'abord considérés. Ce boîtier de 35 mm de côté est composé d'un capot en cuivre et est à la fois billé en SAC305 et SnPb36Ag2 afin de permettre la comparaison des performances respectives de chaque alliage en environnement vibratoire. La finition de surface du composant est une couche Au/Ni sur des plages de report de type SMD. Le pas (*pitch*) entre chaque bille est de 1 mm. Les diamètres des plages de report en cuivre et de l'ouverture du vernis épargne côté PCB sont respectivement de 450 μm et 550 μm . Le deuxième composant à billes considéré est le boîtier plastique PBGA324 de 19 mm de côté. Le *pitch* entre les billes est là aussi de 1 mm. De même, le composant est billé sur des plages de report de type SMD protégées par une couche Au/Ni. Les dimensions des plages de report en cuivre du PCB et de l'ouverture du vernis épargne sont les mêmes que celles considérées pour le composant FBGA1152. Seul l'alliage SAC305 sera considéré pour les assemblages PBGA324. Enfin, les composants périphériques LCC68 de 24.1 mm de côté sont assemblés selon un procédé SAC305. Les dimensions des plages de report en cuivre sont ici de 2 x 1 mm et la distance entre chaque interconnexion est de 1.27 mm. Le tableau 2-1 suivant récapitule les principales caractéristiques de chaque assemblage de test.

Tableau 2-1 Caractéristiques des différents véhicules de test

Assemblages de test		
FBGA1152	LCC68	PBGA324
		
Taille du composant (mm)		
35 x 35	24.1 x 24.1	19 x 19
Masse du composant (g)		
~ 14.5	~ 3.7	~ 0.7
Forme des joints de brasure		
		
Type de composant		
Matriciel	Périphérique	Matriciel
Alliage		
SAC305, SnPb36Ag2	SAC305	SAC305

Tous ces composants présentent une configuration daisy-chain afin de pouvoir détecter la défaillance des joints de brasure durant les essais accélérés en vibrations sinusoïdales. La résistance des assemblages n'est cependant pas mesurée tout au long des tests. La connectique de chaque véhicule de test est ici reliée à la voie de sécurité du pot vibrant qui a pour consigne de s'arrêter dès qu'une discontinuité électrique est détectée. Le système utilisé assure en effet une acquisition rapide des données de tension et de courant permettant ainsi la détection de microcoupures électriques avec une précision de l'ordre de la microseconde. La première fissure totale générée au niveau d'un joint de brasure entrainera donc immédiatement l'arrêt de l'excitateur électrodynamique, permettant ainsi la mesure du temps à défaillance.

b) Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental considéré pour ces travaux est donné en Figure 2-8. Les tests de fatigue isothermes sont réalisés en utilisant le pot vibrant dans une étuve thermique. Le traitement des données d'entrée et de sortie est assuré par un système de contrôle dont l'interface est gérée par le logiciel LMS

Test.Lab. L'excitateur électrodynamique utilisé dans cette étude peut produire des accélérations hors plan (direction z) jusqu'à 60 g ($1 \text{ g} = 9.81 \text{ m.s}^{-2}$). La gamme de température considérée ici est sélectionnée en fonction des excursions thermiques typiquement rencontrées par les équipements électroniques embarqués dans des applications aéronautiques et militaires au cours de leur cycle de vie. Les véhicules de test sont fixés sur des plots cylindriques en aluminium 5086 avec un entraxe de 70 mm ou de 90 mm entre chaque fixation. Pour des raisons de répétabilité des essais, le couple de serrage appliqué aux vis en acier inoxydable A4 de 3 mm de diamètre est fixé à 0.75 N.m. Deux accéléromètres placés sur la plaque et sur la carte de test sont en outre utilisés pour déterminer la réponse dynamique de chaque assemblage.

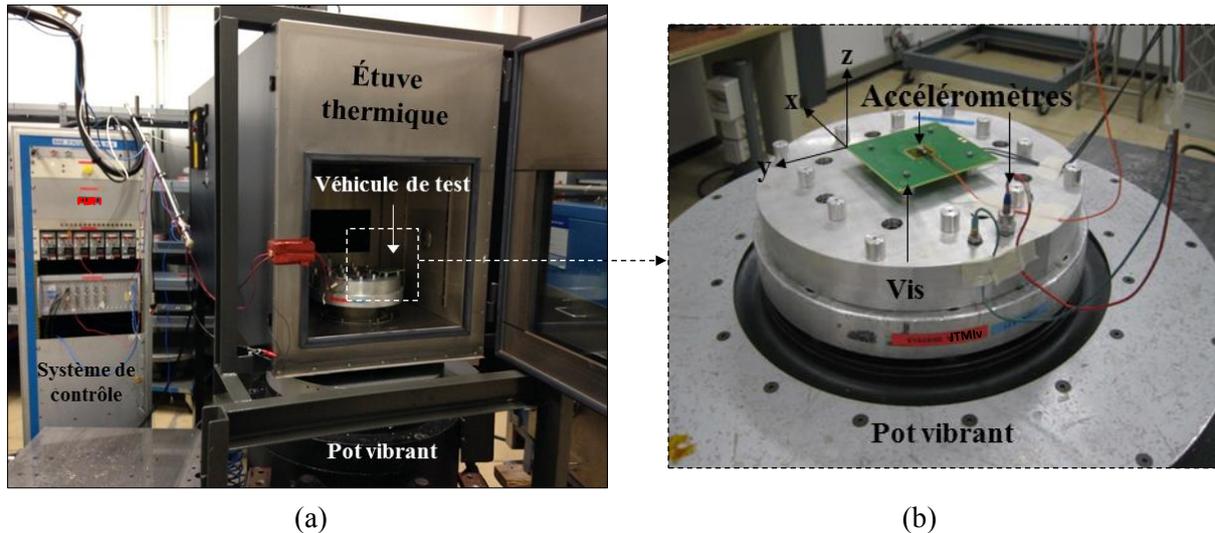


Figure 2-8 Dispositif expérimental utilisé pour les essais en vibrations isothermes (la carte est ici retournée). (a) Vue global du système. (b) Vue détaillée de la zone d'accroche des cartes

c) Procédure et matrice de test

La donnée d'entrée considérée pour les essais de durabilité en vibrations harmoniques est la déflexion centrale des assemblages de test (z). Ce déplacement peut être déterminé à partir de la réponse donnée par l'accéléromètre placé au centre de la carte (a_s) selon l'équation suivante :

$$Z(t) = \frac{a_s(t)}{4\pi^2 f_0^2} \quad (2-6)$$

$Z(t)$	Déplacement central (m)
$a_s(t)$	Accélération de sortie (m.s^{-2})
f_0	Fréquence de résonance (Hz)

Une analyse modale est d'abord conduite afin de déterminer la fréquence de résonance de l'assemblage testé. Pour se faire, un balayage sinusoïdal est effectué à une vitesse de 1 octave/minute entre 10 Hz et 2000 Hz pour un niveau d'entrée du pot de 0.5 g. Les assemblages sont ensuite soumis à des vibrations harmoniques forcées à leur fréquence de résonance en imposant un certain déplacement central. La plupart des tests de durabilité est mené jusqu'à la défaillance des véhicules de test. Cependant, dans le cas de déflexions centrales correspondant à de l'endurance illimitée, la durée maximale de ces essais est fixée à 12 heures. Le système d'acquisition des données combiné à l'utilisation du logiciel LMS Test.Lab permet de suivre l'évolution de la fréquence de résonance de telle sorte que chaque décalage mesuré est corrigé tout au long des essais. Afin de générer suffisamment de résultats permettant une analyse statistique de la durabilité des différents assemblages, un minimum de 12 véhicules de test est considéré pour chaque configuration d'essai (excepté pour une configuration où seulement 8 échantillons ont été testés). Le nombre de cycles à

défaillance pour un assemblage de test considéré « i » est calculé en multipliant le temps à défaillance mesuré par la fréquence de résonance déterminée au préalable :

$$N_i = t_{d_i} f_{0_i} \quad (2-7)$$

N	Nombre de cycle à défaillance
t_d	Temps à défaillance (s)
f_0	Fréquence de résonance (s^{-1})

Les essais isothermes à -55°C et 105°C sont effectués en suivant la même procédure à ceci près qu'un délai de 40 minutes est ajouté une fois la température désirée atteinte dans l'étuve afin de prendre en compte l'inertie thermique des matériaux constitutifs des éléments de l'assemblage. Le tableau suivant représente la matrice de test mise en place pour l'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques SAC305 soumis à des vibrations sinusoïdales.

Tableau 2-2 Matrice de test correspondant aux essais d'endurance en vibrations harmoniques

Alliage	Boîtier	Z (mm)	Entraxe (mm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	Échantillon
SAC305	LCC68	0.225	70	20	8
		0.250	70	20	12
	PBGA324	0.150	70	20	12
		0.200	70	20	12
	FBGA1152	0.075	70	20	16
				-55	12
				20	16
		0.085	70	20	12
				-55	12
				20	16
		0.0925	70	20	12
				-55	12
				20	16
		0.100	70	105	12
				-55	12
				20	16
0.125	70	105	12		
		-55	12		
		20	16		
		105	12		
		-55	12		
		20	16		
0.150	70	20	16		
		105	12		
0.175	70	20	16		
		105	12		
0.200	70	20	16		
		105	12		
0.250	90	20	12		
		105	12		
0.300	90	20	12		
		105	12		
SnPb36Ag2	FBGA1152	0.0925	70	20	14
		0.125	70	20	16

d) Résultats

Comme le montre la matrice de test précédente, un nombre important de véhicules de test a été considéré et a permis d'obtenir des résultats consistants, que ce soit en durée de vie ou en matière de comportement dynamique de l'assemblage FBGA1152 en température puisque chaque essai d'endurance est précédé d'une analyse modale. La Figure 2-9 montre en effet l'évolution de la fréquence de résonance et de la transmissibilité⁴ en fonction de la température. Les différentes mesures effectuées avant chaque essai d'endurance à -55°C , 20 et 105°C ont permis de mettre en évidence que la fréquence de résonance diminue au fur et à mesure que la température augmente. En faisant l'hypothèse que les conditions aux limites (fixations) ne sont pas modifiées du fait des variations de température, la diminution observée peut être due à la dépendance thermique du module d'Young des

⁴ Rapport entre l'accélération de sortie (mesurée par l'accéléromètre placé au centre de l'assemblage de test) et l'accélération d'entrée (mesurée par l'accéléromètre placé sur le pot vibrant).

matériaux constitutifs des différents éléments de l'assemblage. En particulier, le matériau composite à base de résine époxyde renforcée par des fibres de verre caractéristique du PCB FR-4 voit son module d'élasticité augmenter lorsque la température décroît [158]. Cette augmentation à basse température induit une augmentation de la rigidité de la carte dont la conséquence directe est donc l'augmentation de la fréquence de résonance. Les résultats montrent également que la transmissibilité, varie de façon monotone avec la température. Pour une amplitude d'entrée fixe (0.5 g dans le cadre de cette étude), le niveau d'accélération au centre de la carte augmente lorsque la température croît. Cela veut donc également dire que le déplacement central est plus important à 105°C qu'à 20°C et *a fortiori* à -55°C. En excluant tout effet microstructural pouvant être activé thermiquement, cela veut donc dire que le niveau de sollicitation au niveau des billes de brasure critiques est plus important à haute température. Partant de ce constat, pour un niveau d'entrée du pot vibrant constant, les composants testés à haute température sont donc *a priori* susceptibles de subir les premières défaillances.

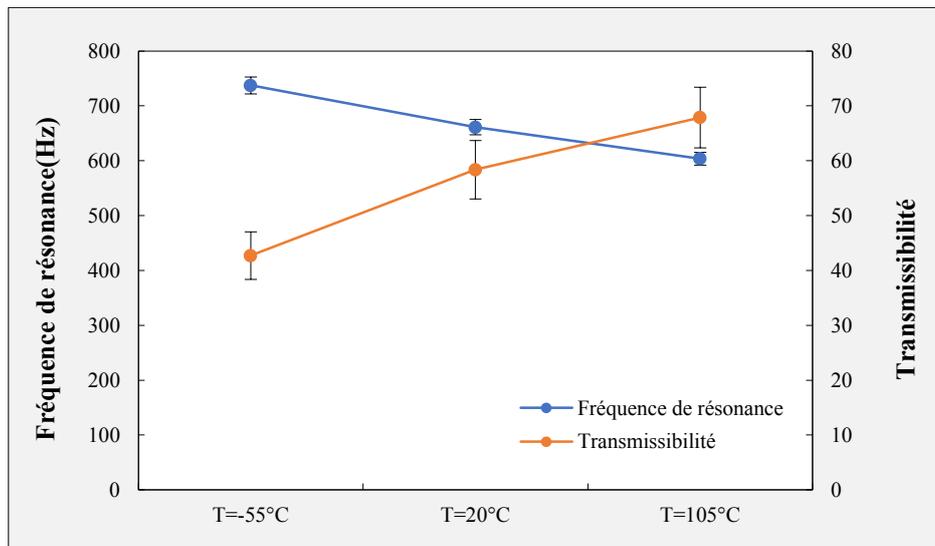


Figure 2-9 Évolution de la fréquence de résonance et de la transmissibilité en fonction de la température (FBGA1152)

La figure suivante présente la fréquence de résonance moyenne correspondant à chaque configuration d'essai à 20°C.

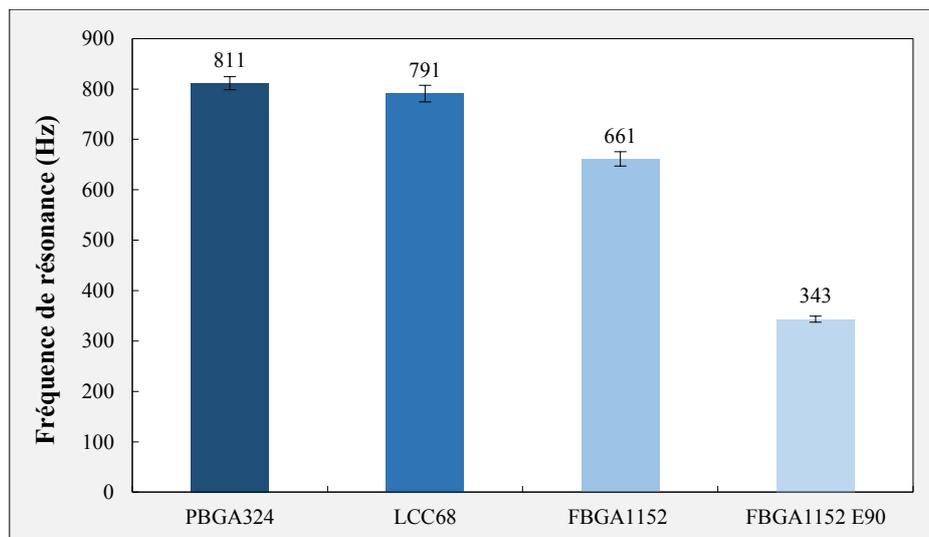


Figure 2-10 Fréquence de résonance moyenne pour chaque configuration d'assemblage testée (par défaut, l'entraxe considéré est de 70 mm excepté pour le cas noté « E90 » où la distance entre les fixations est de 90 mm)

Ces différents résultats mettent en évidence les influences de la masse des composants et des conditions aux limites imposées au système mécanique. Le boîtier FBGA1152 dont la masse et les dimensions sont plus importantes induit ainsi une fréquence de résonance plus faible que les assemblages LCC68 et PBGA324. L'amplitude de vibration pour ces derniers est en outre moins importante. Il est également intéressant de noter qu'une augmentation de l'espacement des fixations de 28% entraîne une diminution de la fréquence de résonance de 48%. Les conditions aux limites imposées par le mode de fixation représentent donc un des biais essentiels pour les concepteurs devant assurer le bon dimensionnement des assemblages électroniques.

Les tests de durabilité en vibrations sinusoïdales ont été effectués pour différents niveaux de contrainte (déflexion centrale de l'assemblage de test) et ont ainsi permis de couvrir un intervalle de durées de vie représentant trois ordres de grandeur (entre 10^4 et 10^7 cycles à défaillance). L'analyse statistique des résultats d'essais a été réalisée à l'aide de la distribution de Weibull à deux paramètres (distribution couramment utilisée pour l'étude de la fiabilité des joints de brasure).

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\eta}\right)^\beta} \quad (2-8)$$

$F(t)$	Fonction de défaillance
η	Durée de vie caractéristique ($N_{63.2\%}$)
β	Facteur de forme

À partir de l'analyse statistique des résultats, il est ainsi possible de déterminer le nombre de cycles correspondant à 50% de taux de défaillance. La Figure 2-11 présente un exemple de courbes de Weibull obtenues pour les assemblages FBGA1152 SAC305 et SnPb36Ag2 à 20°C. La légende fait apparaître les deux paramètres de la loi de Weibull :

- η : le facteur d'échelle ou *Scale* en anglais, qui correspond à la durée de vie caractéristique. C'est le nombre de cycles correspondant à un taux de défaillance de 63.2% ($t = \eta \Rightarrow F(\eta) = 0.623$),
- β : le facteur de forme ou *Shape* en anglais, qui correspond à la pente des courbes de Weibull.

Dans le cas où certains véhicules de test n'ont pas subi de défaillance après 12 h d'essai, l'analyse de Weibull est menée en utilisant la technique de la troncature à droite via le logiciel Minitab. Dans l'exemple présenté ci-après, la pente des courbes correspondant aux alliages SAC305 et SnPb36Ag2 valent respectivement 1.113 et 3.384. Plus la valeur du paramètre β est faible et plus les résultats sont dispersés. Cette différence est ici due à la microstructure de chaque alliage. Comme cela a été explicité dans la partie bibliographique du chapitre 1, les joints de brasure SAC305 après refusion sont caractérisés par une morphologie de macrograins présentant des orientations cristallines différentes. Une brasure SAC305 est ainsi généralement composée de quelques grains dont la taille est du même ordre de grandeur que le joint lui-même. À chaque orientation correspond une valeur de module d'Young et de CTE, rendant ainsi chaque interconnexion fortement anisotrope. De plus, la microstructure après refusion peut également faire apparaître des intermétalliques Ag_3Sn de grande taille sous forme de lamelles. Selon leur orientation, ces précipités primaires distribués de façon hétérogène dans les interconnexions peuvent affecter la propagation des fissures et donc le temps à défaillance résultant. C'est en partie cette dispersion microstructurale qui explique la dispersion des résultats en durée de vie. Au contraire, bien que leur composition soit majoritaire en étain, les joints de brasure SnPb36Ag2 ne présentent pas un tel niveau de dispersion des résultats en durée de vie. La présence de plomb répartie de façon homogène à hauteur de 36% en masse, accommode en quelque sorte l'anisotropie de l'étain et permet d'homogénéiser le comportement mécanique des

interconnexions SnPb36Ag2. À partir de la valeur de la durée de vie caractéristique η et de la pente de la courbe de Weibull, il est ensuite possible de déterminer la valeur du nombre de cycles pour 50% de taux de défaillance. Dans le cas des assemblages FBGA1152 SAC305 et SnPb36Ag2, elle vaut respectivement 1060622 et 172098.

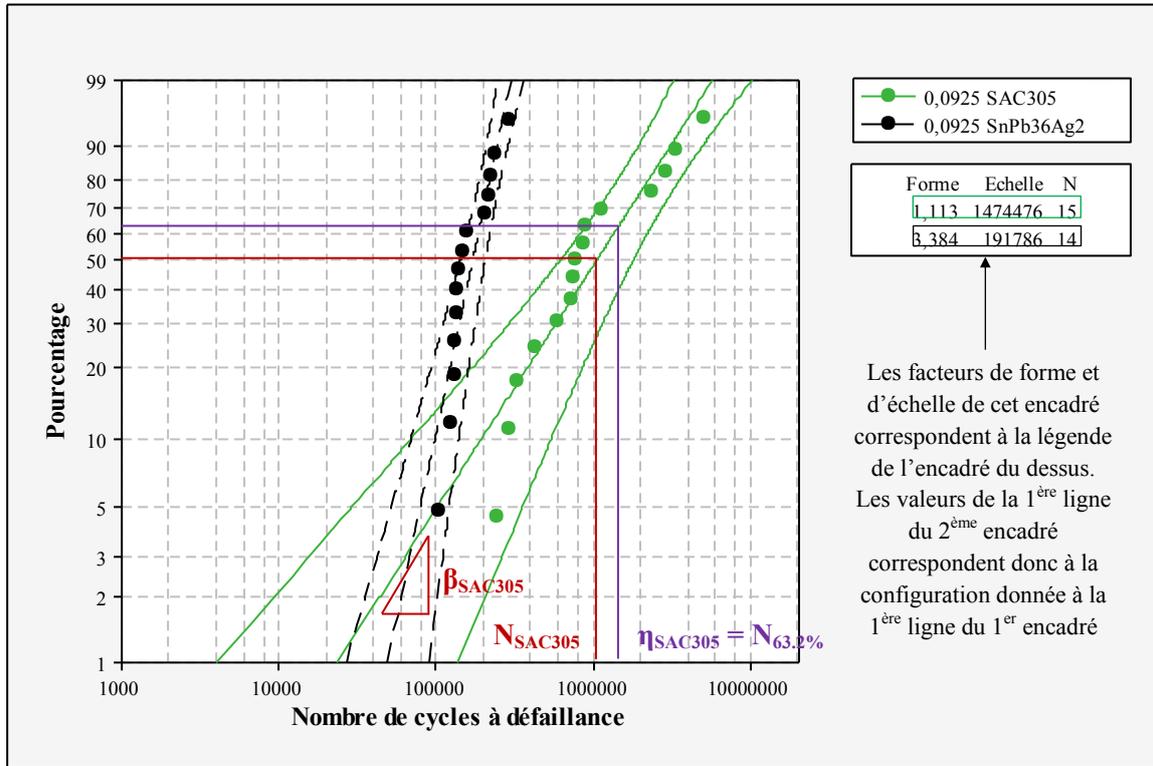


Figure 2-11 Courbes de Weibull correspondant aux assemblages FBGA1152 SAC305 et SnPb36Ag2 pour $Z = 0.0925$ mm

La distribution de Weibull permet donc, pour chaque configuration d'essai, de déterminer le nombre de cycles correspondant à un taux de 50% de défaillance. Cette durée de vie spécifique correspond à la variable utilisée dans les modèles de durée de vie explicités dans la partie bibliographique ($N_{50\%} = N$). Le critère de fatigue considéré ici est dépendant des conditions aux limites puisqu'il s'agit de la déflexion hors-plan imposée au centre des véhicules de test. Le modèle macroscopique dérivé ne permet donc aucune extrapolation à d'autres types d'assemblages mais permet néanmoins une analyse comparative. Les courbes de fatigue correspondant aux différents essais réalisés peuvent donc être tracées et la position relative de chacune d'entre elles permet d'évaluer l'influence de la température et des caractéristiques de chaque composant sur la durabilité mécanique des assemblages considérés. La Figure 2-12 regroupe les différentes courbes de fatigue obtenues à partir des assemblages FBGA1152 à -55°C , 20°C (SAC305 et SnPb36Ag2) et 105°C , ainsi que des assemblages LCC68 et PBGA324 à température ambiante. Il est intéressant de noter que la température ne semble pas avoir un impact très important sur la durabilité mécanique des joints de brasure SAC305 dans la gamme de chargements considérée. Il est également intéressant de remarquer que la durée de vie des assemblages FBGA1152 SAC305 est plus importante à 105°C qu'à 20°C et -55°C . L'analyse effectuée ici se base en effet sur un niveau d'entrée imposée à la carte et non au pot vibrant. Ce dernier adapte son niveau d'excitation en fonction de l'accélération voulue au centre de l'assemblage afin d'obtenir un déplacement hors-plan précis. L'amplitude des vibrations forcées ne dépend donc pas de la température. Les basses températures semblent donc induire un effet de fragilisation au niveau des joints d'interconnexion qui subissent ainsi des défaillances plus rapides qu'à 20°C et 105°C . Les conditions aux limites jouent également un rôle important puisque pour

l'entraxe de 90 mm, une flèche centrale de 0.250 mm induit une durée de vie équivalente à une flèche de 0.100 mm pour l'entraxe de 70 mm. Le graphique illustre également le fait que les assemblages LCC68 et PBGA324 présentent de meilleures performances que le boîtier FBGA1152. Le facteur clé à prendre en compte ici est la taille de chaque composant. En effet, pour un même déplacement central appliqué, plus le composant aura des dimensions importantes et plus la courbure locale au niveau des joints de brasure critiques en coin de composant sera élevée. Cependant, le LCC68, légèrement plus grand que le composant PBGA324, présente une meilleure résistance à la fatigue mécanique. La nature périphérique de ce boîtier pourrait induire une courbure moins importante au niveau des interconnexions critiques mais la céramique étant un matériau significativement plus rigide que le boîtier plastique du composant PBGA324, cet effet doit être compensé. Le paramètre déterminant ici peut être la forme des joints de brasure qui induit en effet une distribution de contrainte bien différente d'un composant à un autre. Afin de rendre compte de la rigidité locale et d'évaluer l'impact de la forme des joints d'interconnexion sur la fatigue mécanique des assemblages SAC305, des mesures au vibromètre laser à balayage ont été réalisées pour chaque configuration d'assemblage.

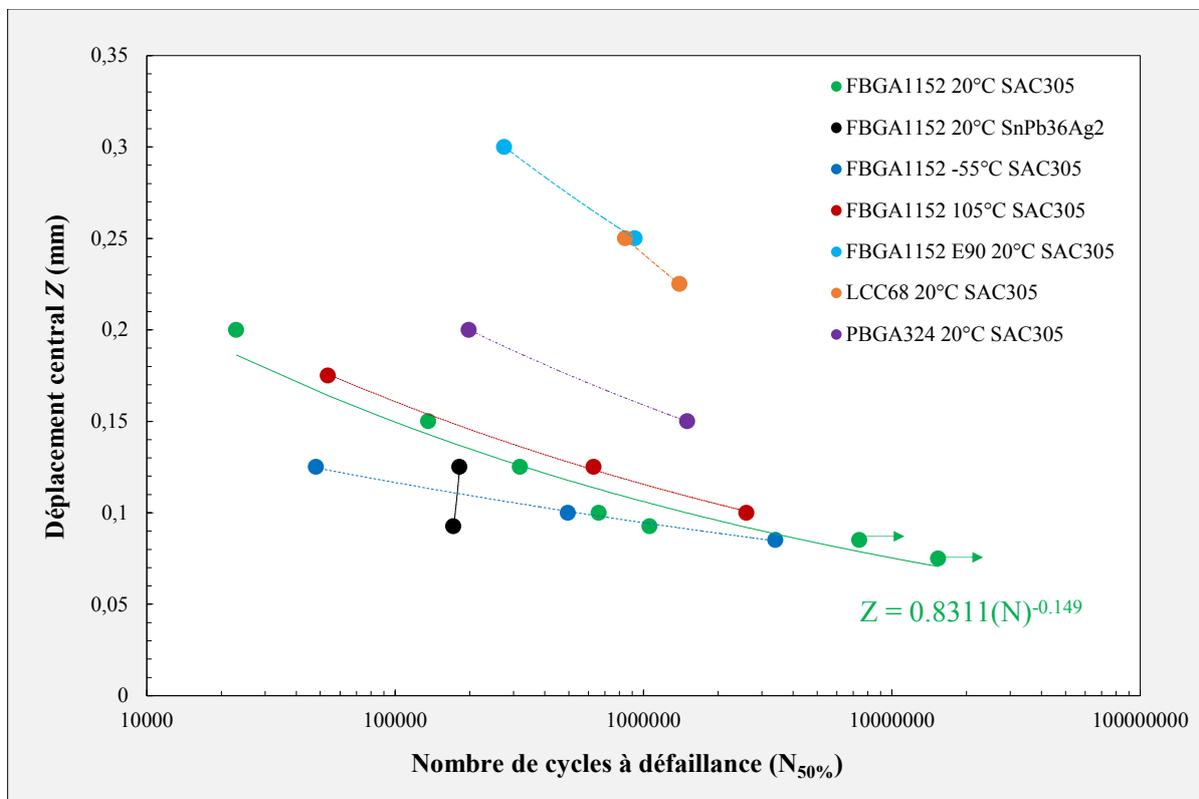


Figure 2-12 Courbes de fatigue mécanique macroscopiques

2.3.2. Mesures au vibromètre laser à balayage

Le recalage des simulations éléments-finis par rapport à l'expérience est parfois effectué en ne considérant que la valeur du déplacement maximal mesuré par les accéléromètres placés sur la carte de test. Cette information, bien qu'essentielle, est néanmoins insuffisante puisqu'elle ne permet pas de rendre compte de l'état de courbure locale du PCB. En effet, les composants induisent un effet de rigidité au niveau de l'assemblage qui a une influence directe sur la déformation surfacique locale du PCB. Comme il l'a été montré dans l'étude bibliographique, plusieurs auteurs ont utilisé des jauges de déformation afin de mesurer ces déformations au cours des essais en vibrations. L'approche considérée ici est légèrement différente, bien que l'objectif soit identique, puisque des mesures sans contact au vibromètre laser à balayage sont en effet effectuées.

a) Dispositif expérimental

L'étude bibliographique a montré que les interconnexions les plus susceptibles de subir les premières défaillances sont situées en coin de composant. La détermination des déformées modales au vibromètre laser à balayage est donc réalisée dans la diagonale de chaque composant (direction notée « u ») (Figure 2-13). Le vibromètre laser à balayage utilisé pour ces mesures uni-axiales hors-plan est le modèle Polytec PSV-500. Le dispositif expérimental correspondant est représenté dans la figure suivante.

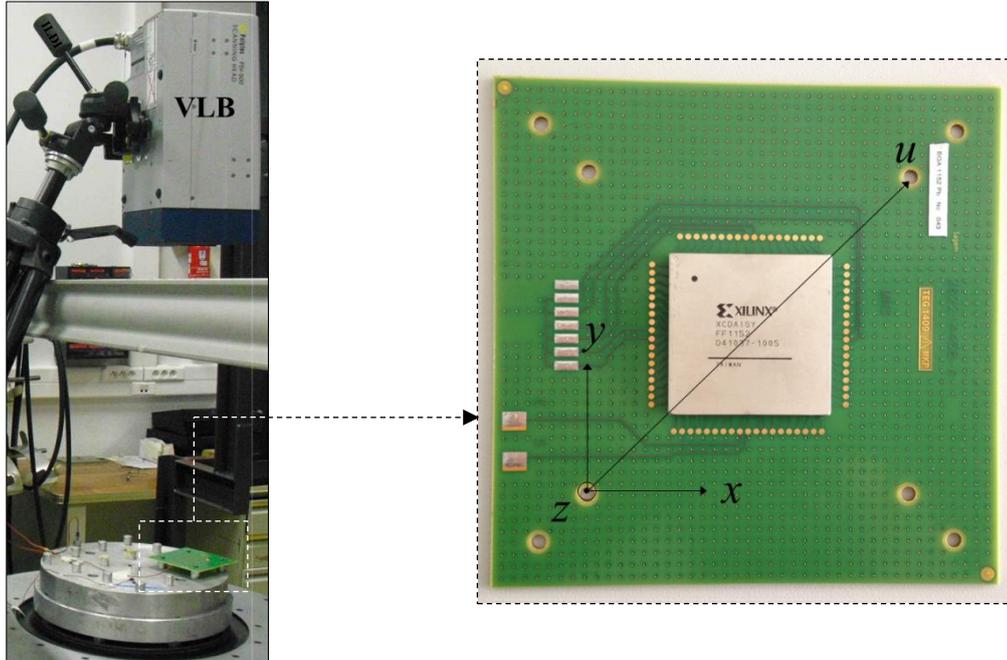


Figure 2-13 Dispositif expérimental utilisé pour les mesures du déplacement hors-plan de l'assemblage dans la direction u

b) Procédure et matrice de test

Les déformées modales de chaque composant considéré dans le cadre de cette étude sont mesurées à leur fréquence propre. Une recherche de fréquence de résonance est donc effectuée avant chaque mesure. Cependant, contrairement aux essais de fatigue mécanique où un accéléromètre était utilisé, l'analyse modale est ici réalisée à l'aide d'un capteur sans masse via le faisceau laser qui permet de mesurer la vitesse de l'assemblage et de déterminer sa fréquence de résonance. La figure suivante donne un exemple de spectre fréquentiel entre 200 Hz et 1400 Hz correspondant à l'assemblage FBGA1152 obtenu avec le vibromètre laser à balayage.

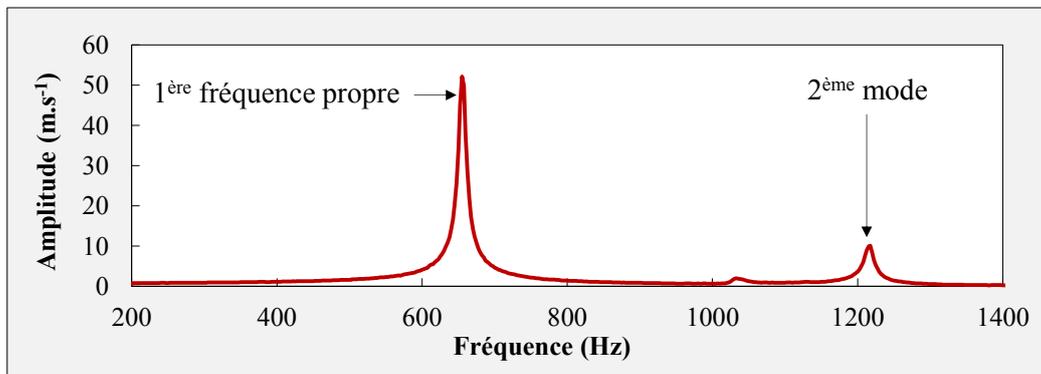


Figure 2-14 Spectre de fréquence obtenu au VLB pour un assemblage FBGA1152

Les comparaisons des mesures de fréquence et de transmissibilité issues des deux méthodes ont montré que la masse de l'accéléromètre n'avait pas d'influence sur les résultats. La réponse dynamique des assemblages à -55°C et 105°C n'a pu être caractérisée avec ce type de mesures puisque l'étuve thermique ne permettait pas la mise en place du vibromètre laser à balayage. Le tableau suivant récapitule toutes les configurations d'assemblage sujettes aux mesures de déformées modales au vibromètre laser à balayage.

Tableau 2-3 Matrice d'essai de mesures de déformées modales au vibromètre laser à balayage (*une erreur a été commise puisque la flèche considérée ici ne correspond pas au déplacement central imposé lors des essais de fatigue)

Composant	Entraxe (mm)	Flèche Z (mm)
LCC68	70	0.225
	70	0.250
PBGA324	70	0.150
	70	0.200
FBGA1152	70	0.075
	70	0.085
	70	0.100
	70	0.125
	70	0.150
	70	0.200
	90	0.200*
	90	0.350

Une fois que la déformée modale est obtenue, la méthode permettant d'évaluer l'endommagement mécanique des joints d'interconnexion consiste dans un premier temps à évaluer la courbure locale du PCB au voisinage des brasures critiques.

De par le nombre de données en durée de vie recueillies, l'assemblage FBGA1152 SAC305 constitue le cas de référence à partir duquel les modélisations éléments-finis vont être effectuées. La détermination de la déflexion uni-axiale hors-plan correspondant à un PCB non-assemblé dans la direction u est relativement simple en considérant les conditions aux limites du système.

$$z(u) = \frac{Z}{2} \left[1 + \sin \left(\frac{2\pi u}{a\sqrt{2}} - \frac{\pi}{2} \right) \right] \quad (2-9)$$

Z	Flèche centrale (mm)
a	Distance entre les fixations (mm)

Afin de rendre compte de la rigidité locale induite par le composant matriciel FBGA1152 et de recalculer les courbes expérimentales obtenues au vibromètre laser à balayage, trois paramètres (b , l , φ) sont considérés et inclus dans l'équation représentative du déplacement z . Le terme b est caractéristique de la rigidité locale due au composant. Les paramètres l et φ sont respectivement reliés aux dimensions du boîtier et à la phase.

$$z_{b,l,\varphi}(u) = \frac{Z}{2} \left[1 + \frac{\sqrt{1+b^2}}{\sqrt{1+b^2 \sin^2 \left(\frac{2\pi u}{l} - \varphi \right)}} \cdot \sin \left(\frac{2\pi u}{l} - \varphi \right) \right] \quad (2-10)$$

En utilisant la méthode GRG (*Generalized Reduced Gradient* en anglais), encore appelée algorithme du gradient réduit, le triplet (b , l , φ) peut être déterminé pour chaque configuration d'essais. Il apparaît que ces trois paramètres d'ajustement restent constants quelle que soit la déflexion centrale imposée : $b = 2.30 \pm 0.05$, $l = 130.79 \pm 0.64$, $\varphi = 0.61 \pm 0.01$. Le formalisme mathématique développé

ici permet donc bien de décrire la déformée modale des assemblages FBGA1152. Les déformées modales correspondant aux assemblages LCC68 et PBGA324 sont localement déterminées à partir de fonctions polynomiales. La courbure locale au voisinage de la bille de brasure critique ($u = u_s$) peut ensuite être déterminée en calculant la dérivée seconde du déplacement z .

$$\frac{1}{R_u(u_s)} = \kappa_u(u_s) = \left. \frac{\partial^2 z}{\partial u^2} \right)_{u=u_s} \quad (2-11)$$

R	Rayon de courbure (mm)
κ	Courbure (mm^{-1})
u_s	Coordonnée du joint critique (mm)

L'indice « u » indique que le rayon de courbe et la courbure associée sont calculés dans la direction diagonale de l'assemblage de test. À partir de la courbure obtenue et d'hypothèses basées sur la théorie de la Résistance Des Matériaux (RDM), il est possible de calculer la déformation surfacique locale du PCB dans la direction u . Cette métrique peut ainsi constituer un critère de fatigue mésoscopique permettant de rendre compte de l'endommagement mécanique des joints d'interconnexion.

$$\Delta \varepsilon_{PCB_u}(u_s) = \kappa_u(u_s) \frac{e}{2} \quad (2-12)$$

$\Delta \varepsilon_{PCB}$	Déformation surfacique du PCB
κ	Courbure du PCB (mm^{-1})
e	Épaisseur du PCB (mm)

c) Résultats

La Figure 2-15 présente le recalage des courbes de déformées modales expérimentales correspondant à l'assemblage FBGA1152 obtenues avec le vibromètre laser à balayage. Le calcul de la courbure locale pour chaque configuration d'essai montre que la déformation surfacique du PCB au voisinage de la bille de brasure critique est proportionnelle au déplacement central Z imposé.

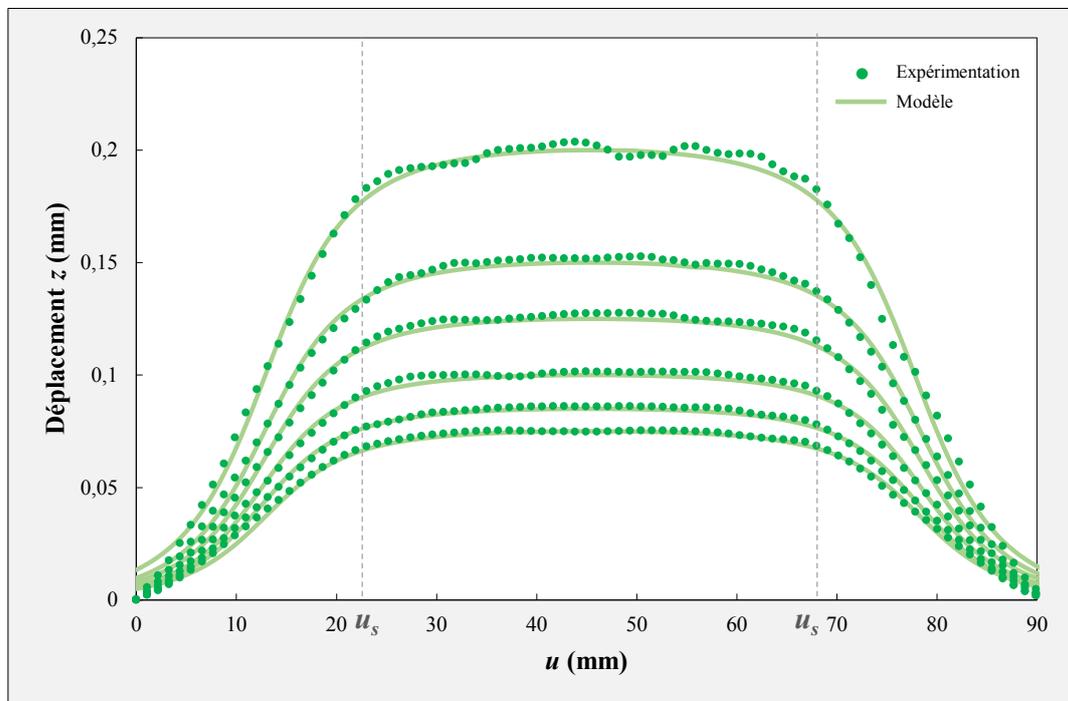


Figure 2-15 Déformées modales expérimentales et recalées correspondant à l'assemblage FBGA1152

La Figure 2-16 représente les déformées modales expérimentales correspondant aux assemblages LCC68 et PBGA324. Même si l'effet paraît léger, les courbes représentatives du composant

périphérique LCC68 paraissent plus « aplaties » que les courbes correspondant au boîtier PBGA324. Le matériau céramique constitutif du composant LCC68 induit en effet une rigidité locale générant une différence de courbure du PCB non négligeable au voisinage du joint critique. Il semblerait donc ici que le module de flexion du composant ait un effet de premier ordre sur la déformée modale de l'assemblage. Ce dernier prenant le pas sur l'aspect matriciel ou périphérique des boîtiers considérés.

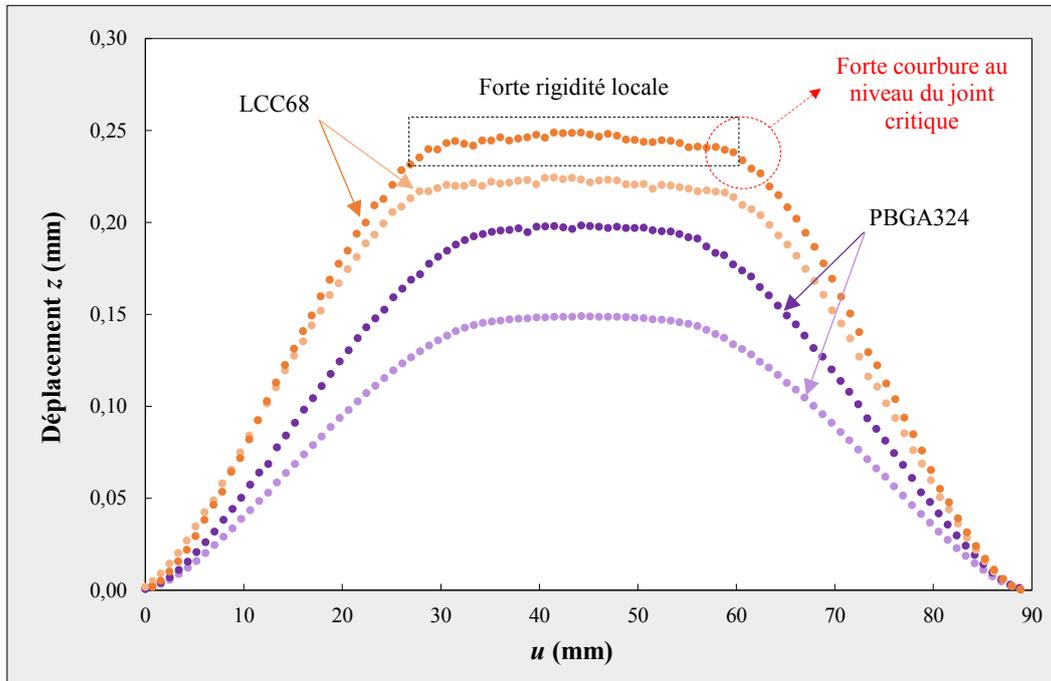


Figure 2-16 Déformées modales expérimentales correspondant aux assemblages LCC68 et PBGA324

Même si cet aspect n'a pas été investigué dans le cadre de cette thèse, il serait très intéressant de modéliser les assemblages LCC68 et de recalculer les déformées modales associées par simulation éléments-finis afin de mettre en évidence la répartition des contraintes dans les joints de brasure.

d) Courbe de fatigue mésoscopique

Le calcul de la déformation surfacique du PCB permet de décrire de façon indirecte le dommage accumulé dans les joints de brasure au cours des essais en vibrations harmoniques. Ce critère de fatigue est d'autant plus intéressant qu'il permet de ne plus être dépendant des conditions de fixation et donc de permettre des extrapolations à d'autres configurations d'assemblages. La Figure 2-17 présente la courbe de fatigue mécanique mésoscopique correspondant à l'alliage SAC305. L'approche locale à mi-chemin entre la considération grossière du déplacement central et de l'approche précise visant à déterminer l'état de sollicitation dans la brasure constitue un moyen rapide et efficace d'évaluer la durabilité des assemblages électroniques. La courbe de fatigue obtenue ne présente également plus les dispersions dues aux différents types d'assemblages et de l'entraxe de fixation. La prise en compte d'une métrique d'endommagement s'affranchissant de la dépendance aux conditions aux limites a ainsi permis d'aligner les données issues des différents assemblages. Il est toutefois intéressant de remarquer que les points correspondant à l'assemblage LCC68 sont toujours légèrement décalés. Cette différence résulte très vraisemblablement de la géométrie des joints d'interconnexion dans lesquels la répartition des contraintes est différente.

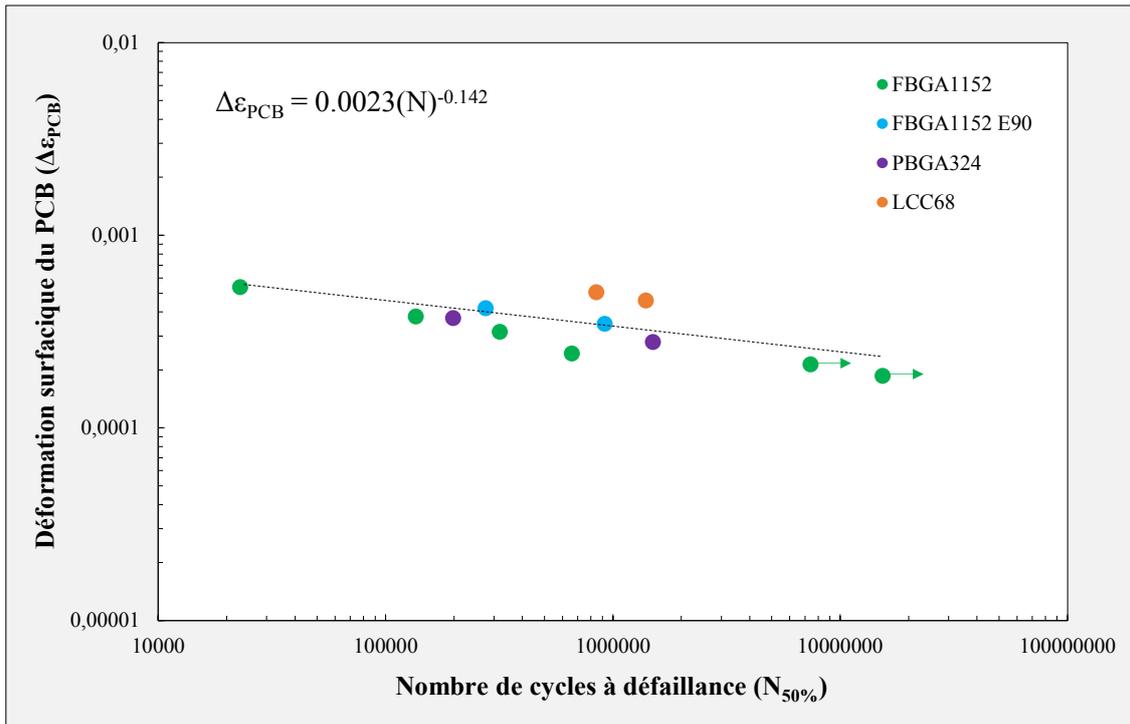


Figure 2-17 Courbe de fatigue mésoscopique purement expérimentale

J.P. Clech a également développé un modèle de fatigue mécanique analytique indépendant des conditions aux limites. Son approche est basée sur des hypothèses de RDM et consiste à estimer la déformation en traction subie par les joints de brasure critiques en coin de composant [74]. La formulation mathématique de cette loi de fatigue est donnée ci-dessous :

$$N_{50\%} = \frac{K}{L_D^p \varepsilon^m} \tag{2-13}$$

ε	Déformation en traction
L_D	Distance à l'axe neutre
K, p, m	Paramètres matériaux

Les constantes dépendant du matériau ont été déterminées pour l'alliage eutectique 63Sn-37Pb à partir d'essais menés sur des assemblages composés de boîtiers LCC ($K_{SnPb} = 10^6$, $p_{SnPb} = 6.8$ et $m_{SnPb} = 4.1$). En se basant sur les données de durabilité obtenues pour l'assemblage FBGA1152, la déformation en traction dans la bille de brasure critique a pu être estimée. Les paramètres du modèle correspondant à l'alliage SAC305 ont ensuite pu être déterminés par la méthode de régression du gradient réduit : $K_{SAC305} = 895081$, $p_{SAC305} = 14.2$ et $m_{SAC305} = 6.3$.

Ces modèles de fatigue mésoscopiques présentent un rapport [précision / temps de calcul] très intéressant pour des concepteurs souhaitant effectuer une estimation rapide de la durée de vie d'un assemblage. Dans certains cas, il est cependant nécessaire d'acquérir un niveau de précision supérieur en étudiant les sollicitations mécaniques générées au niveau des joints de brasure. Cette investigation à l'échelle microscopique se fait généralement par l'intermédiaire de modélisations éléments-finis. Afin de calculer un critère de fatigue pertinent, un zoom supplémentaire est requis pour cibler les zones fortement contraintes. Il convient donc dans un premier temps d'identifier les sites et les modes de défaillance à travers une analyse microscopique des véhicules de test défaillants.

2.3.3. Analyses de défaillance

a) Composant FBGA1152 SAC305

Les analyses de défaillance ont été réalisées à partir de coupes micrographiques correspondant à des assemblages FBGA1152 SAC305 ayant subi des défaillances à 20°C. Trois véhicules de test par configuration d'essai ont été sélectionnés (excepté les tests à $Z = 0.0925$ mm). Ces trois échantillons choisis par niveau de contrainte correspondent à trois points de la courbe de Weibull associée : les points extrêmes (première et dernière défaillance) ainsi qu'un point milieu correspondant approximativement à 50% de taux de défaillance. Chaque échantillon a été observé au microscope optique afin de mettre en évidence les différents sites et modes de défaillance mis en jeu lors des chargements en vibrations sinusoïdales. Un total de 109 fissures a été observé dans les billes en coin de composant et plusieurs modes de défaillance ont pu être observés (Figure 2-18).

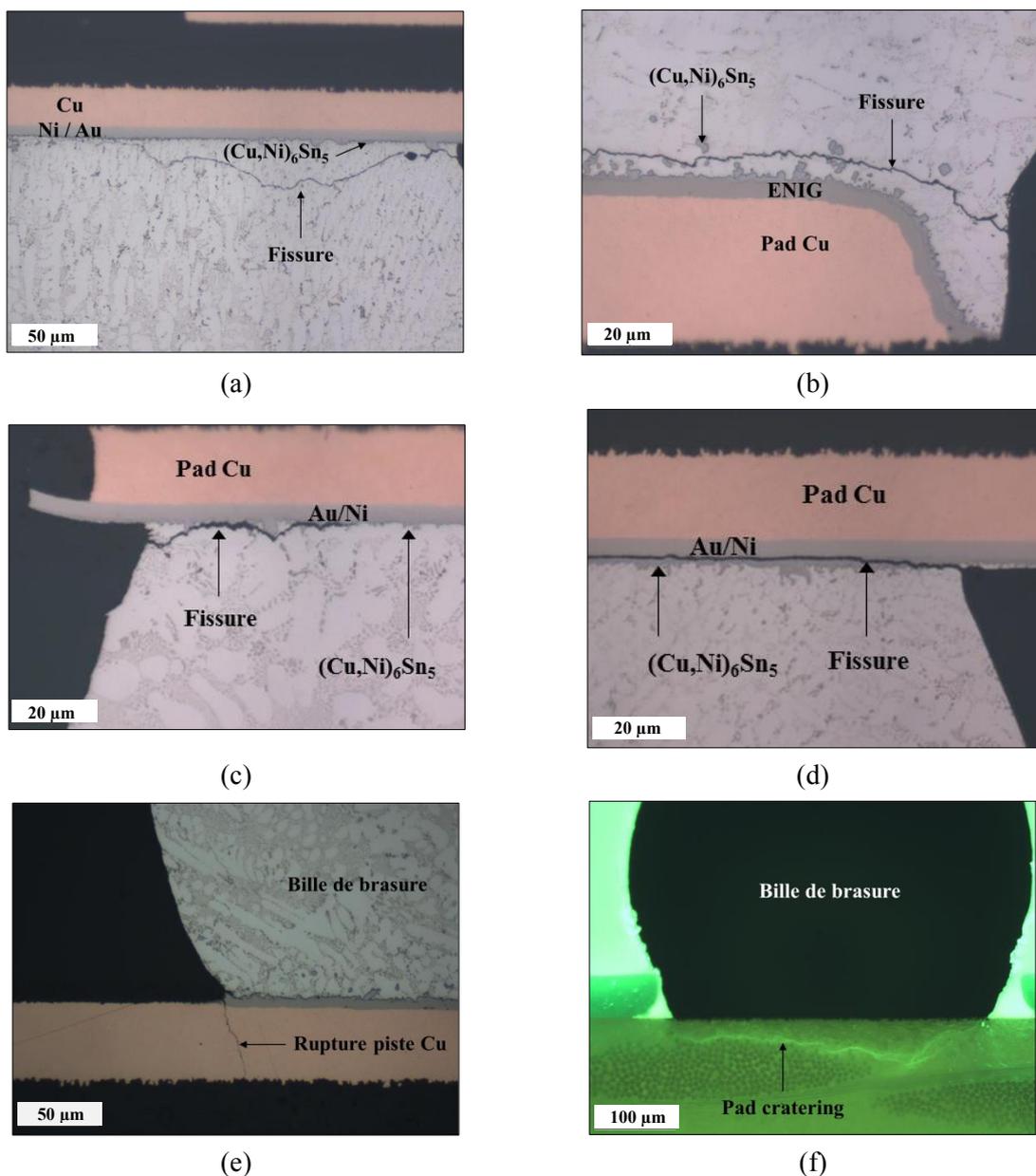


Figure 2-18 Modes de défaillance observés au niveau des assemblages FBGA1152 SAC305 : fissure dans le joint (a) côté composant et (b) côté PCB. (c) Fissure à l'interface brasure / IMC. (d) Fissure à l'interface finition / IMC. (e) Rupture des piste de cuivre. (d) *Pad cratering* observé en lumière UV

L'initiation des fissures se situe systématiquement dans la brasure alors que la propagation est observée dans la brasure, à l'interface entre la bille de brasure et la couche intermétallique ou à l'interface entre l'intermétallique et la couche de finition (ENIG côté PCB et Au/Ni côté composant). Parmi la totalité des défauts observés, 70% d'entre eux se situent du côté du composant. Parmi ces 70%, 53% des ruptures observées se trouvent dans le joint brasé, 33% à l'interface entre la brasure et la couche intermétallique $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ et enfin 14% à l'interface entre cette épaisseur intermétallique et la finition de surface Au/Ni. Du côté du PCB, 15% des fissures engendrées lors des essais de fatigue sont situées dans le matériau de brasure, 39% à l'interface entre la brasure et la couche intermétallique et 45% au niveau de l'interface entre la finition ENIG et l'intermétallique $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$. Un autre défaut entraînant une discontinuité électrique peut être rencontré puisque des fissures au niveau des pistes de cuivre ont été observées. Enfin, le phénomène de *pad cratering* est également observé sous certaines billes de brasure critiques (22 occurrences). Même si ce défaut n'induit pas nécessairement une discontinuité électrique, il est néanmoins caractéristique de l'endommagement mécanique des assemblages électroniques. Les observations ont en outre permis de conclure que la probabilité de rencontrer le phénomène de *pad cratering* augmente lorsque l'amplitude de la déflexion centrale devient importante.

b) Composant PBGA324

Cet assemblage a également fait l'objet d'analyses de défaillance bien qu'un nombre significativement moins important d'échantillons ait été considéré. En effet, six véhicules de test ont été analysés et les coupes micrographiques correspondantes ont permis de réaliser des observations au niveau de 22 billes critiques. Au total, 25 défauts ont été identifiés. Toutes les fissures observées sont situées dans la brasure ou à l'interface entre la couche de finition et l'épaisseur intermétallique. La figure suivante présente deux clichés obtenus au microscope optique montrant une fissure totale s'étant initiée et propagée dans la brasure, ainsi qu'une rupture fragile à l'interface entre la couche de finition ENIG et l'épaisseur intermétallique.

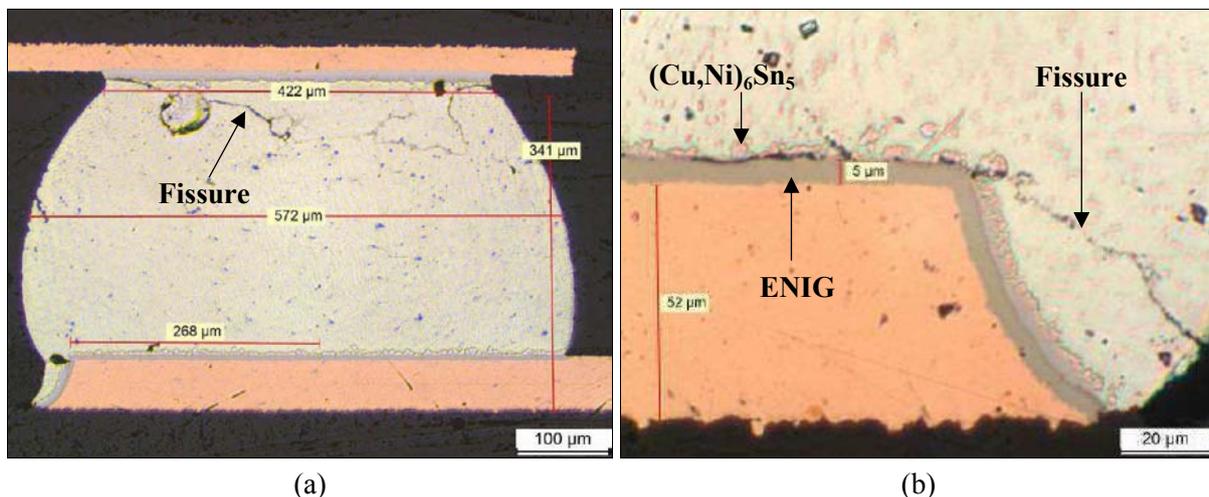


Figure 2-19 Modes de défaillance des composants PBGA324. (a) Fissure totale dans la brasure côté composant. (b) Fissure totale s'initiant dans la brasure et se propageant totalement à l'interface entre la finition de surface ENIG et la couche intermétallique $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$

Le faible nombre d'échantillons analysés peut expliquer pourquoi certains défauts identifiés dans le cas des assemblages FBGA1152 n'aient pas été observés dans le cas du composant PBGA324. Le peu de résultats obtenus montre cependant la même tendance vis-à-vis des modes de rupture du côté du composant puisque la majorité des fissures observées dans cette zone se situe dans la brasure. Le tableau 2-4 récapitule les différents défauts observés avec leur nombre d'occurrence associé.

Tableau 2-4 Modes de défaillance observés au niveau des assemblages PBGA324

Mode de défaillance	Côté composant		Côté PCB	
	Fissure partielle	Fissure totale	Fissure partielle	Fissure totale
Brasure	12	3	0	0
Interface IMC / finition	1	0	8	1

c) Composant LCC68

Des coupes micrographiques ont été réalisées au niveau de 6 véhicules de test LCC68 défaillants. Deux coupes par composant sont considérées de telle sorte que 24 joints de brasure puissent être observés. Environ 63% des défauts observés sont des ruptures dans le matériau de brasage. Parmi les 15 fissures observées, seulement une est totale. Un mode mixte où la fissure s'initie dans la brasure et se propage dans la piste de cuivre a été observé au niveau de 4 interconnexions. Enfin, le mode de rupture mixte où la fissure s'initie dans la brasure et se propage à l'interface entre la couche intermétallique $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ et la couche de finition ENIG représente environ 17% des défaillances identifiées. La figure suivante présente différents modes de rupture observés dans le cas des composants LCC68.

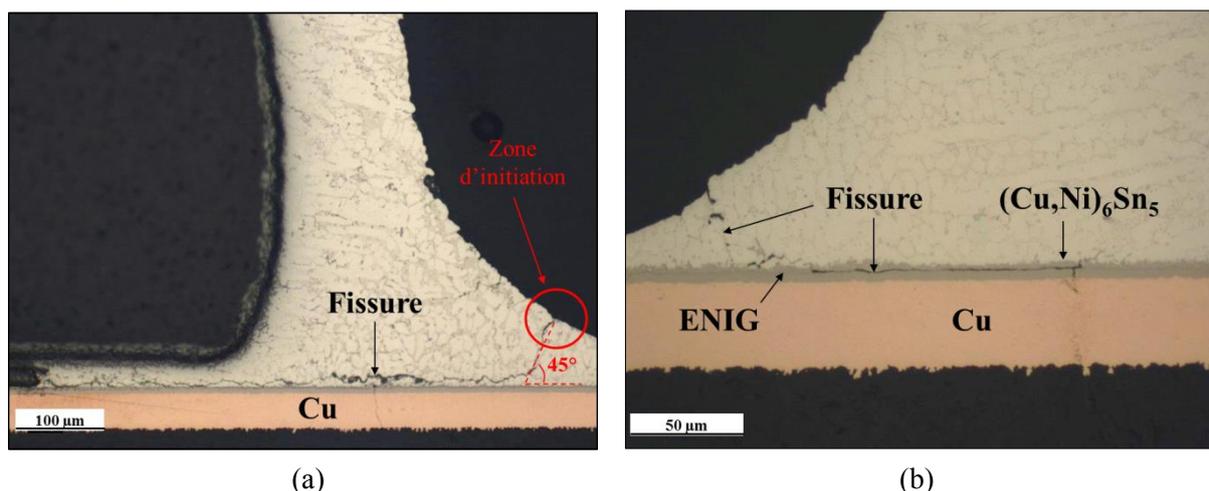


Figure 2-20 Modes de défaillance observés au niveau des composants LCC68. (a) Fissure totale dans la brasure. (b) Initiation de la fissure dans la brasure et propagation à l'interface entre l'IMC et la couche de finition

Contrairement aux composants BGA où un nombre non négligeable de fissures de fatigue a été observé à l'interface entre l'épaisseur intermétallique et la finition ENIG, les joints d'interconnexion des composants LCC68 présentent majoritairement des ruptures au sein même de la brasure. Le schéma de propagation des fissures observées est globalement similaire quel que soit le joint brasé. La fissuration a en effet lieu sous le composant puis fait un angle de 45° avec la direction horizontale à partir d'une certaine longueur dans la zone de la brasure remontant sur le côté du composant. Les fissures partielles identifiées semblent indiquer que l'initiation des fissures ne s'effectue pas sous le composant mais plutôt dans la région périphérique du joint (entourée en rouge sur la Figure 2-20 (a)). Compte tenu de ces différentes observations, il serait intéressant de modéliser ce véhicule de test afin d'obtenir la distribution des déformations générées lors des essais en vibrations.

2.3.4. Modélisation éléments-finis de l'assemblage FBGA1152 SAC305

L'endommagement mécanique des joints de brasure soumis à des sollicitations en vibrations forcées à fréquence fixe dépend des conditions aux limites imposées au système. Afin d'évaluer la durabilité mécanique des interconnexions SAC305 en s'affranchissant des conditions de fixation, des modélisations éléments-finis sont effectuées sur ANSYS Workbench V16.2. Ces simulations se concentrent uniquement sur les assemblages FBGA1152 SAC305 testés à 20°C pour lesquels un nombre important de données en durée de vie a été généré. L'analyse de défaillance poussée de ces véhicules de test a en outre permis d'obtenir des résultats statistiques sur le plan des modes de défaillance. Ces observations micrographiques représentent autant d'informations permettant d'affiner le calcul du critère de fatigue au niveau des billes de brasure critiques. La métrique d'endommagement microscopique calculée ici est la déformation équivalente de von Mises⁵ dans la zone critique de la bille de brasure la plus sollicitée. La méthode de calcul s'appuie sur une approche globale-locale :

- Modélisation d'un quart de l'assemblage de test permettant de rendre compte de son comportement global,
- Modélisation locale au niveau de la zone d'intérêt = bille de brasure critique. Les solutions du modèle global sont utilisées comme conditions aux limites du sous-modèle.

À partir du nombre de cycles à défaillance déterminé lors des essais de fatigue pour chaque niveau de contrainte (déplacement central z imposé) et du calcul de la déformation totale équivalente correspondante dans la zone endommagée de la bille de brasure critique, les constantes du modèle de Basquin modifié en déformation correspondant à l'alliage SAC305 peuvent être déterminées.

a) Modélisations globale et locale de l'assemblage de test

Pour des raisons de symétrie et afin d'être efficace du point de vue du temps de calcul, seulement $\frac{1}{4}$ de l'assemblage FBGA1152 est modélisé. La modélisation des billes de brasure est basée sur les mesures géométriques effectuées à partir de coupes micrographiques d'un composant FBGA1152 SAC305 assemblé après refusion. La figure suivante présente le modèle multi-échelle considéré dans le cadre de cette étude.

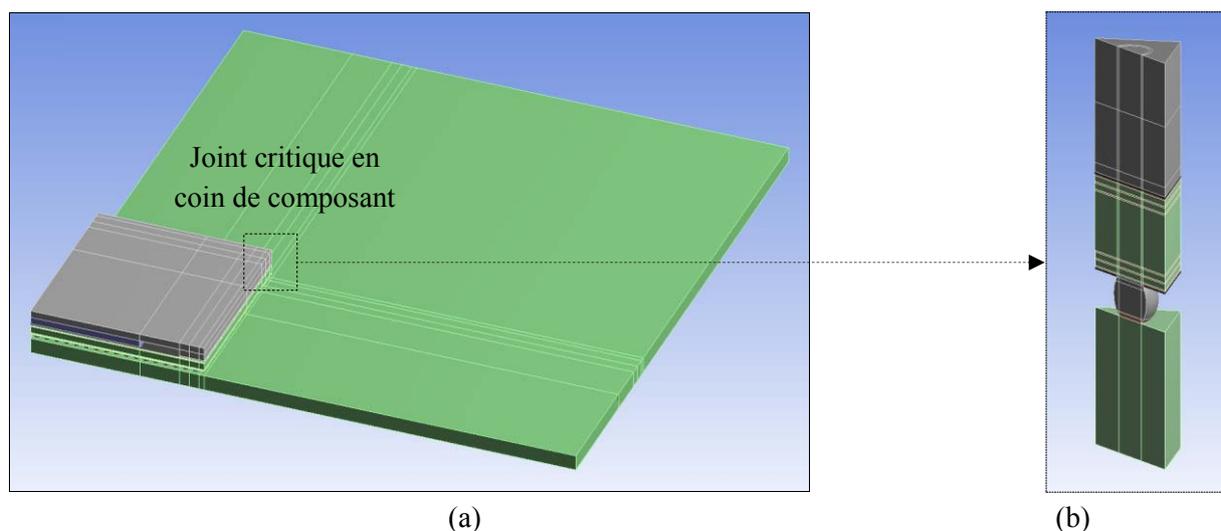


Figure 2-21 Modèle (a) global et (b) local correspondant à l'assemblage FBGA1152

⁵ Dans ANSYS : $\epsilon_{eq} = [1/\sqrt{2}(1 + \nu)] \sqrt{(\epsilon_x - \epsilon_y)^2 + (\epsilon_y - \epsilon_z)^2 + (\epsilon_z - \epsilon_x)^2 + (3/2)(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{xz}^2)}$

La largeur du modèle géométrique local est égale au *pitch* du composant FBGA1152. Tous les matériaux constitutifs du boîtier FBGA1152 sont considérés afin de précisément rendre compte de son comportement mécanique et de son effet sur la rigidité locale de l'assemblage. La figure suivante représente un zoom sur la structure interne du composant FBGA1152.

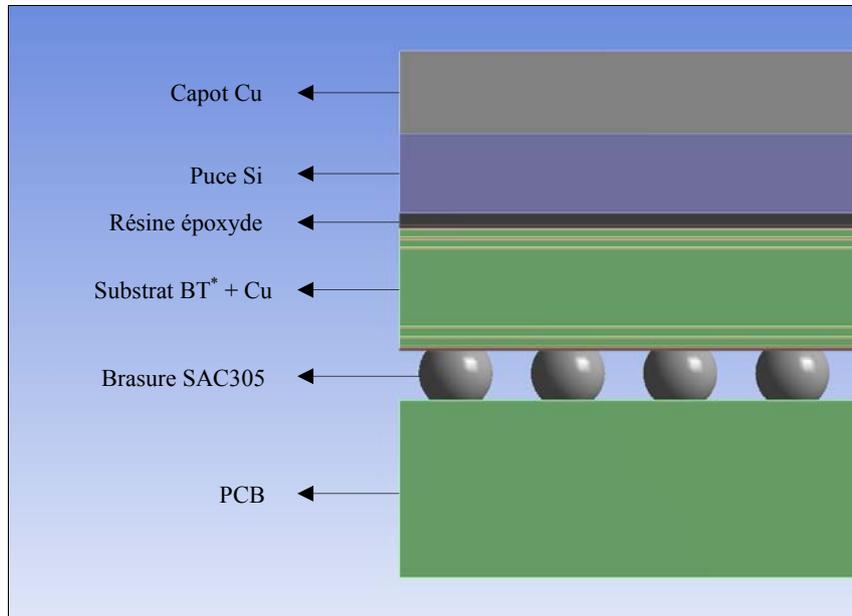


Figure 2-22 Modélisation de la structure interne du composant FBGA1152 (*BT = Bismaleimide Triazine)

b) Maillage

L'intérêt du modèle global est de pouvoir mailler le modèle géométrique grossièrement afin de limiter les temps de calcul. Ce maillage grossier est appliqué ici au niveau des billes de brasure dont le comportement mécanique est plutôt évalué à travers la modélisation locale. Le composant et le PCB doivent néanmoins présenter suffisamment d'éléments pour rendre compte du comportement dynamique de l'assemblage. La figure suivante présente le maillage grossier généré pour le modèle global.

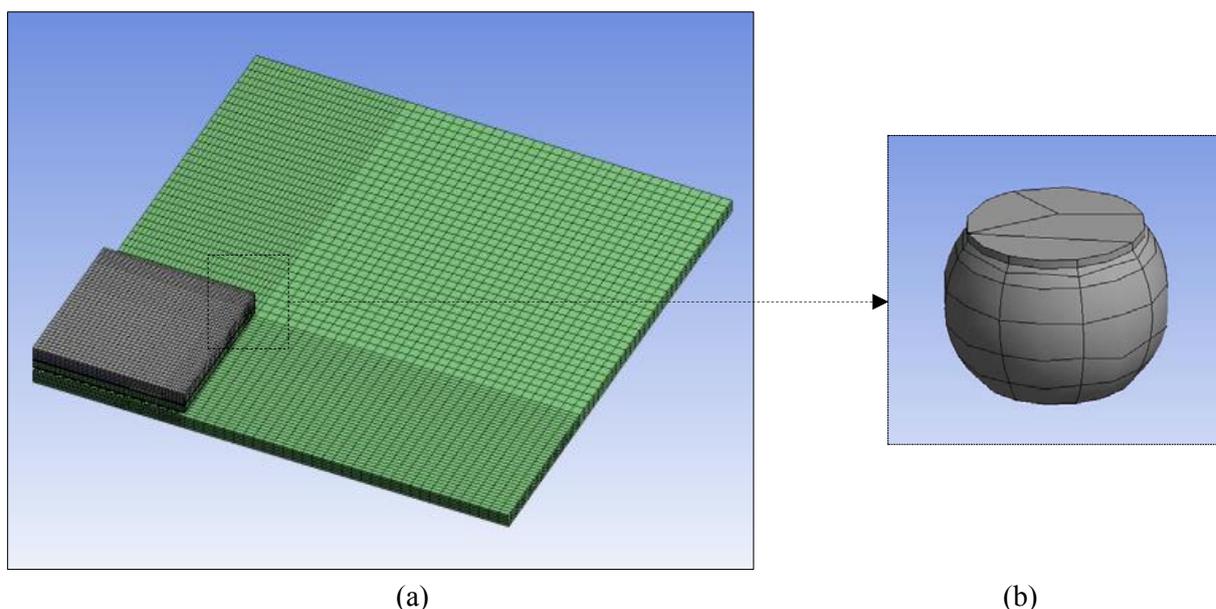


Figure 2-23 Maillage de (a) l'assemblage FBGA1152 et de (b) la bille de brasure critique correspondant au modèle global

L'objectif du sous-modèle local est de permettre un calcul précis du critère de fatigue considéré. Cette précision nécessite un maillage suffisamment fin au niveau de la zone critique de la bille de brasure en coin de composant. Cette zone critique est définie en fonction des modes de défaillance observés lors des analyses micrographiques. Comme 70% des fissures ont été observées du côté du composant, une couche d'éléments correspondant à 50 μm d'épaisseur a été sélectionnée comme région critique. La figure suivante présente le maillage du modèle local se concentrant sur le joint de brasure le plus sollicité au cours des chargements en vibrations harmoniques.

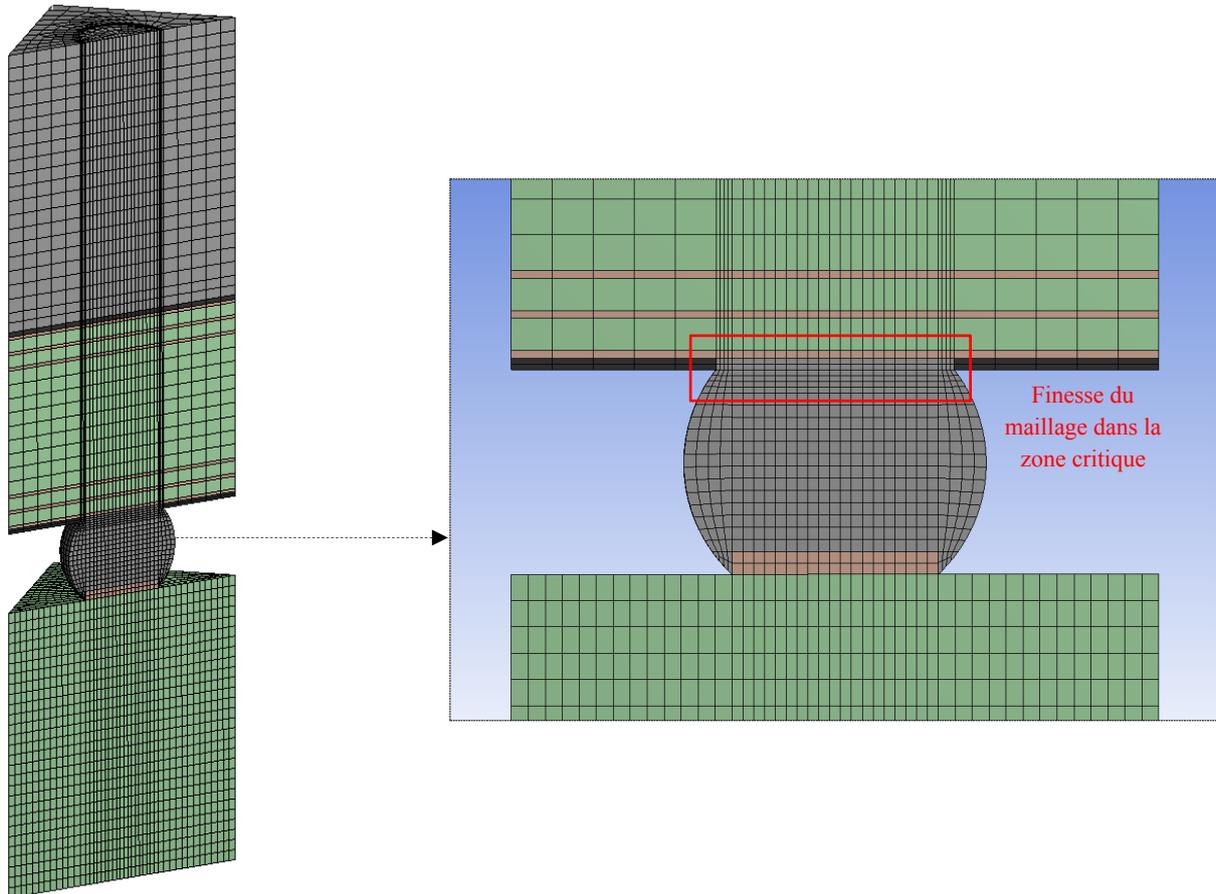


Figure 2-24 Maillage du modèle local et raffinement du maillage dans la zone critique de la bille de brasure

Pour le modèle global, le maillage comprend 115644 éléments et 306579 nœuds. Concernant le modèle local, le maillage comprend 25782 éléments et 112232 nœuds. Les différents types d'élément utilisés pour cette analyse sont les éléments solides SOLID186 (éléments quadratiques à 20 nœuds) et SOLID187 (éléments quadratiques à 10 nœuds).

c) Conditions aux limites et conditions de chargement

Les conditions aux limites attribuées au modèle numérique sont d'une part déterminées par les plans de symétrie permettant d'effectuer le calcul sur $\frac{1}{4}$ de la géométrie, et d'autre part par l'empreinte circulaire modélisant la fixation de la carte aux bossages circulaires (dont le diamètre est égal au diamètre des bossages utilisés comme support de fixation) de la plaque liée au pot vibrant. Une accélération sinusoïdale appliquée à tous les éléments du modèle géométrique est enfin générée afin de modéliser les vibrations harmoniques (Figure 2-25).

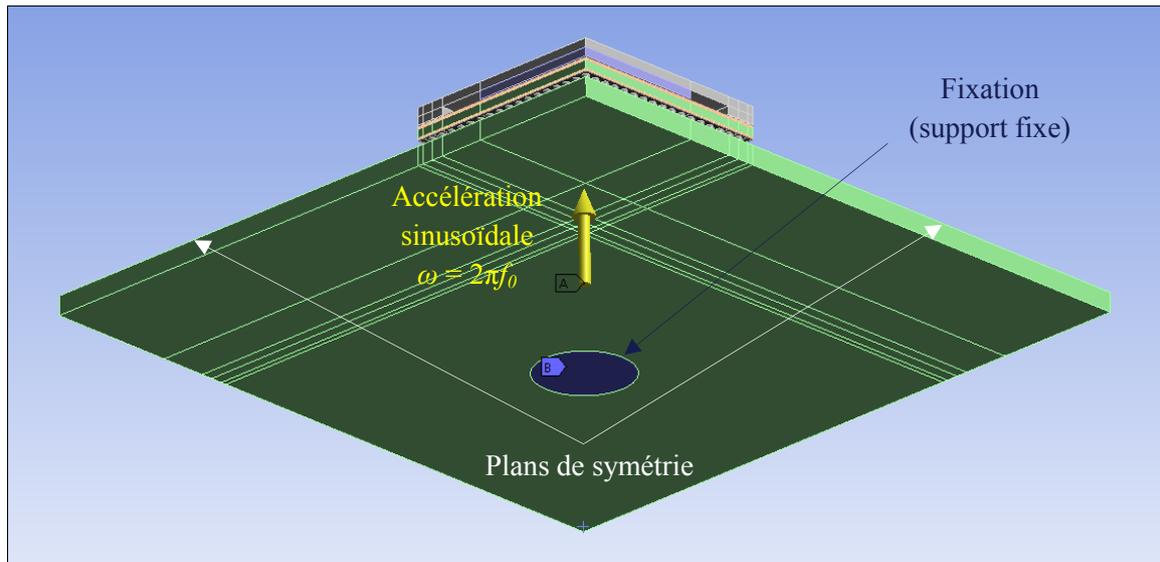


Figure 2-25 Conditions aux limites et conditions de chargement imposées au système numérique défini dans ANSYS

d) Propriétés mécaniques des matériaux

Au regard des informations issues de la littérature et des fortes vitesses de déformation mises en jeu lors des essais en vibrations forcées à fréquence fixe, l'hypothèse du comportement élastique de la brasure SAC305 a été retenue. Pour de tels taux de déformation, les phénomènes viscoplastiques ne peuvent en effet pas être activés malgré la température homologue à 20°C supérieure au seuil de viscoplasticité situé aux alentours de 0.3 - 0.4. La contribution plastique indépendante du temps est également négligée ici puisque l'étude se place dans le cadre de la fatigue polycyclique où les déformations élastiques sont prédominantes. Le tableau suivant donne les propriétés mécaniques des différents matériaux constitutifs de l'assemblage.

Tableau 2-5 Propriétés mécaniques à 20°C

Matériau	E (GPa)	ν	ρ (g.cm ⁻³)
PCB	17	0.4	1.85
SAC305	50	0.42	7.37
Cuivre	124	0.33	8.96
Substrat BT	22.8	0.21	1.76
Résine époxyde	18.9	0.3	2.25
Silicium	163	0.35	2.33

e) Résultats

Une analyse modale numérique est d'abord réalisée en considérant le modèle global afin de caractériser la réponse dynamique de l'assemblage FBGA1152. La fréquence de résonance et la déformée modale 3D sont déterminées et comparées aux résultats expérimentaux obtenus au cours des essais d'endurance et avec le vibromètre laser à balayage. La Figure 2-26 présente les déformées modales 3D expérimentale et numérique correspondant à l'assemblage FBGA1152.

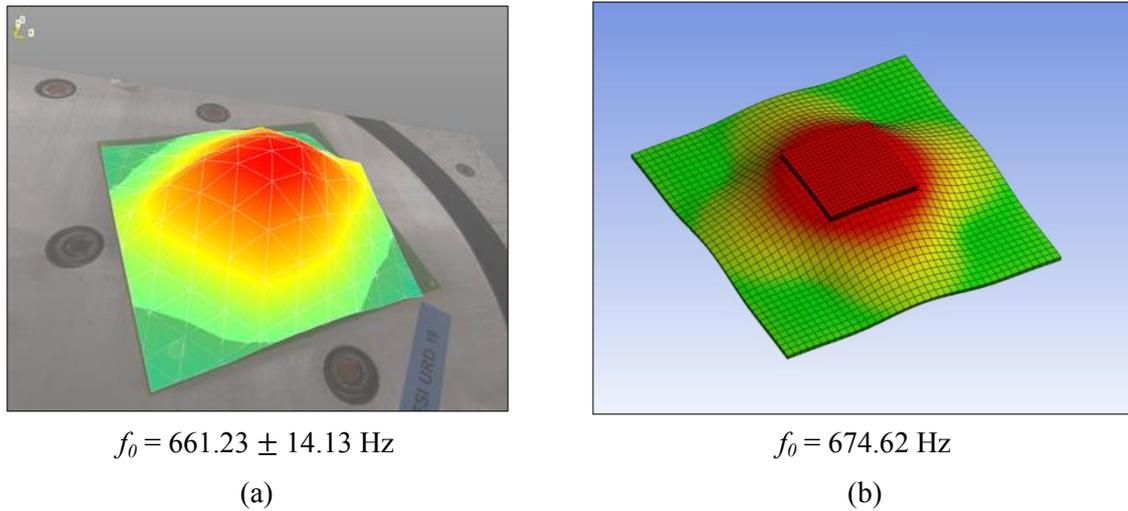


Figure 2-26 Déformées modales 3D (a) expérimentale obtenue avec le vibromètre laser à balayage et (b) numérique obtenue par une analyse modale sous ANSYS

Une analyse dynamique implicite est ensuite effectuée afin de reproduire les déplacements imposés au centre des assemblages (Z variant de 0.075 à 0.200 mm) lors des essais en vibrations harmoniques. Afin d'obtenir la déflexion numérique maximale tout en étant efficient du point de vue du temps de calcul, seul $\frac{1}{4}$ de la période du signal est modélisé. Aucun coefficient d'amortissement n'est ici défini puisque les vibrations sont forcées. L'amplitude de la carte varie en effet de façon sinusoïdale entre Z et $-Z$ à la fréquence de résonance de l'assemblage. L'objectif fondamental de cette étape de calcul est de recalibrer les déformées modales numériques avec les déformées modales expérimentales obtenues grâce aux mesures effectuées au vibromètre laser à balayage pour chaque configuration d'essai (Figure 2-27). La modélisation précise du composant FBGA1152 et les propriétés mécaniques attribuées à chaque élément de l'assemblage a permis de parfaitement recalibrer les courbes numériques et expérimentales. Dans le cadre de l'hypothèse élastique, ce recalibrage permet ainsi d'acquérir un bon niveau de précision pour le calcul des déformations dans les joints de brasure critiques.

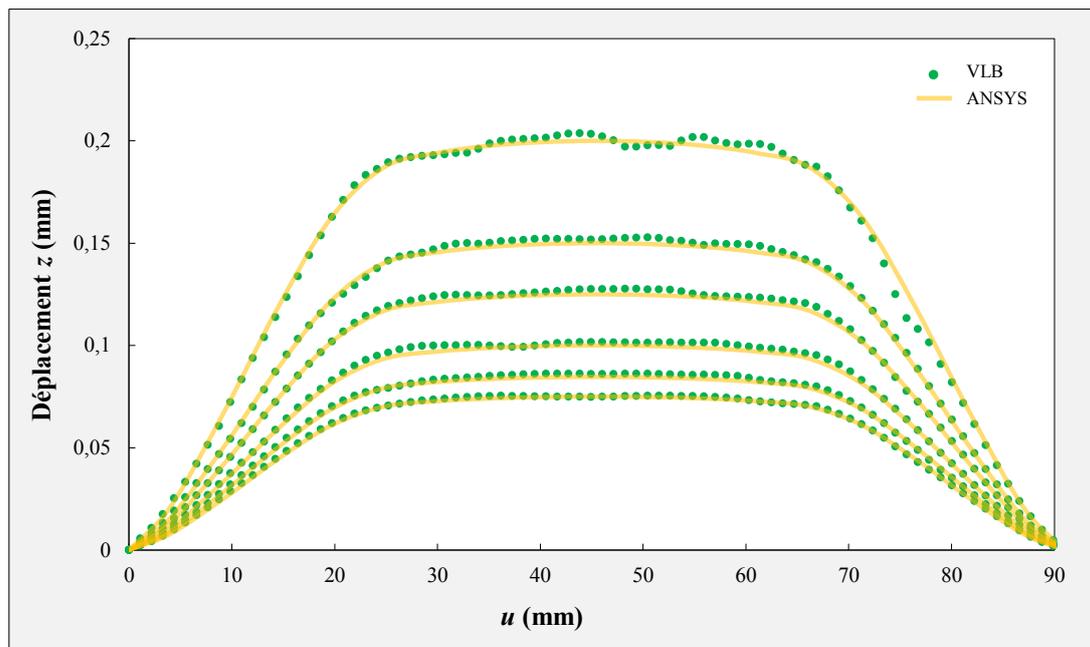


Figure 2-27 Recalibrage des déformées modales uni-axiales numériques avec les déformées modales obtenues avec le vibromètre laser à balayage dans la diagonale du composant

Le modèle local finement maillé est donc ensuite pris en compte pour le calcul de la déformation totale équivalente de von Mises dans la zone fortement contrainte de la bille de brasure critique. Ce critère de fatigue est moyenné dans le volume défini selon l'équation suivante :

$$\Delta \bar{\varepsilon}_{eq} = \frac{\sum_i^n \Delta \varepsilon_i V_i}{\sum_i^n V_i} \quad (2-14)$$

$\Delta \bar{\varepsilon}_{eq}$	Déformation totale équivalente moyennée
$\Delta \varepsilon_i$	Déformation totale équivalente dans l'élément i
V_i	Volume de l'élément i

Cette technique de calcul de la moyenne est couramment utilisée dans la littérature et permet de s'affranchir de l'influence de la finesse du maillage [159]. Il existe plusieurs volumes possibles pour le calcul de la moyenne (totalité de la brasure, « galette » de brasure du côté du composant ou du PCB, etc.). Le calcul du critère de fatigue se fait ici dans un volume de brasure formant une couronne de 4 éléments d'épaisseur et de 4 éléments de large du côté du BGA. La Figure 2-28 présente les résultats issus du modèle global et local avec le déplacement total de la carte de test après $\frac{1}{4}$ de la période du signal imposé, ainsi que la déformation équivalente de von Mises dans l'ensemble de la bille de brasure critique. Il est intéressant de remarquer que les zones les plus déformées correspondent aux sites d'initiation des fissures observées du côté du BGA et du PCB lors de l'analyse de défaillance.

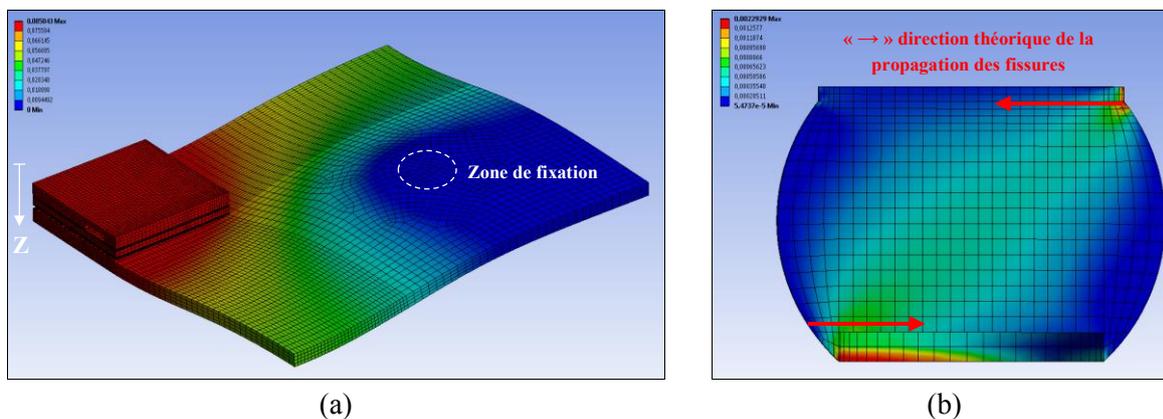


Figure 2-28 (a) Déplacement total calculé dans le cas d'un déplacement central de 0.085 mm (modèle global). (b) Déformation équivalente de von Mises dans la bille critique (modèle local)

Il est important de noter que la forte déformation calculée du côté du PCB n'est pas révélateur des sollicitations subies par le joint brasé dans cette zone. La carte réelle présente en effet des plages de report à partir desquelles « partent » des pistes en cuivre. Ces pistes relient deux *pads* deux à deux afin de créer le daisy-chain du PCB. Afin de corréliser les défaillances observées au niveau des pistes de cuivre avec un niveau de chargement correspondant, il serait intéressant de modéliser cette géométrie et d'identifier les zones fortement contraintes. M. Berthou a mené ce type de simulation pour un composant BGA et a montré que les zones les plus sollicitées se situaient dans les billes de brasure et dans les pistes de cuivre à la base des joints brasés [160].

Afin de corréliser les résultats du critère de fatigue déterminés à partir des mesures de déformées modales au vibromètre laser à balayage, une cartographie des déformations surfaciques du PCB a été réalisée. Ce calcul permet de mettre en lumière les zones de l'assemblage fortement contraintes. Il constitue donc un moyen relativement simple et rapide d'identification des zones critiques d'un assemblage électronique et est ainsi particulièrement intéressant dans les étapes de dimensionnement. La Figure 2-29 présente la déformation surfacique de la face inférieure du PCB. Une règle de conception fondamentale consiste à ne pas placer des composants électroniques au voisinage des fixations. Les courbures locales générées sont en effet très importantes et les contraintes résultantes

sont accommodées par le joint de brasure. La zone du PCB au regard du coin du boîtier FBGA1152 est également fortement déformée. La rigidité locale induite par le composant génère en effet des courbures locales importantes du PCB entraînant un transfert des contraintes dans les billes de brasure critiques.

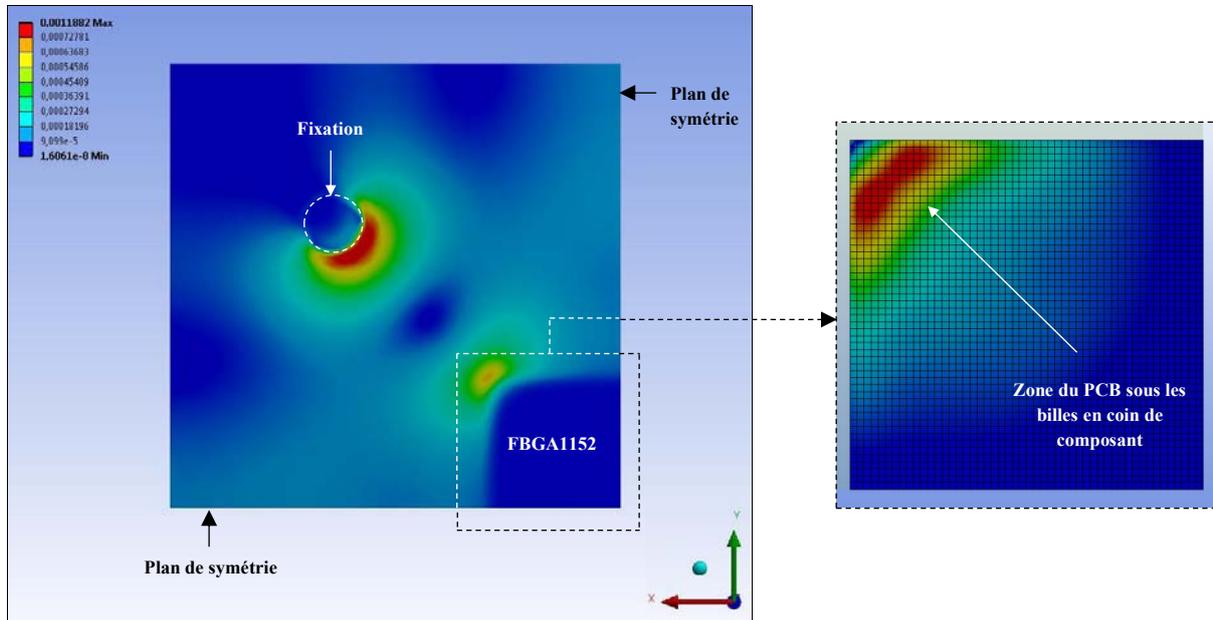


Figure 2-29 Déformation surfacique du PCB cartographiée à l'instant du déplacement central maximal

Le graphique suivant présente la déformation surfacique uni-axiale du PCB mesurée au vibromètre laser à balayage en fonction de la déformation surfacique calculée avec ANSYS (Figure 2-30). L'approche unidirectionnelle considérée est correcte puisque la pente est proche de 1.

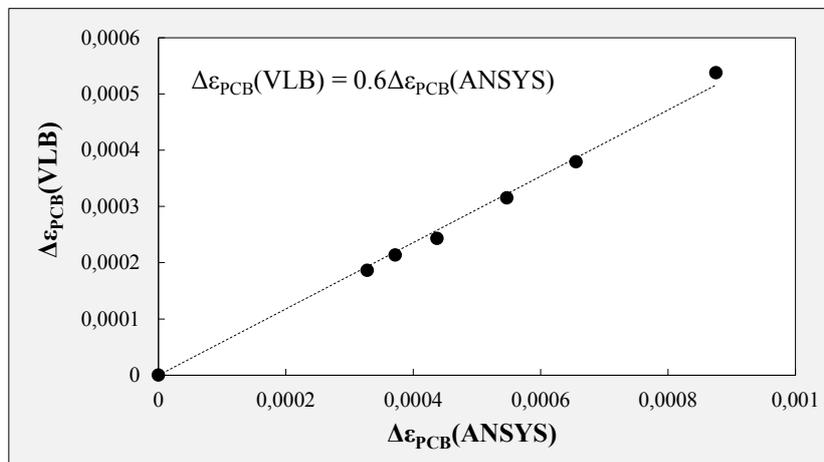


Figure 2-30 Valeur mesurée de la déformation surfacique du PCB (VLB) en fonction de sa valeur calculée (ANSYS)

La déformation équivalente de von Mises tient compte de la triaxialité des contraintes générées au niveau de la brasure en coin de composant. Elle permet ainsi de considérer les sollicitations complexes rencontrées par les assemblages électroniques en environnement vibratoire. La valeur moyennée de ce critère de fatigue peut ensuite être calculée dans le volume défini comme représentatif de l'endommagement mécanique accumulé (couronne de brasure du côté du composant). La Figure 2-31 présente la courbe représentative du modèle de Basquin modifiée en déformation avec un exemple de résultat de calcul éléments-finis associé. Les résultats de simulation montrent bien les zones d'initiation des fissures rencontrées lors de l'analyse de défaillance des véhicules de test. Le calcul de

la déformation équivalente de von Mises moyennée permet de rendre compte de l'endommagement mécanique engendré dans le volume critique du joint brasé.

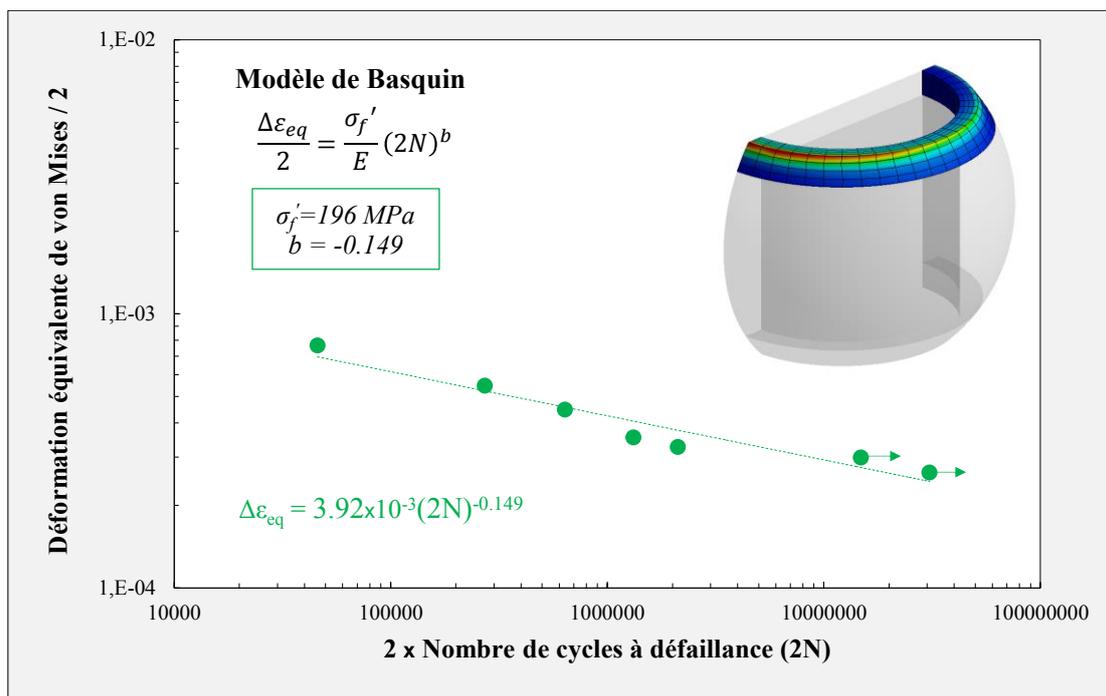


Figure 2-31 Courbe de fatigue représentative du modèle de Basquin pour l'alliage SAC305

Étant donné la loi de comportement élastique considérée pour l'alliage de brasure SAC305, il n'est pas surprenant de retrouver la même pente que pour la courbe $Z = f(N_{50\%})$. L'exposant de fatigue déterminé pour la courbe $\Delta \varepsilon_{PCB} = f(N_{50\%})$ est légèrement différent car les déformées modales expérimentales mesurées au vibromètre laser à balayage ne correspondent pas exactement au déplacement central imposé. Par exemple, pour $Z = 0.150 \text{ mm}$, le vibromètre laser a pu mesurer $Z = 0.150 \pm \delta Z$. Ce sont ces légères variations δZ dues aux erreurs de mesures qui induisent cette légère différence de pente. La graphique suivant présente la relation linéaire entre le déplacement imposé au centre de l'assemblage et la déformation équivalente de von Mises dans la zone critique de la bille de brasure en coin de composant (Figure 2-32).

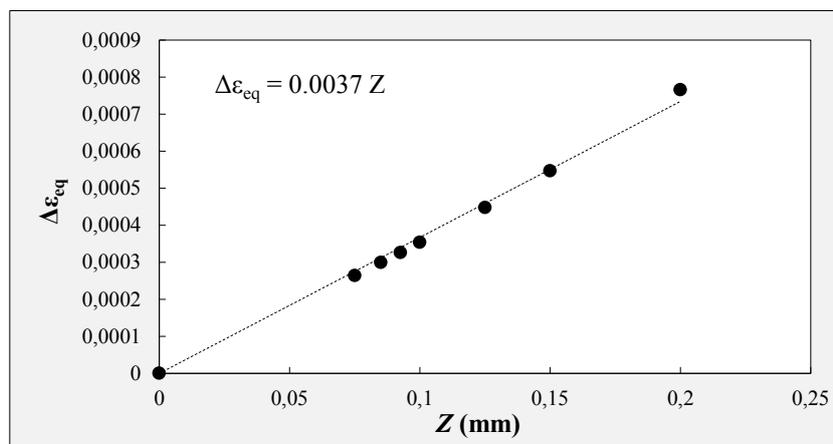


Figure 2-32 Déformation équivalente de von Mises dans la région critique de la bille en coin de composant en fonction de la flèche imposée au centre de l'assemblage

Le tableau 2-6 présente différents paramètres de Basquin issus de la littérature. Il existe des dispersions importantes vis-à-vis de la valeur du coefficient de fatigue (σ_f') car celui-ci dépend de la méthode de calcul du critère choisi. Dans notre étude, la triaxialité a été prise en compte à travers l'utilisation de la déformation équivalente de von Mises. Dans d'autres travaux cependant, certains auteurs considèrent par exemple la déformation principale. De plus, la zone de calcul de la moyenne de la métrique d'endommagement peut également générer des différences significatives. Les dispersions concernant l'exposant à la fatigue sont en revanche moins marquées. Cette pente caractérise en quelque sorte la vitesse d'endommagement de l'alliage de brasure.

Tableau 2-6 Paramètres de Basquin pour l'alliage SAC305 issus de la littérature

Référence	σ_f' (MPa)	b
Zhou et al. (2007) [130]	651	-0.105
Yu et al. (2011) [132]	64.8	-0.144
Limaye (2013) [161]	65.2	-0.071
Chen et al. (2014) [162]	101.5	-0.119

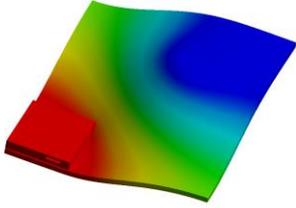
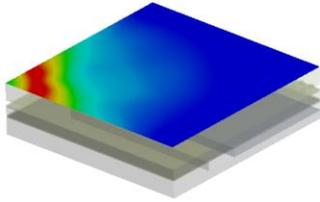
Les différentes courbes de fatigue obtenues ici (macroscopique avec le déplacement central Z , mésoscopique avec la déformation surfacique du PCB $\Delta\varepsilon_{PCB}$ et microscopique avec la déformation équivalente de von Mises $\Delta\varepsilon_{eq}$) permettent, pour un critère de fatigue donné, d'estimer la durée de vie des assemblages électroniques SAC305. Les différentes analyses de défaillance ont montré une forte dispersion des modes de fissuration (rupture dans la brasure, à l'interface IMC / brasure, à l'interface IMC / couche de finition et dans les pistes de cuivre). Dans le cas de la métrique d'endommagement microscopique, il est important d'identifier les défauts microstructuraux car une courbe de fatigue doit en toute rigueur être représentative d'un unique mode de défaillance. En pratique, il est impossible de discriminer un point par rapport à un autre à moins d'effectuer des coupes micrographiques sur la totalité des véhicules de test. Cette éventualité n'étant pas réaliste, la courbe de fatigue obtenue est représentative d'un type de sollicitation plus que d'un mode de défaillance. En outre, il n'y a pas de risque de surestimation de la durabilité mécanique car la loi obtenue, du fait des multiples modes de défaillance, est conservative.

L'hypothèse élastique retenue pour les essais effectués à température ambiante représente ici une première approche et de nouvelles simulations tenant compte d'une loi élastoplastique réaliste (en ce sens où le seuil de plasticité choisi devra être représentatif des vitesses de déformation mises en jeu lors des essais en vibrations) devront être réalisées. En particulier, la modélisation des essais à 105°C devra également tenir compte des déformations inélastiques puisque les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 diminuent significativement lorsque la température augmente. Les futurs travaux numériques devront donc se concentrer dans un premier temps sur la loi de comportement élastoplastique adapté à ce type de problème. Une loi bilinéaire dont les propriétés mécaniques sont dépendantes de la vitesse de déformation pourrait constituer un point de départ intéressant pour la poursuite de l'étude. La loi viscoplastique d'Anand étant un modèle unifié, elle permet également de décrire les déformations plastiques indépendantes du temps. Cependant, ce type de loi est systématiquement déterminé dans le cadre de la fatigue thermomécanique où les vitesses de sollicitation mises en jeu ne sont pas représentatives des taux de déformation générés au cours de chargements en vibrations. Par ailleurs, compte-tenu de la géométrie particulière des joints brasés des composants LCC68, une modélisation éléments-finis de cet assemblage sera nécessaire afin d'évaluer son influence sur la distribution des contraintes mécaniques.

2.3.5. Synthèse 2.3

Ce qu'il faut retenir

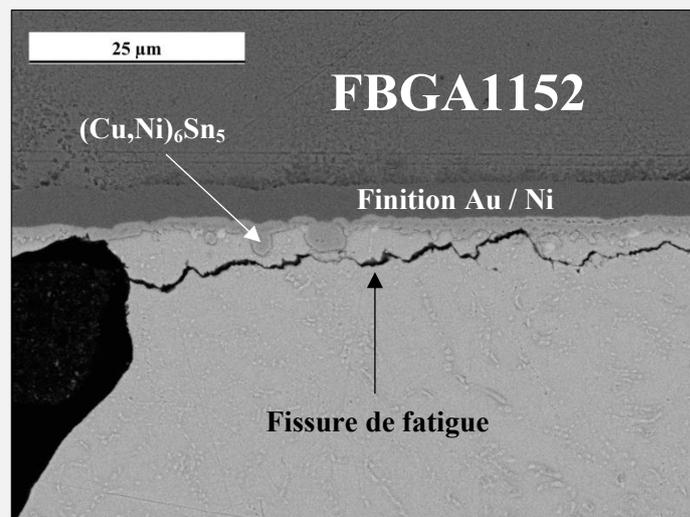
Modèles de fatigue mécanique en vibrations sinusoïdales (FBGA1152 SAC305)

Macroscopique	Mésoscopique	Microscopique
		
$Z = 0.8311(N)^{-0.149}$	$\Delta\varepsilon_{PCB} = 0.0023(N)^{-0.142}$	$\frac{\Delta\varepsilon_{eq}}{2} = 3.92 \times 10^{-3}(2N)^{-0.149}$
<i>Avantages</i>	<i>Avantages</i>	<i>Avantages</i>
Détermination aisée du critère de fatigue Analyses comparatives rapides	Critère de fatigue indépendant des conditions aux limites Bon rapport [précision / temps]	Critère de fatigue indépendant des conditions aux limites Très bonne précision
<i>Inconvénients</i>	<i>Inconvénients</i>	<i>Inconvénients</i>
Dépendant des conditions aux limites Indépendant de la forme de la brasure	Indépendant de la forme de la brasure	Temps d'analyse long Connaissance précise de la loi de comportement de l'alliage

Modes de défaillance observés (FBGA1152 SAC305)

1 mode de défaillance majoritaire

→ Initiation et propagation de fissures de fatigue dans la brasure côté BGA



+ 3 autres modes concurrentiels

→ Ruptures aux interfaces IMC/brasure et IMC/finition + rupture des pistes Cu

Conséquence : Plusieurs modes de rupture ⇒ Modèles de fatigue conservatifs

2.4. Fatigue mécanique en vibrations aléatoires

Les vibrations aléatoires constituent le mode de chargement mécanique le plus réaliste pour un assemblage électronique. Lors des phases de transports ou opérationnelles, un équipement embarqué est en effet soumis à des sollicitations dans un spectre de fréquences plutôt qu'à sa résonance. Dans les conditions de vie réelles, ces vibrations aléatoires sont générées dans toutes les directions. En pratique cependant, les tests d'endurance menés sur des assemblages composés de boîtiers CMS se font selon une direction privilégiée : vibrations aléatoires hors-plan de la carte. En effet, en définissant le plan du PCB comme le plan (xOy), la direction de sollicitation la plus contraignante est la direction z . Les chargements en x et en y peuvent néanmoins avoir une influence non négligeable dans le cas de gros composants dont la force inertielle induite a un impact sur les contraintes et déformations générées dans les joints d'interconnexion. Dans le cadre de cette thèse, des essais de durabilité en vibrations aléatoires hors-plan (direction z) ont été réalisés à température ambiante sur des assemblages FBGA1152 SAC305. Le dispositif expérimental considéré est identique à celui utilisé pour l'étude de la fatigue en vibrations harmoniques (entraxe entre les vis de fixation de 70 mm). Quatre niveaux de Densité Spectrale de Puissance ont été considérés (3.50 g_{RMS} , 4.00 g_{RMS} , 6.32 g_{RMS} et 8.90 g_{RMS}) dans une gamme de fréquence entre 500 Hz et 900 Hz centrée autour de la fréquence de résonance. Les données recueillies ont permis de déterminer une loi puissance permettant d'évaluer la durée de vie de ce type d'assemblage. Une jauge de déformation a également été placée sur le PCB au regard du coin du composant afin de mesurer les déformations surfaciques du PCB au cours des essais aléatoires. La méthode de comptage *rainflow* a ensuite été appliquée afin de compter le nombre de cycles correspondant à chaque niveau de sollicitation généré de façon aléatoire au cours du test. À partir de la courbe de fatigue déterminée précédemment et de cet algorithme de comptage couplé à la loi d'accumulation linéaire des dommages de Miner, il est possible de développer une méthode d'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques SAC305. L'organigramme suivant présente la méthode développée dans cette section. Une analyse de défaillance est en outre menée afin d'identifier les différents modes de rupture (Figure 2-33).

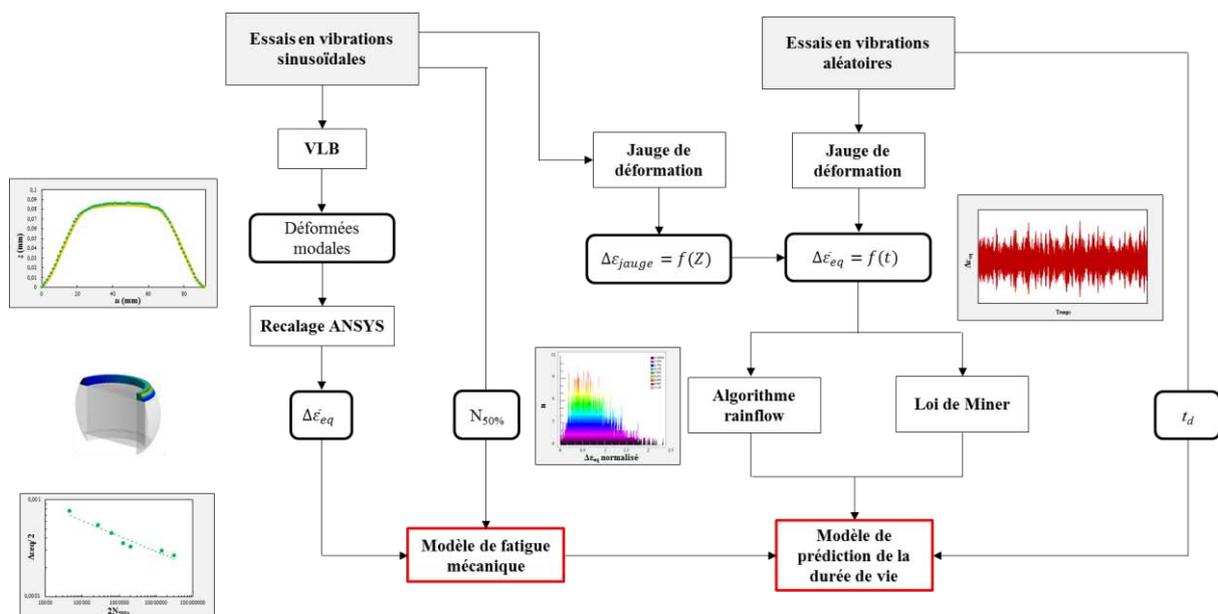


Figure 2-33 Organigramme présentant la méthodologie d'évaluation de la durée de vie des assemblages FBGA1152 SAC305 en vibrations aléatoires

2.4.1. Essais accélérés

a) Matrice de test

Les essais en vibrations aléatoires ont exclusivement été effectués avec les assemblages FBGA1152 SAC305 à 20°C. Afin de générer des amplitudes de déplacements importantes, les véhicules de test sont excités dans un spectre fréquentiel centrée autour de la fréquence de résonance : $\Delta f = 900 - 500 = 400$ Hz. Différents niveaux de Densité Spectrale de Puissance sont générés par le pot vibrant : $0.03 \text{ g}^2/\text{Hz}$, $0.04 \text{ g}^2/\text{Hz}$, $0.10 \text{ g}^2/\text{Hz}$ (les valeurs précédemment exprimées en « g_{RMS} » correspondent aux valeurs efficace des DSP). Le tableau suivant présente la matrice de test pour l'évaluation de la fatigue mécanique en vibrations aléatoires.

Tableau 2-7 Nombre d'échantillons considérés par niveau de DSP

Alliage	SAC305			
DSP (g_{RMS})	3.50	4.00	6.32	8.90
DSP (g^2/Hz)	0.03	0.04	0.10	0.20
Échantillons	11	11	11	11

Les essais sont menés jusqu'à la défaillance de chaque véhicule de test de manière à déterminer leur temps à défaillance (t_d). La figure suivante présente les spectres de niveau d'entrée (niveaux DSP) générés par le pot vibrant (la légende donne la valeur de ces DSP en g_{RMS}).

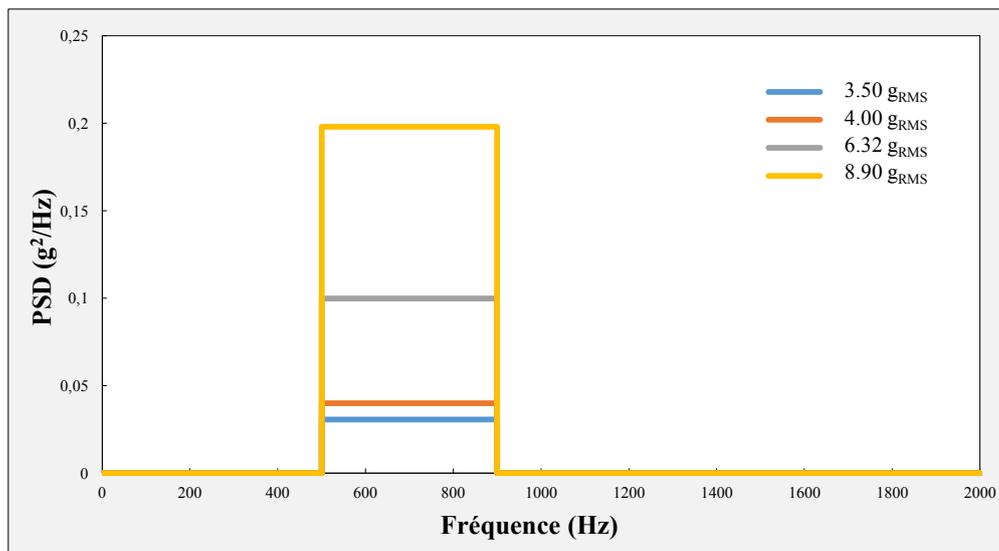


Figure 2-34 Accélération DSP d'entrée considérées pour les essais en vibrations aléatoires

b) Résultats

Les essais effectués ont permis de mettre en évidence que plus le niveau de DSP augmentait, plus la durabilité des assemblages FBGA1152 SAC305 était faible. La Figure 2-35 présente la loi puissance déterminée à partir des mesures de durée de vie des différents véhicules de test. La distribution des temps à défaillance pour chaque configuration d'essai suit également une loi de Weibull. Encore une fois, bien qu'intéressante dans une optique comparative, cette loi ne permet pas d'être extrapolée pour d'autres configurations d'assemblage car elle dépend des conditions aux limites imposées au système vibratoire.

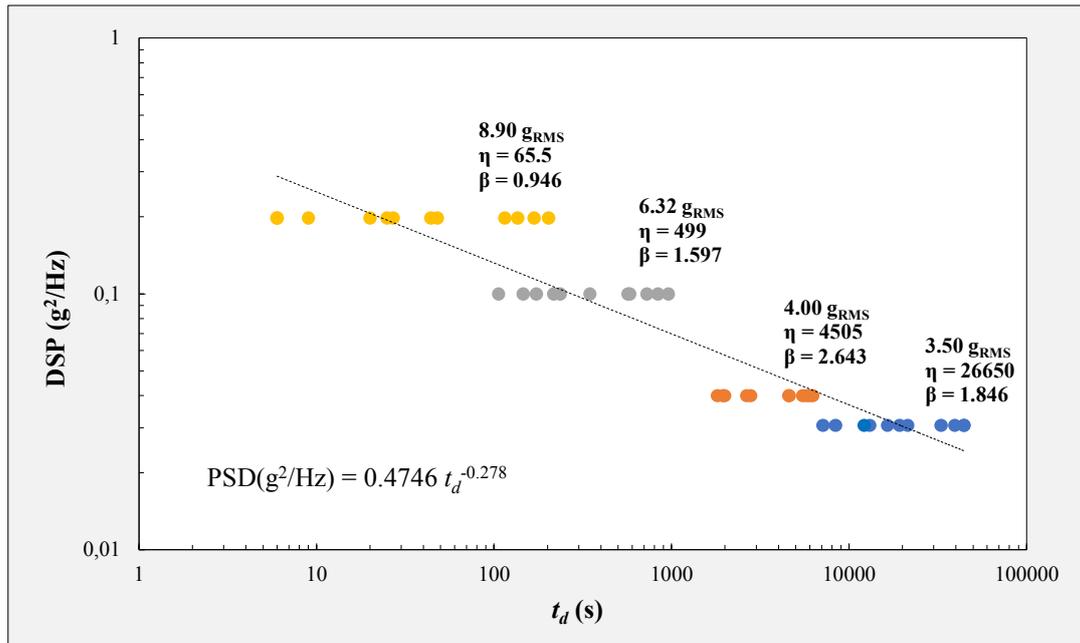


Figure 2-35 Évolution de la durée de vie en fonction du niveau d'accélération DSP d'entrée et paramètres de Weibull associés

Contrairement à l'étude de la durabilité en vibrations sinusoïdales où le critère de fatigue macroscopique était caractéristique de la réponse de la carte, la loi obtenue ici décrit le temps à défaillance en fonction du niveau de DSP imposé au pot vibrant. Une même DSP sur un autre type d'assemblage avec différentes conditions aux limites pourrait présenter des résultats de durée de vie totalement différents. Il s'agit donc à présent de convertir l'abscisse et l'ordonnée de ce graphique respectivement en un critère de fatigue et un nombre de cycles à défaillance. Ce développement sera abordé dans la partie 2.4.3.

2.4.2. Analyse de défaillance

Une analyse de défaillance est effectuée sur six véhicules de test. Deux coupes micrographiques sont effectuées par échantillon afin d'identifier les sites et les modes de rupture correspondant aux billes de brasure en coin de composant. Comme pour les essais en vibrations sinusoïdales, les coupes micrographiques ont été effectuées sur des composants défaillants dont la durée de vie représente un point bas, un point intermédiaire et un point haut de la courbe de Weibull correspondante. La Figure 2-36 présente les différents modes de défaillance observés au niveau des assemblages FBGA1152 SAC305. L'initiation des fissures se situe systématiquement dans le matériau de brasure alors que la propagation est observée dans la brasure ou à l'interface entre l'intermétallique et la couche de finition (ENIG côté PCB et Au/Ni côté composant). Parmi la totalité des fissures observées, 83% se situent du côté du composant. Parmi ces 83%, 48% des ruptures se trouvent dans le joint brasé et 52% à l'interface entre l'épaisseur intermétallique (Cu₃Ni)₆Sn₅ et la finition de surface Au/Ni. Du côté du PCB, 2 fissures engendrées lors des essais de fatigue sont situées dans le matériau de brasure et 3 sont observées au niveau de l'interface entre la finition ENIG et l'intermétallique. Parmi les défauts observés, seulement 3 fissures totales ont été identifiées. Celles-ci se situent systématiquement à l'interface entre la couche de finition et la couche intermétallique (2 du côté du PCB et 1 côté composant). Un autre défaut entraînant une discontinuité électrique peut être rencontré puisqu'une fissure au niveau d'une piste de cuivre a été observée. Enfin, le phénomène de *pad cratering* est également observé en grande quantité sous les billes en coin de composant (40 occurrences).

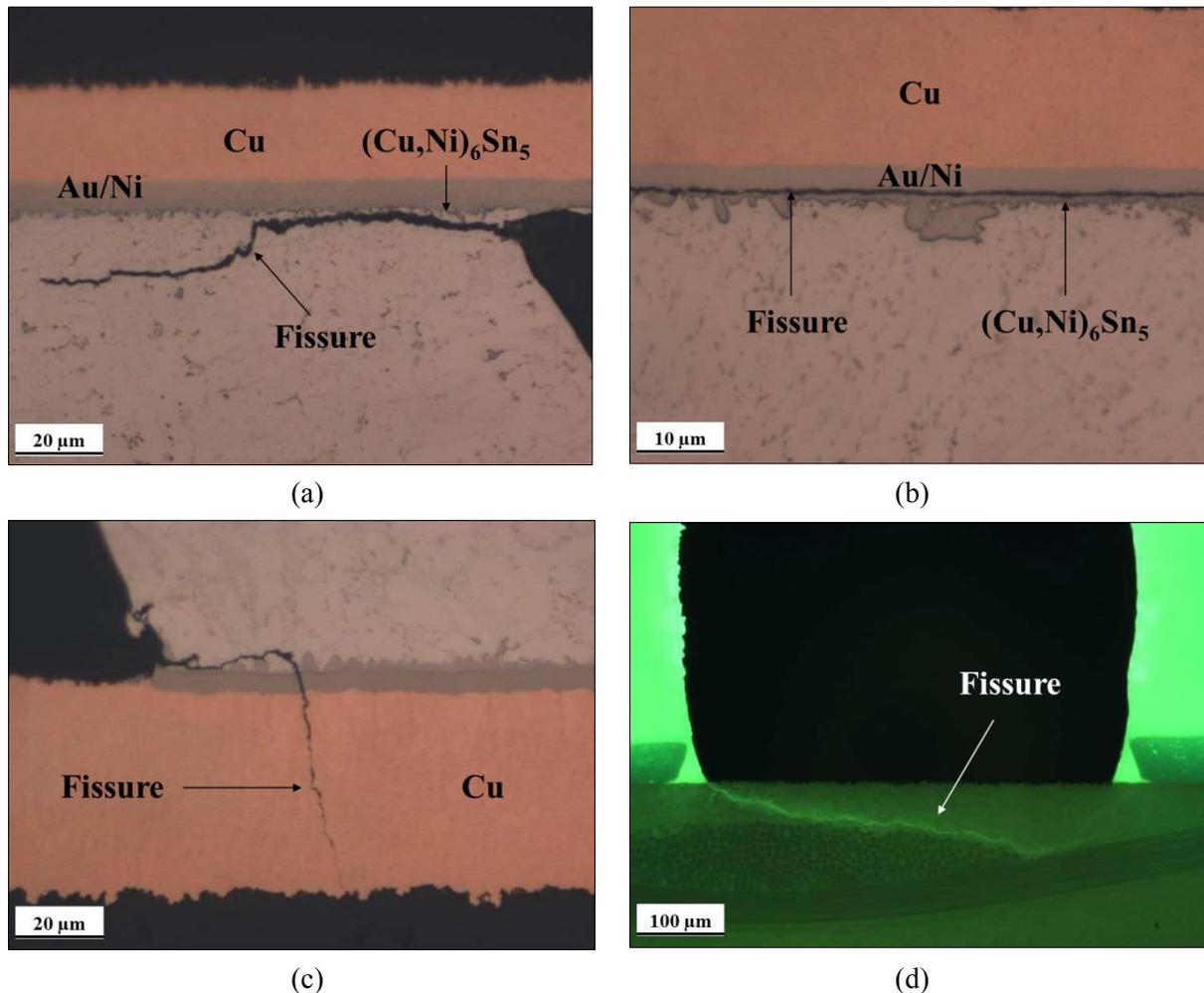


Figure 2-36 Modes de défaillance en vibrations aléatoires. Fissures de fatigue (a) dans la brasure, (b) à l'interface IMC/finition, (c) dans la piste de cuivre et (d) dans la résine du PCB (*pad cratering*)

2.4.3. Évaluation du dommage accumulé dans les joints brasés

Les mesures au vibromètre laser étant effectuées à fréquence fixe, il n'était ici pas possible de mesurer la déformée unidirectionnelle de l'assemblage. Afin de déterminer la métrique d'endommagement, une jauge de déformation est donc collée sur la face inférieure du PCB au regard du coin du composant. Des tests préliminaires en vibrations sinusoïdales sont d'abord réalisés afin de déterminer la relation entre la déformation surfacique mesurée et le déplacement central forcé. Cette fonction de transfert permet ensuite de connaître la déformation équivalente de von Mises dans les joints de brasure critiques puisque ce critère est également fonction de la flèche imposée au centre de l'assemblage. Une approche mésoscopique pourrait également être envisagée en considérant la déformation surfacique du PCB comme métrique d'endommagement. La méthodologie à suivre serait la même dans la mesure où il faudrait également connaître la relation linéaire entre la déformation surfacique mesurée par les jauges et la déformation surfacique unidirectionnelle (direction u) obtenue à partir des mesures au vibromètre laser à balayage avec lesquelles la courbe de fatigue mésoscopique a été construite. Compte-tenu de la nature aléatoire des vibrations, il n'est pas trivial non plus de calculer le nombre de cycles à défaillance en fonction du temps jusqu'à rupture. Une méthode de comptage des cycles correspondant à un niveau de chargement peut donc être appliquée afin de réorganiser l'historique temporel des sollicitations. La méthode couramment employée dans ce cas de figure est l'algorithme de comptage *rainflow* [163]. Celui-ci, couplé à l'utilisation de la loi

d'accumulation des dommages de Miner et à la courbe de fatigue mécanique déterminée précédemment, permet de développer une méthode de prédiction de la durée de vie en vibrations aléatoires.

a) *Relation entre la déformation surfacique du PCB et le déplacement central imposé*

Les essais en vibrations aléatoires sont précédés de tests en vibrations sinusoïdales permettant de corréler le déplacement mesuré au centre de l'assemblage par l'accéléromètre avec la déformation surfacique locale du PCB au voisinage du joint de brasure critique. Cette métrique d'endommagement mésoscopique est ici mesurée par le biais d'une jauge de déformation placée sur la face inférieure de la carte au regard du coin du composant. La jauge de déformation considérée est fournie par le fabricant HBM. Elle est référencée en fonction du matériau pour lequel leur CTE est calibré, de sa taille et de son impédance : RY96-3/350. C'est une jauge de type rosette avec laquelle les déformations peuvent être mesurées dans trois directions (0° , 45° et 90°). La grille résistive fait ici 3 mm et sa résistance est de 350Ω . Le collage de ces jauges est réalisé à l'aide de la colle X280 [164]. La surface du PCB est préalablement abrasée afin d'offrir une surface adaptée au collage de la jauge. La Figure 2-37 ci-dessous montre le positionnement de la jauge de déformation sur la face inférieure du PCB. Seule la rosette à 45° est câblée car elle est orientée dans la direction diagonale de l'assemblage (direction u). La déformation surfacique du PCB est mesurée via une mesure 4 fils afin de s'affranchir de la résistance des fils.

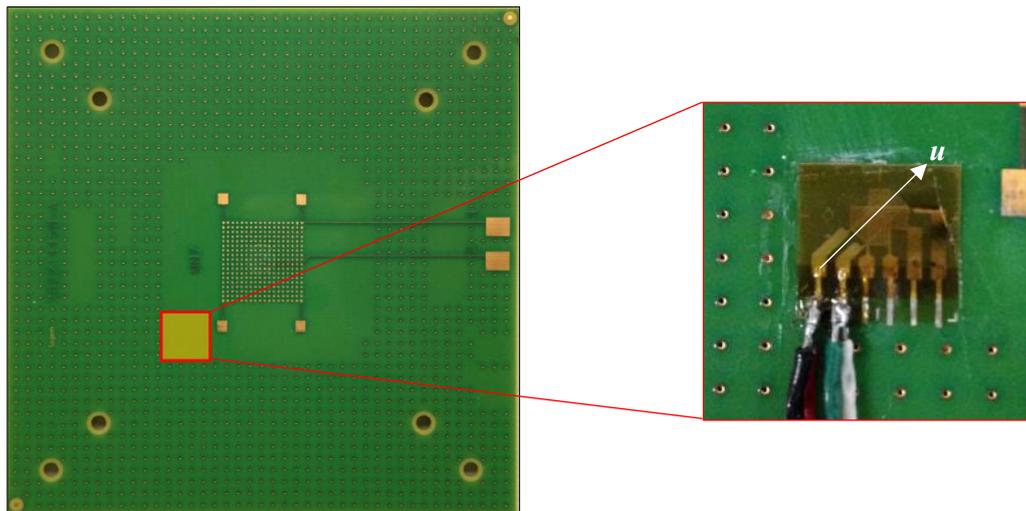


Figure 2-37 Positionnement de la jauge de déformation RY96-3/350 sur la face inférieure du PCB

Une première série de mesures en vibrations est effectuée à fréquence fixe afin de déterminer la relation entre la déformation surfacique locale du PCB et le déplacement imposé au centre de l'assemblage. Ces mesures ont été effectuées pour trois niveaux de déplacement central forcé : $Z = 0.100$, 0.150 et 0.200 mm à la fréquence de résonance de l'assemblage. Le graphique suivant présente la relation linéaire permettant de corréler la déformation surfacique locale du PCB et la déflexion centrale imposée (Figure 2-38).

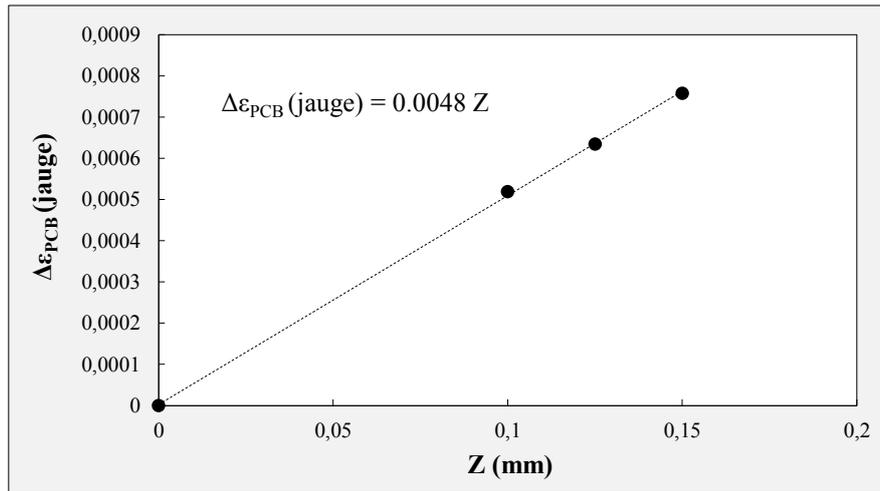


Figure 2-38 Équation affine reliant la déformation surfacique locale du PCB mesurée avec la jauge de déformation et le déplacement central imposé lors des essais en vibrations sinusoïdales

b) *Signaux temporels de la déformation équivalente de von Mises dans les joints de brasure*

Les essais en vibrations aléatoires sont ensuite réalisés entre 500 Hz et 900 Hz pour les 3 niveaux de DSP suivants : 4.00, 6.32 et 8.90 g_{RMS} . Un accéléromètre est placé au centre de l'assemblage de telle sorte que l'accélération de la carte est mesurée tout au long de l'essai. Les tests d'endurance en vibrations aléatoires s'effectuant à fréquences variables, le déplacement central n'est cependant pas facilement calculable. Néanmoins, les équations linéaires présentées en figures 2.32 et 2.38 décrivent respectivement l'évolution de la déformation équivalente de von Mises dans le joint de brasure critique et la déformation surfacique locale du PCB en fonction de la flèche centrale imposée. En combinant ces deux relations, il est ainsi possible d'exprimer le critère de fatigue microscopique sélectionné (déformation équivalente de von Mises) en fonction de la déformation surfacique du PCB mesurée par la jauge de déformation : $\Delta\epsilon_{eq} = 0.771 \times \Delta\epsilon_{PCB}$. Les déformations mesurées par la jauge au cours des essais aléatoires peuvent donc être converties en mesures de déformation équivalente de von Mises dans la région critique de la bille de brasure en coin de composant. La figure suivante présente un exemple de l'évolution temporelle de cette métrique d'endommagement.

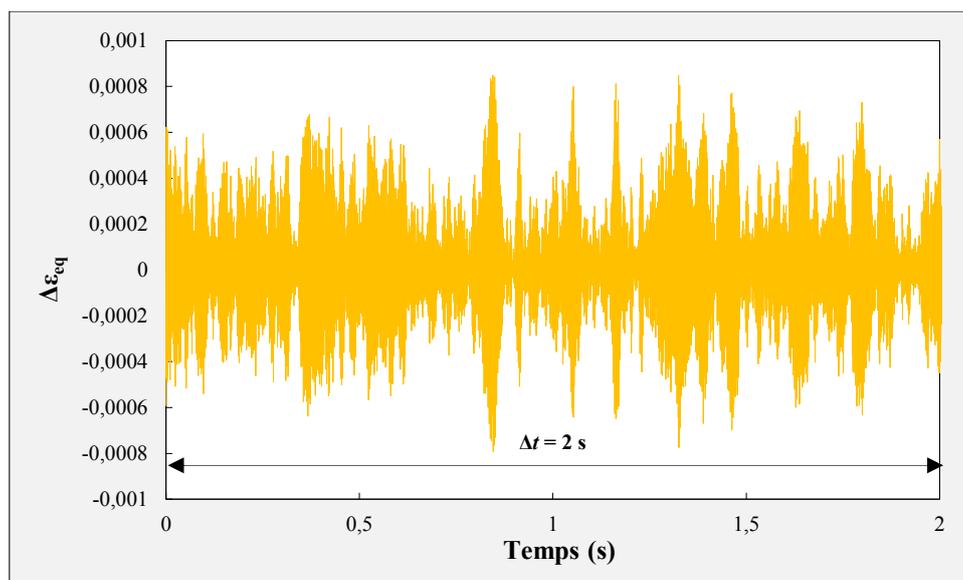


Figure 2-39 Exemple de réponse mécanique de la région critique de la bille de brasure en coin de composant au cours des essais en vibrations aléatoires pour une DSP = 8.90 G_{RSM} (les valeurs de déformation < 0 correspondent à $-\Delta\epsilon_{eq}$)

c) Analyse de la répartition Gaussienne des déformations équivalentes de von Mises

Comme il l'a été explicité dans la partie bibliographique, le logiciel DfR Solutions Sherlock considère la valeur 2σ de la distribution gaussienne du critère de fatigue pour évaluer la durabilité des assemblages électroniques au cours de sollicitations en vibrations aléatoires. La figure suivante présente ainsi les lois normales correspondant aux trois niveaux de DSP considérés avec la valeur à 2σ correspondante.

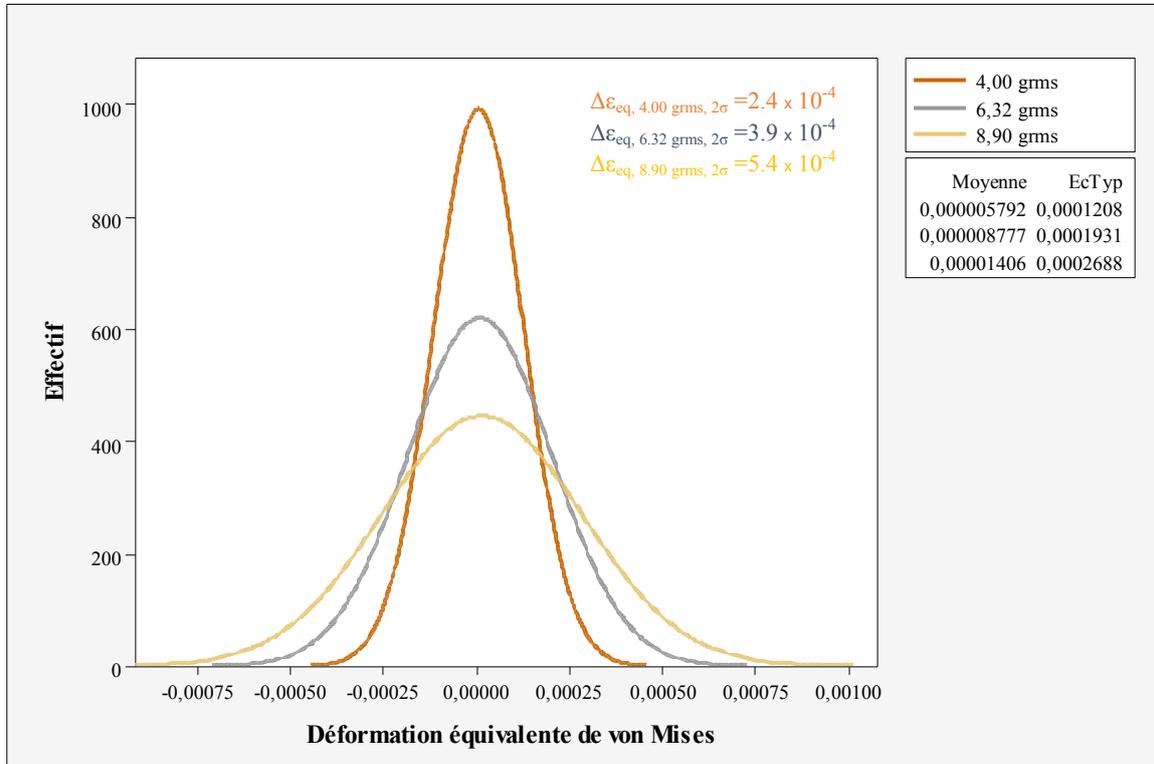


Figure 2-40 Distributions normales correspondant aux niveaux DSP 4.00, 6.32 et 8.90 g_{RMS}

d) Comptage des cycles par l'algorithme de comptage rainflow et estimation du dommage

Contrairement à la méthodologie implémentée dans le logiciel DfR Solutions Sherlock qui considère les passages par zéro et le temps d'exposition aux vibrations aléatoires, le comptage des cycles est ici réalisé à partir de l'algorithme *rainflow* effectué sur un intervalle de temps donné. La mise en application de cette méthode de comptage est illustrée en Figure 2-41. Le diagramme présenté en exemple représente la réorganisation du signal aléatoire temporel mesuré lors des essais à 8.90 g_{RMS} . Les amplitudes de déformation équivalente de von Mises sont alors corrélées à un nombre de cycles correspondant. La valeur des amplitudes calculées dépend du nombre de classes choisi. Pour plus de précision, le nombre maximal de 256 classes a été considéré. Plus le nombre de classes est faible et plus le nombre de cycles correspondant à une amplitude sera élevé. L'intervalle $\Delta t = 2$ s considéré ici est suffisamment long pour qu'il soit représentatif de l'endommagement pondéré subi par les billes de brasure critiques au cours des sollicitations en vibrations aléatoires.

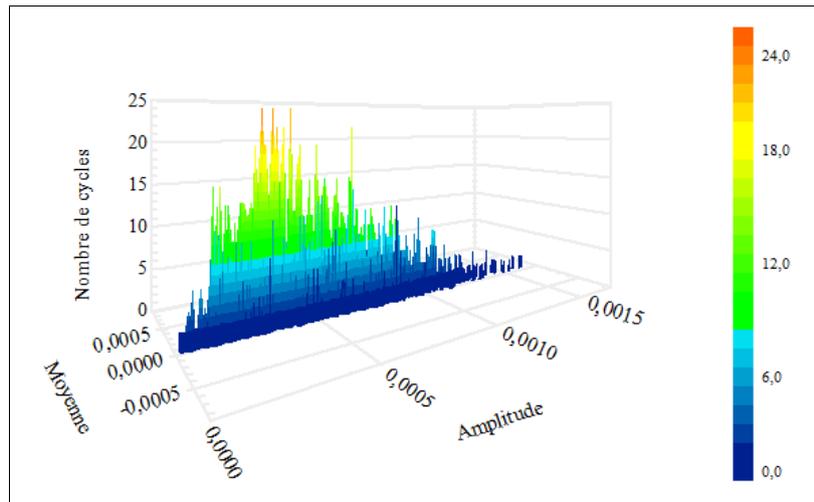


Figure 2-41 Comptage *rainflow* de la réponse aléatoire mesurée à 8.90 g_{RMS} obtenue avec le logiciel HBM catman®AP

L'évaluation du dommage accumulé dans les joints de brasure critiques peut ensuite être effectuée en considérant le modèle de fatigue mécanique développé dans la partie précédente (Figure 2-31) couplée à la loi d'accumulation des dommages de Miner :

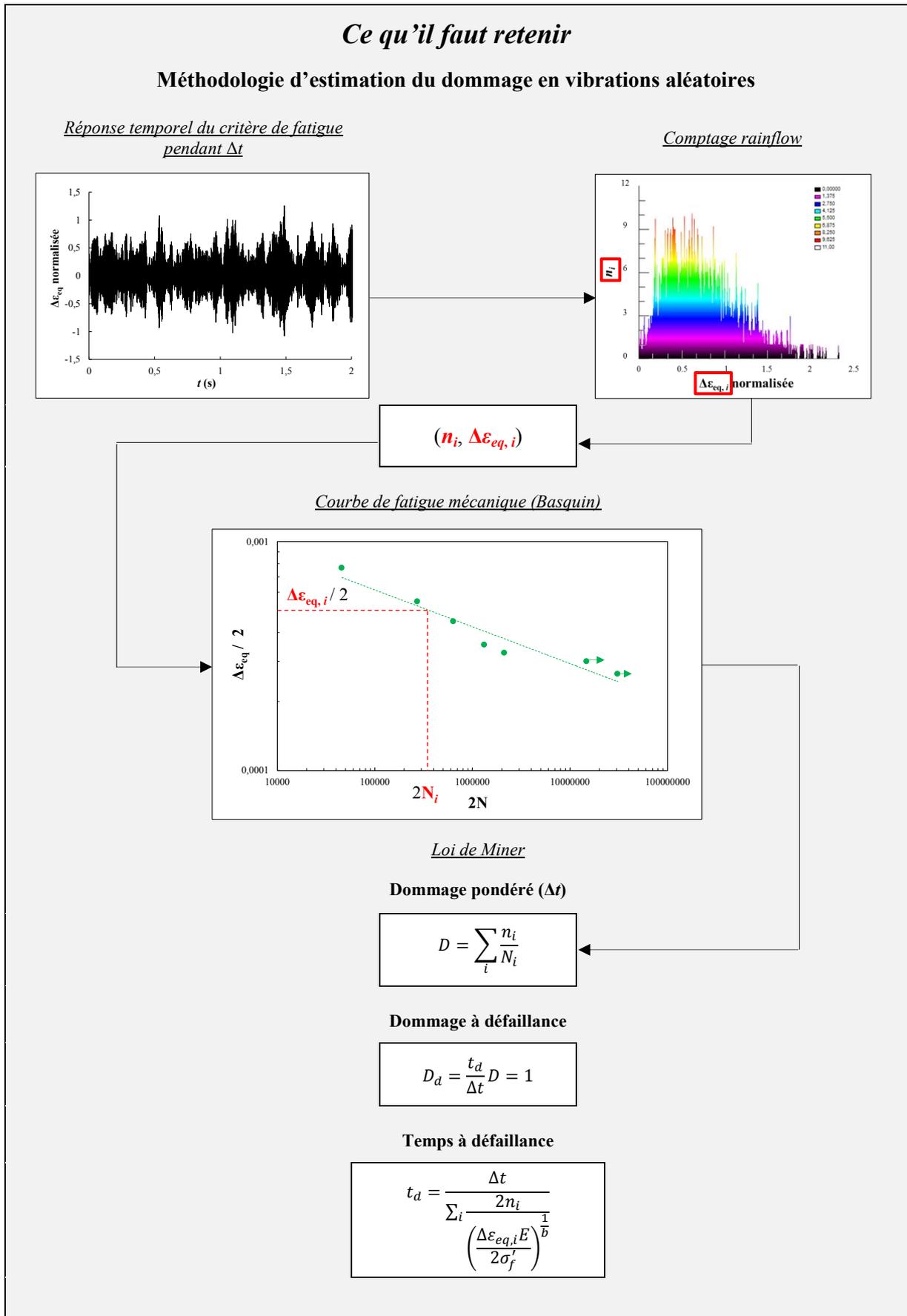
$$D_d = \frac{t_d}{\Delta t} \sum_i \frac{n_i}{N_i} \quad (2-15)$$

D_d	Dommage à défaillance
t_d	Temps à défaillance
Δt	Intervalle de temps pour le calcul du dommage pondéré
n_i	Nombre de cycles correspondant à $\Delta \varepsilon_{eq, i}$
N_i	Nombre de cycles à défaillance correspondant à $\Delta \varepsilon_{eq, i}$

Les valeurs n_i sont données par l'algorithme de comptage *rainflow*. À chacun de ces nombres de cycles correspond également une amplitude de déformation équivalente de von Mises (abscisse du graphique présentée en Figure 2-41). Cette amplitude est par ailleurs corrélée à un nombre de cycles à défaillance N_i selon le modèle de fatigue mécanique développé à partir des essais sinusoïdaux (courbe E-N). Tous les éléments nécessaires au calcul du dommage accumulé pendant la durée $\Delta t = 2$ s sont ainsi connus. Afin de déterminer le dommage total accumulé lors des essais en vibrations aléatoires, il suffit de multiplier ce dommage pondéré par le nombre d'intervalles de temps nécessaire pour atteindre la défaillance ($t_d/\Delta t$). Par définition, la défaillance intervient lorsque le niveau d'endommagement atteint la valeur de 1. Il existe des cas de figure où cette valeur peut être moins élevée afin d'attribuer un certain coefficient de sécurité au modèle d'estimation de la durée de vie.

La méthodologie d'évaluation de la durée de vie en vibrations aléatoires explicitée dans cette partie est basée sur le modèle de fatigue microscopique déterminé précédemment à partir de la loi de Basquin modifiée en déformation. Elle aurait également pu être développée en considérant le modèle de fatigue mésoscopique établi à partir des mesures de déformation surfacique locale du PCB. Cette approche plus effective pour ce qui est du temps permet notamment de s'affranchir de l'élaboration d'une fonction de transfert entre l'état de sollicitation de la carte et celui du joint de brasure critique. De futurs travaux devront être effectués afin de valider cette méthodologie sur d'autres types de véhicules de test. Il serait en outre intéressant de comparer les résultats obtenus expérimentalement avec les prédictions données par le logiciel Sherlock selon la méthode basée sur les passages par zéro et la valeur du critère de fatigue à 2σ .

2.4.4. Synthèse 2.4



2.5. Fatigue mécanique en chocs

L'étude de la durabilité des assemblages électroniques soumis à des chargements cycliques en chocs est prépondérante pour les secteurs aéronautique et militaire. Selon le profil de mission correspondant à un équipement électronique, les assemblages peuvent être soumis à d'importants niveaux de chargement en chocs. L'électronique embarquée dans les avions militaires devra par exemple résister aux chargements mécaniques importants générés lors du catapultage et de l'appontage. Les calculateurs moteurs embarqués sur les avions civils ou militaires devront également résister aux sollicitations en chocs générées lors des phases d'atterrissage notamment. Les équipements électroniques développés par Safran Electronics & Defense font ainsi partie d'une gamme de produits pour laquelle l'évaluation de la tenue mécanique en chocs est déterminante. Dans le cadre de cette thèse, l'évaluation de la tenue mécanique aux chocs des assemblages électroniques sans plomb SAC305 a été effectuée en considérant les Spectres de Réponse au Choc (SRC). Des essais isothermes sont réalisés à -55°C, 20°C et 105°C. Une comparaison directe est en outre donnée entre la durabilité des interconnexions SAC305 et 62Sn-36Pb-2Ag. Une analyse de défaillance des assemblages testés à 20°C et 105°C est enfin réalisée.

2.5.1. Essais accélérés : chocs SRC (Spectre de Réponse au Choc)

a) Qu'est-ce qu'un Spectre de Réponse au Choc ?

Le Spectre de Réponse au Choc est une représentation fréquentielle de la réponse maximale d'un système d'oscillateurs linéaires à un degré de liberté en parallèle soumis à la même excitation. La courbe représentative d'un tel choc SRC traduit donc l'accélération maximale de chaque oscillateur en fonction de sa fréquence de résonance. La figure suivante présente la schématisation d'un SRC avec la définition telle qu'elle est donnée dans la norme PR NORMDEF 0101 « Guide d'application de la démarche de personnalisation en environnement mécanique » [165].

PR NORMDEF 0101
Guide d'application de la démarche de personnalisation en environnement mécanique

Lorsqu'on applique à la base d'un système mécanique à un degré de liberté masse - ressort-amortisseur une sollicitation dynamique de type quelconque (vibration, choc) pendant une durée donnée ($\gamma_0(t)$ ici), ce système étalon répond par un déplacement relatif de la masse par rapport à la base. L'amplitude maximale de ce déplacement relatif dépend de la fréquence propre de l'étalon: elle est proportionnelle à la contrainte maximale induite dans le ressort.

Dans le cas d'un choc, la courbe représentant l'accélération maximale de chaque système masse-ressort-amortisseur en fonction de la fréquence est nommée « Spectre de Réponse au Choc »

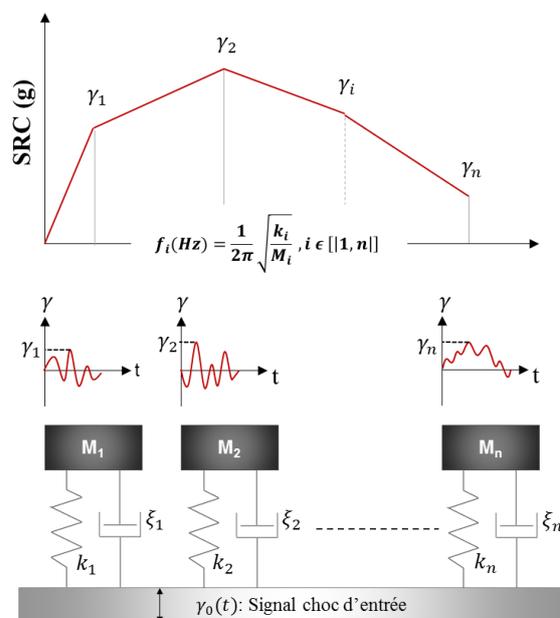


Figure 2-42 Définition et représentation schématique du Spectre de Réponse au Choc [165]

Un des principaux avantages liés à l'utilisation des chocs SRC est leur répétabilité. Les essais traditionnellement considérés consistant à faire chuter une importante masse ne permet en effet pas

d'obtenir un niveau d'entrée transitoire similaire pour chaque occurrence de choc. Ce dispositif expérimental oblige également l'opérateur à remonter la masse après chaque chute, impliquant un temps d'essai important et donc un coût élevé. L'étude de la durée de vie d'assemblages électroniques soumis à des chocs SRC peut être effectuée sur un pot vibrant et constitue donc une méthodologie d'évaluation efficace.

Un problème lié à l'utilisation des Spectres de Réponse au Choc réside dans le fait que ce sont des transformations non bijectives. C'est-à-dire qu'à un SRC peuvent correspondre plusieurs chocs. L'exploitation de spectres SRC est par exemple moins triviale que les transformations de Fourier également couramment utilisées en traitement du signal. Par ailleurs, un SRC permet de simplifier un signal temporel afin de mettre en valeur le critère dimensionnant du choc qui est sa sévérité. En ce sens, un choc SRC contient moins d'informations que son signal temporel associé mais il met en exergue des caractéristiques pertinentes. Dans le cadre de cette étude, l'analyse des réponses aux chocs sera effectuée dans le domaine temporel tout en tirant partie de ses avantages pratiques.

b) *Matrice de test*

Les essais mécaniques en chocs ont été réalisés en faisant varier trois paramètres :

- Le niveau SRC d'entrée (Figure 2-43),
- La température,
- L'alliage de brasage.

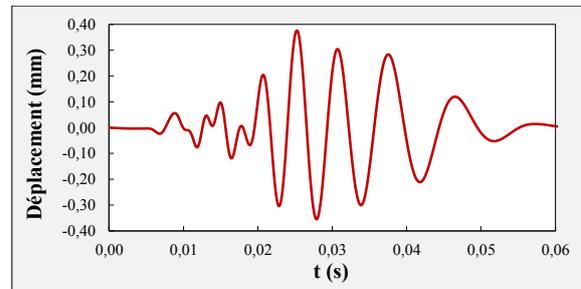


Figure 2-43 Exemple de signal SRC d'entrée (270 g à 20°C)

Chaque essai est précédé d'une mesure de fréquence de résonance. Le pot vibrant est ensuite excité à cette fréquence afin de générer des amplitudes de déplacement importantes lors de chaque choc et donc de maximiser le dommage mécanique au niveau des brasures critiques. Les tests sont exclusivement effectués avec le composant FBGA1152. Contrairement à la plupart des essais en vibrations, l'entraxe de fixation est cette fois-ci fixé à 90 mm. Le dispositif expérimental considéré est le même que celui utilisé pour les essais en vibrations harmoniques et aléatoires. Le tableau suivant présente la matrice d'essais mise en place pour cette étude.

Tableau 2-8 Matrice d'essai (durée d'un choc = 6 ms, durée entre chaque choc = 20 ms)

Température (°C)	-55		20		105	
Niveau SRC (g)	200	270	200	270	200	270
SAC305	10	11	13	13	-	12
SnPb36Ag2	12	8	-	-	-	-

L'étude bibliographique et le retour d'expérience ont permis de mettre en évidence la sensibilité aux chocs des alliages sans plomb à haute teneur en argent. Une comparaison avec l'alliage SnPb36Ag2 est ainsi présentée à basse température. Les véhicules de test sont reliés à la voie de sécurité du pot vibrant afin de pouvoir mesurer leur durée de vie. Les résultats de durabilité sont ainsi donnés en matière de nombre de chocs à défaillance.

c) Résultats

Les niveaux d'entrée SRC générés par le pot vibrant sont d'abord comparés à travers le tracé des courbes de Weibull correspondantes. Logiquement, plus le niveau d'entrée est élevé, moins la durée de vie est importante. À noter que les accélérations 200 g SRC et 270 g SRC correspondent respectivement à des niveaux d'entrée réels maximums de 42 g et 58 g. La figure suivante présente les courbes de Weibull correspondant aux assemblages FBGA1152 SAC305 testés à 200 g SRC et 270 g SRC à 20°C.

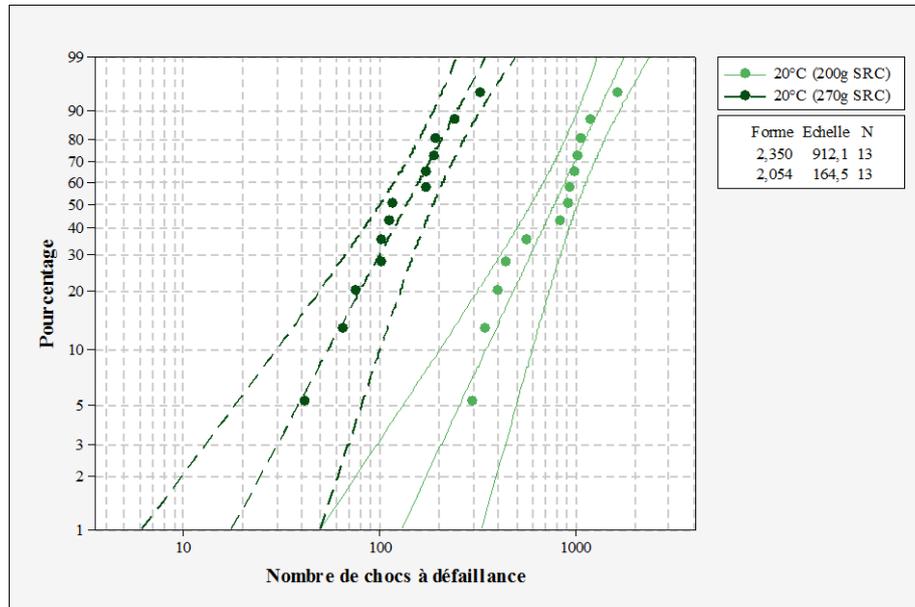


Figure 2-44 Effet du niveau d'entrée du pot vibrant sur la tenue mécanique en chocs des assemblages FBGA1152 SAC305

L'influence de la température est ensuite mise en évidence à travers les essais isothermes réalisés pour un niveau d'entrée du pot vibrant de 270 g SRC. La figure suivante présente les droites de Weibull correspondant aux tests de tenue aux chocs effectués à -55°C, 20°C et 105°C.

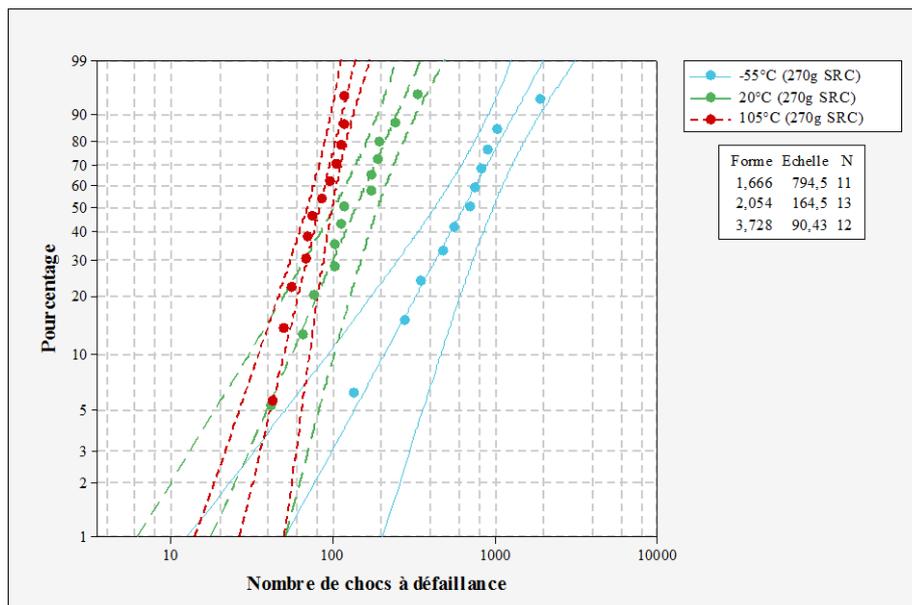


Figure 2-45 Effet de la température sur la tenue mécanique en chocs des assemblages FBGA1152 SAC305

Cette tendance est intéressante puisqu'elle entre en contradiction avec les résultats obtenus lors des essais de fatigue en vibrations sinusoïdales. Ces derniers avaient en effet permis de mettre en évidence que la durabilité mécanique des assemblages de test augmentait légèrement avec la température. Au contraire, les essais en chocs présentent un ordre de performance inverse :

- Vibrations harmoniques : $N_{-55^{\circ}\text{C}} < N_{20^{\circ}\text{C}} < N_{105^{\circ}\text{C}}$,
- Chocs : $N_{-55^{\circ}\text{C}} > N_{20^{\circ}\text{C}} > N_{105^{\circ}\text{C}}$.

La différence majeure provient ici du paramètre de sollicitation considéré. Dans le cas des tests d'endurance en vibrations sinusoïdales, la contrainte de chargement variant entre chaque essai est le déplacement central imposé au centre de l'assemblage. Les propriétés mécaniques du PCB n'ont donc ici pas d'influence sur la réponse mécanique de l'assemblage puisque les amplitudes de vibrations forcées varient entre Z et $-Z$. Concrètement, même si la raideur des matériaux constitutifs du PCB présentent une forte dépendance thermique, la déformée modale de l'assemblage sera la même quelle que soit la température de test. À l'inverse, lors des essais en chocs, la contrainte de chargement n'est pas contrôlée au niveau de la carte mais plutôt au niveau du pot vibrant. Les propriétés mécaniques dépendant de la température vont donc ici avoir un rôle prépondérant sur la réponse mécanique de l'assemblage. La raideur du PCB va ainsi avoir un effet non négligeable sur les déflexions générées et sur l'amortissement global de l'assemblage de test. Ces considérations structurales seront développées dans la section suivante.

Le dernier facteur étudié est la composition de l'alliage de brasage (SAC305 et SnPb36Ag2). La criticité des alliages SAC à fort pourcentage massique en argent à basse température a été montrée dans la littérature. L'étude comparative a ainsi été menée à -55°C pour des niveaux d'entrée de 200 g SRC et 270 g SRC. La figure suivante présente les courbes de Weibull associées à ces différentes configurations d'essais.

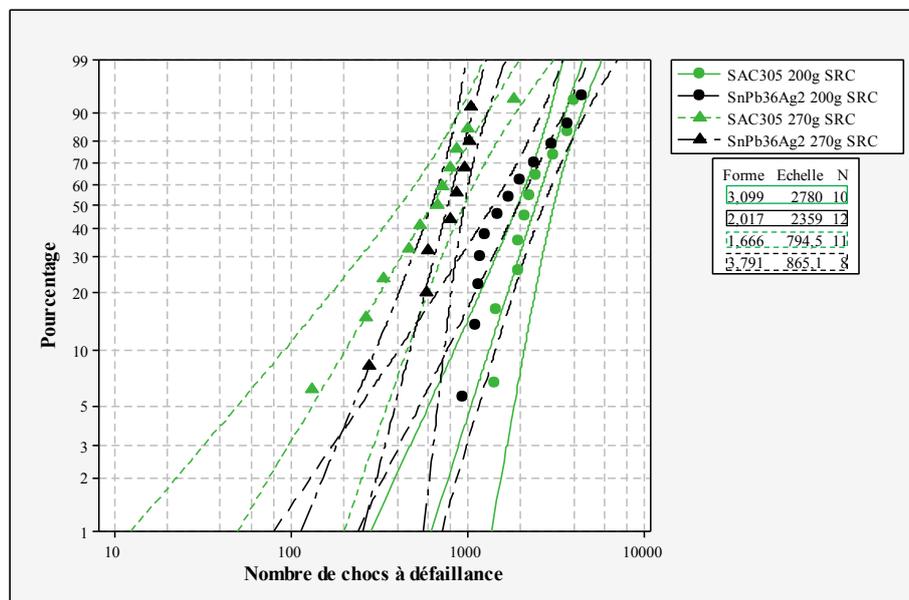


Figure 2-46 Effet de la composition de l'alliage de brasage sur la tenue mécanique en chocs des assemblages FBGA1152

Pour les niveaux de contrainte considérés (200 g SRC et 270 g SRC), il n'y a pas de différences significatives entre la durabilité des assemblages FBGA1152 SAC305 et SnPb36Ag2 (à 200 g SRC : $N_{\text{chocs}}(\text{SAC305}) = 2470$ et $N_{\text{chocs}}(\text{SnPb36Ag2}) = 1967$ tandis qu'à 270 g SRC, $N_{\text{chocs}}(\text{SAC305}) = 638$ et $N_{\text{chocs}}(\text{SnPb36Ag2}) = 785$).

2.5.2. Étude des paramètres influençant l'endommagement

De la même façon que pour les essais en vibrations aléatoires, il n'est pas aisé de déterminer le nombre de cycles subis pour un niveau de charge donné. La problématique soulevée ici ne vient cependant pas de la bande de fréquence choisie mais plutôt de l'amortissement de l'assemblage de test. Ce paramètre constitue un facteur de premier ordre sur l'endommagement mécanique des joints d'interconnexion. Il conditionne en effet le temps nécessaire à l'assemblage pour retrouver son état d'équilibre (état non sollicité) et donc le nombre de cycles générés par choc.

a) Détermination du déplacement central de l'assemblage

Afin de comprendre l'influence de la température sur la durabilité des véhicules de test, il convient d'abord de convertir les différentes accélérations mesurées via les accéléromètres placés sur le pot vibrant et la carte de test en déplacements. Cette étape est effectuée en réalisant plusieurs opérations basées sur une double intégration et l'utilisation de filtres passe-haut (Figure 2-47). L'algorithme développé permet de s'affranchir du problème des conditions initiales (vitesses et positions à t_0) et de la dérive des accéléromètres due à l'offset DC (*Direct Current*). La figure suivante schématise les différentes étapes de cette méthode de détermination des déplacements.

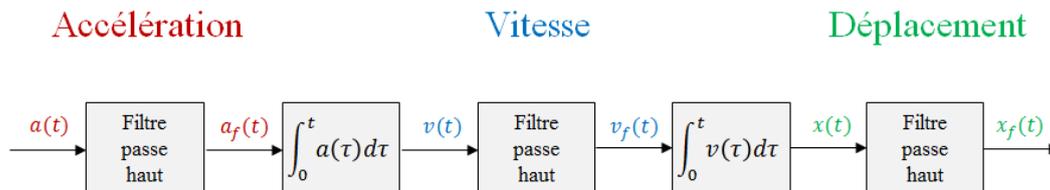


Figure 2-47 Étapes permettant de déterminer les déplacements en fonction des mesures d'accélération obtenues avec les accéléromètres placés sur le pot vibrant et l'assemblage de test (l'indice «f» signifie «filtré») [166]

Cet algorithme, validé par des mesures au vibromètre laser à balayage, a été utilisé pour calculer le déplacement relatif de la carte (d_r) à partir des déplacements du pot vibrant (d_{pv}) et du centre de l'assemblage (d_c) : $d_r = d_c - d_{pv}$.

b) Réponse mécanique du PCB nu en températures

Une étude préliminaire est menée sur le PCB non assemblé afin de mettre en évidence l'effet de la température sur sa réponse mécanique lors de chocs SRC. Les propriétés mécaniques de la résine époxyde constitutive du PCB sont en effet dépendantes des conditions thermiques. Les essais sont réalisés à -55, -40, -30, -20, -10, 0, 10, 20, 50, 70, 85 et 105°C pour un niveau d'entrée du pot vibrant fixé à 270 g SRC. La Figure 2-48 présente un exemple de courbes obtenues à partir de l'algorithme de conversion des accélérations en déplacements à -55°C et 20°C. La comparaison de ces deux courbes permet de mettre en évidence l'influence de la température sur le comportement mécanique du PCB. Il est notamment intéressant de remarquer que le pic maximal de déplacement atteint est plus important à 20°C qu'à -55°C. En outre, les amplitudes de déplacement à -55°C atteignent plus rapidement la valeur nulle. Cette dernière observation est une conséquence de l'amortissement de la carte. En effet, les matériaux constitutifs du PCB se rigidifient à basses températures entraînant ainsi une amplitude de déflexion centrale moindre et un amortissement plus important. Afin de caractériser la réponse mécanique du PCB considéré, les pics maximums et minimums, ainsi que les coefficients d'amortissement ont été déterminés pour chaque température de test.

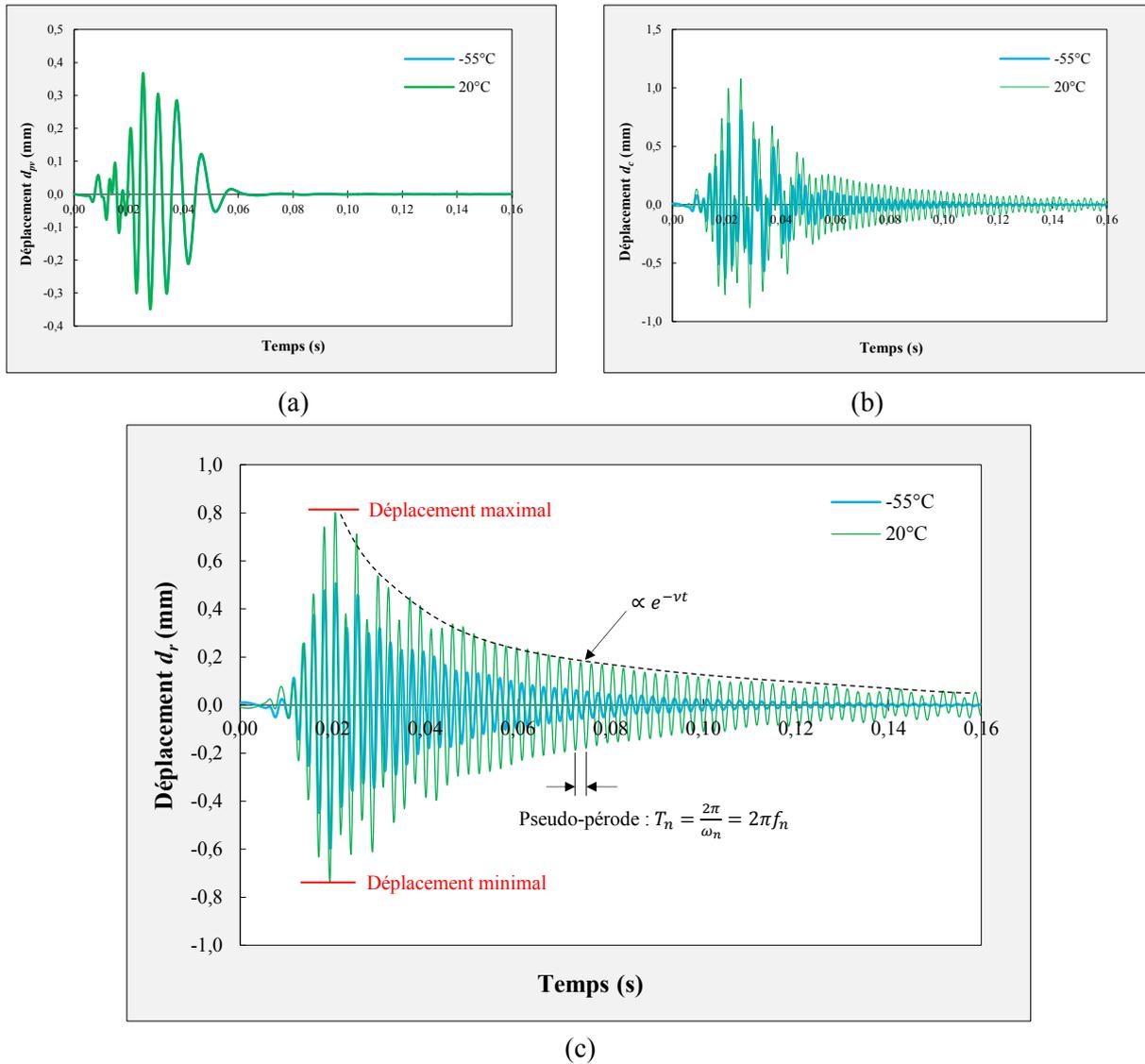


Figure 2-48 Exemple de réponses à un choc SRC. (a) Les chocs SRC générés au niveau du pot vibrant sont identiques quelle que soit la température. (b) Déplacement mesuré au centre du PCB. (c) Déplacement relatif du PCB par rapport au pot vibrant

Le coefficient ν est caractéristique de l’amortissement de la carte testée. Il est fonction du taux d’amortissement ξ et de la pseudo-pulsation ω_n du PCB.

$$\omega_n = \omega_0 \sqrt{1 - \xi^2} \tag{2-16}$$

$$\nu = \xi \omega_0 \tag{2-17}$$

ω_n	Pseudo-pulsation du PCB
ω_0	Pulsation propre du PCB
ξ	Taux d’amortissement du PCB

La Figure 2-49 présente l’évolution des déplacements extrema mesurés pour chaque température entre -55°C et 105°C . Il apparaît clairement que la valeur absolue des amplitudes de déflexion centrale du PCB augmente avec la température. La carte présente en effet une meilleure « souplesse » due à l’évolution thermique des propriétés mécaniques de ses matériaux constitutifs. Malgré ces évolutions, la température ne semble en revanche pas avoir d’impact sur la pseudo-période des différents signaux amortis : $f_n = 427.7 \pm 4.5$ Hz.

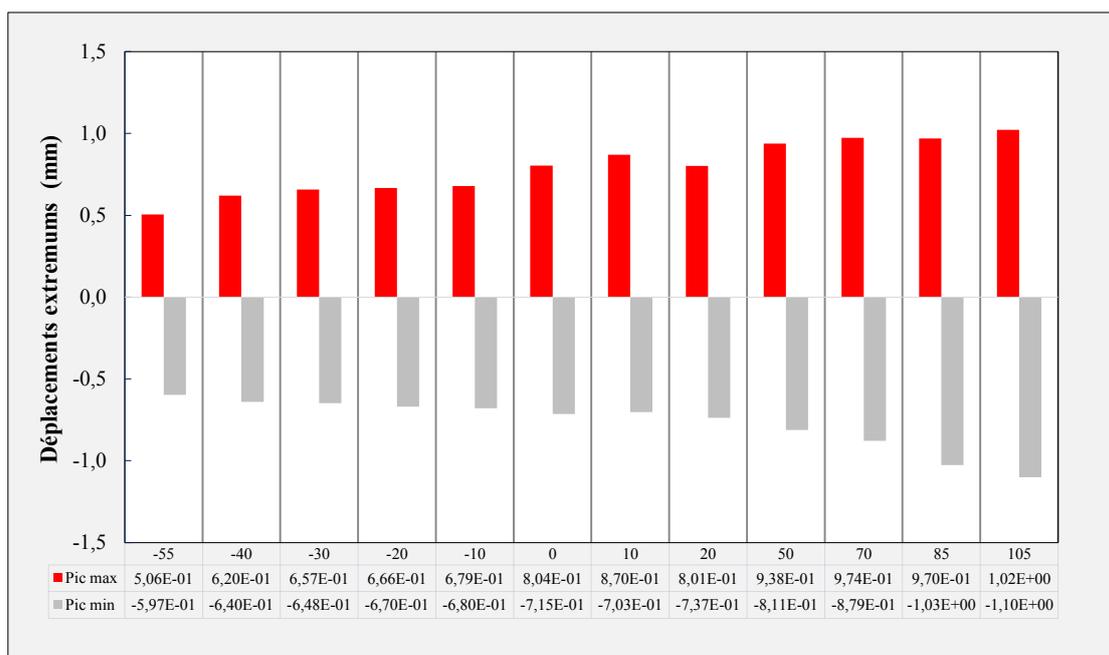


Figure 2-49 Déplacements centraux extrema du PCB nu en fonction de la température d'essai

Le coefficient d'amortissement ν correspondant à chaque température de test est ensuite calculé en recalant les pics extrema mesurés avec une loi exponentielle décroissante (Figure 2-50).

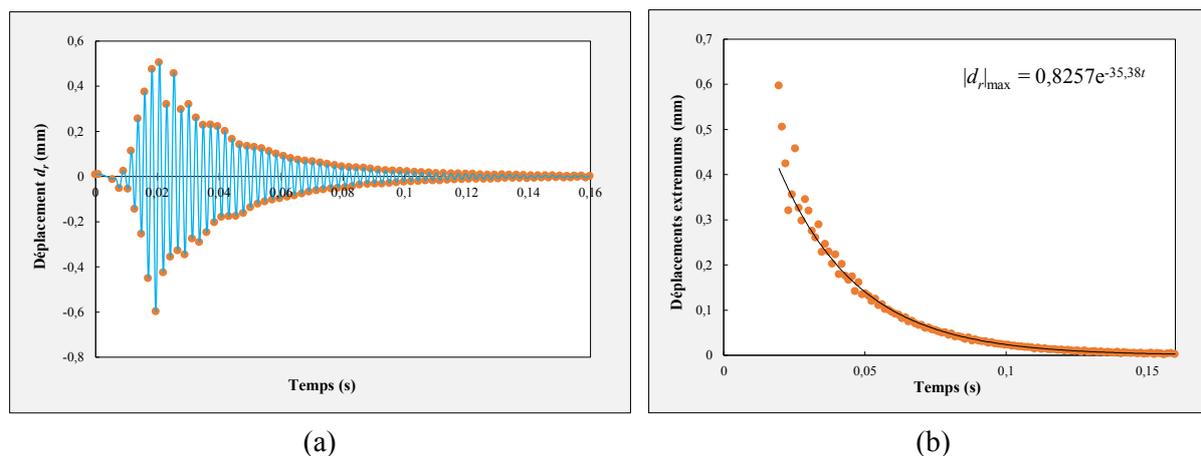


Figure 2-50 (a) Identification des pics extrema pour une réponse au choc à -55°C . (b) Détermination du coefficient d'amortissement à partir du recalage d'une loi exponentielle décroissante avec les pics extrema mesurés

La courbe représentative des variations du coefficient d'amortissement en fonction de la température est donnée en Figure 2-51. Il est intéressant de noter que ce coefficient ne suit pas une évolution monotone. Il existe en effet une température pour laquelle le coefficient d'amortissement ν atteint une valeur minimum. L'amortissement diminue en effet entre -55°C et 0°C jusqu'à atteindre une valeur minimale. Celle-ci reste relativement constante jusqu'à 20°C puis augmente à nouveau jusqu'à 105°C avec un taux cependant moins élevé. Cette tendance n'est pas intuitive et il est probable que les conditions aux limites jouent un rôle sur la réponse mécanique du PCB. Toutes ces mesures préliminaires montrent bien l'importance de connaître le comportement mécanique du PCB en fonction de la température. Elles ont en effet permis de mettre en évidence l'augmentation de la déflexion centrale et l'évolution non linéaire du coefficient d'amortissement avec la température.

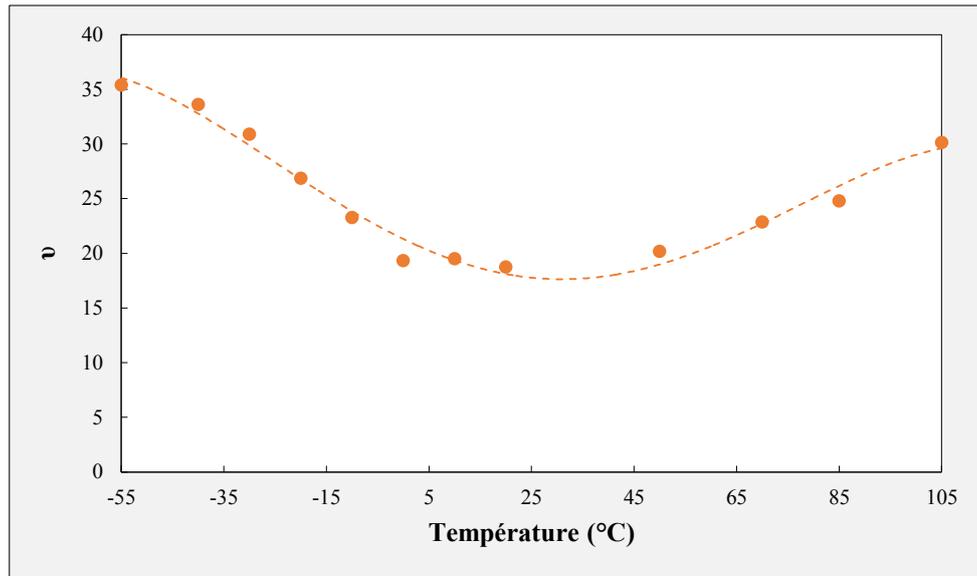


Figure 2-51 Évolution du coefficient d'amortissement du PCB nu en fonction de la température

c) Réponses mécaniques de l'assemblage FBGA1152 SAC305

Le même travail a ensuite été effectué en considérant les PCB assemblés du composant FBGA1152. La réponse dynamique de chaque véhicule de test a ainsi été mesurée et analysée afin de déterminer les déplacements centraux extrema et les coefficients d'amortissement. La figure suivante présente un exemple comparatif montrant le déplacement relatif des assemblages FBGA1152 au cours d'un choc à -55°C et 20°C .

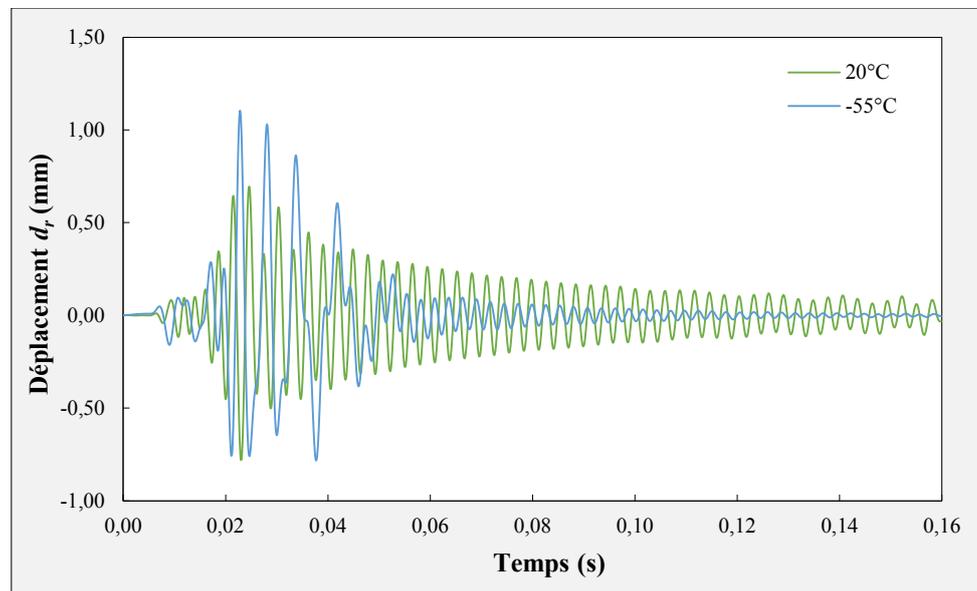


Figure 2-52 Réponse mécanique de l'assemblage FBGA1152 en fonction de la température

Contrairement aux résultats obtenus avec les PCB non assemblés, les déplacements extrema mesurés au centre des assemblages FBGA1152 sont plus importants à -55°C qu'à 20°C . Ce constat tend à montrer l'influence non négligeable de la masse du composant volumineux sur le comportement mécanique global de l'assemblage. La Figure 2-53 présente les déplacements convertis à partir des accélérations mesurées du pot vibrant et des cartes de test à 20°C et -55°C .

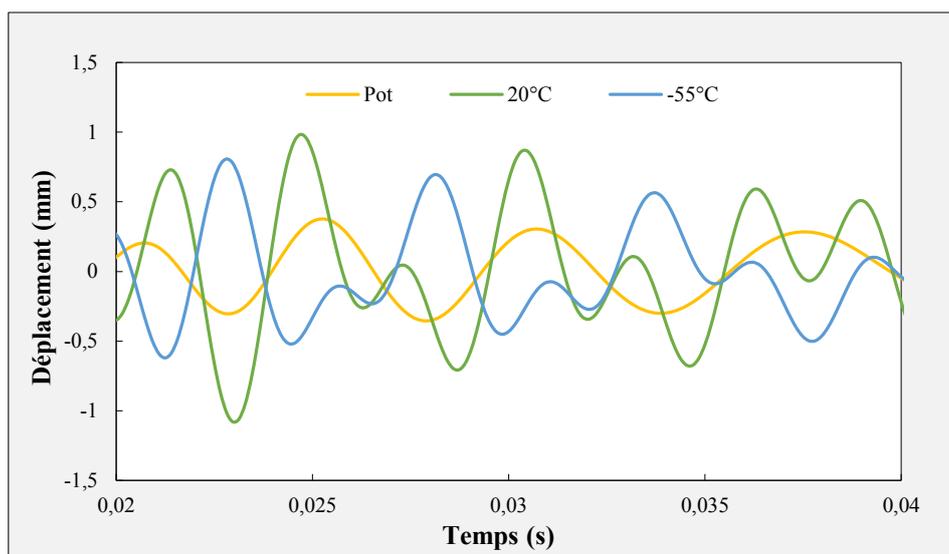


Figure 2-53 Signaux temporels des déplacements du pot vibrant et des assemblages FBGA1152 à 20°C et -55°C

Même si ici le régime n'est pas établi, il est possible d'identifier ce qui s'apparente à des différences de phases entre les signaux. Il est ainsi intéressant de remarquer que le signal de sortie à -55°C est quasiment en opposition de phase avec le signal d'entrée (déplacement du pot vibrant). À 20°C en revanche, le déphasage est très faible. Ce déphasage important à -55°C permet d'expliquer les fortes valeurs de déplacements mesurés au centre des assemblages. Néanmoins, même si les déflexions centrales sont plus importantes au début de l'excitation en choc, l'amortissement à -55°C est significativement plus important qu'à 20°C. En définitive, cet amortissement plus élevé induirait ainsi un nombre de pics endommageants moins important à basses températures. Cette hypothèse expliquerait pourquoi la durée de vie est plus importante à -55°C qu'à température ambiante. De plus, dans la zone de fort endommagement où les déplacements générés sont les plus importants (entre 0.02 s et 0.04 s sur la Figure 2-53), la réponse mécanique à 20°C présente ici 13 pics alors qu'elle n'en présente que 7 à -55°C (dont 4 dont la valeur est plus importante que le déplacement maximal mesuré à 20°C). Malgré une amplitude de déplacement plus importante, il semblerait donc que le plus faible nombre de pics endommageants à la température de -55°C soit un facteur de premier ordre sur la durabilité mécanique aux chocs des assemblages FBGA1152. La figure suivante récapitule les déplacements centraux mesurés pour chaque configuration d'essai avec la valeur des coefficients d'amortissement correspondant.

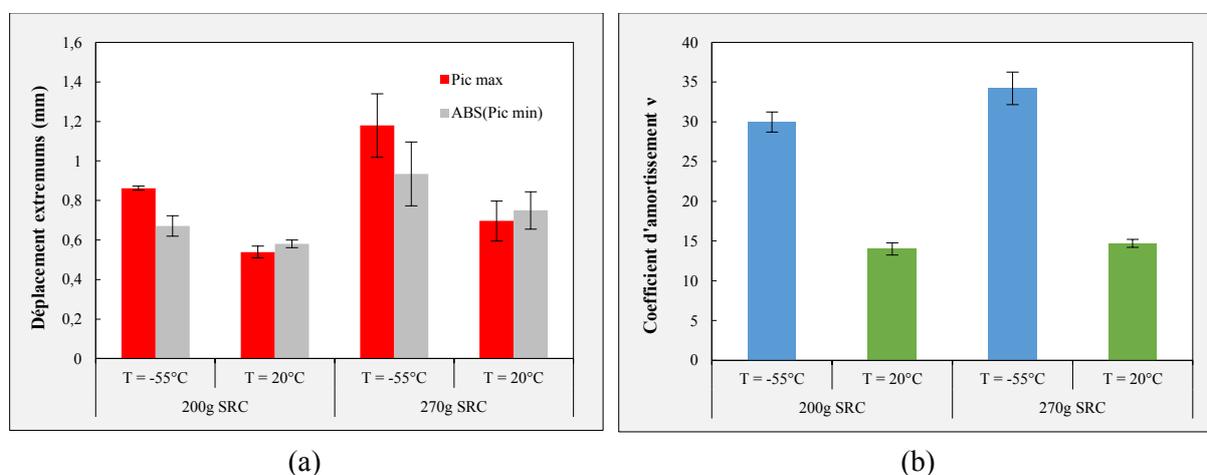


Figure 2-54 (a) Évolution des déplacements extrêmes mesurés et (b) du coefficient d'amortissement en fonction du niveau SRC d'entrée et de la température

d) Méthode de calcul du dommage accumulé dans les joints d'interconnexion

L'endommagement accumulé dans les joints brasés peut être estimé en considérant la loi de fatigue mésoscopique basée sur la déformation surfacique locale du PCB ($\Delta\varepsilon_{PCB}$). La partie traitant de la fatigue en vibrations sinusoïdales a en effet montré que l'utilisation de ce critère de fatigue permettait d'aligner les points expérimentaux correspondant à chaque configuration de test et notamment ceux issus de l'assemblage FBGA1152 SAC305 fixé avec un entraxe de 90 mm (même configuration considérée pour les essais en chocs). Étant donné les propriétés élastiques des matériaux constitutifs du PCB, il existe une relation linéaire entre le déplacement généré au centre de l'assemblage et la déformation surfacique locale du PCB de telle sorte qu'il existe un réel k tel que $\Delta\varepsilon_{PCB} = k \times d$. La figure suivante présente la réponse idéalisée d'un assemblage électronique à un choc SRC.

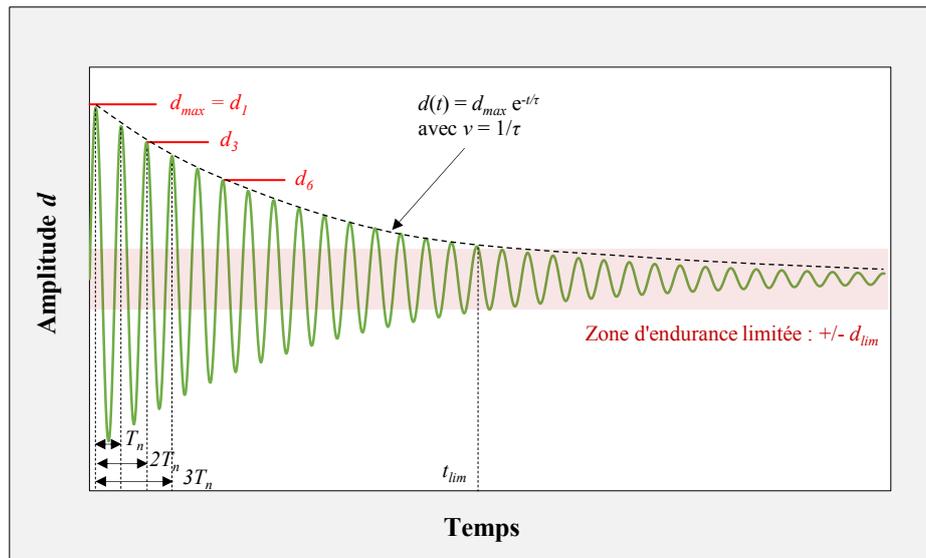


Figure 2-55 Réponse mécanique idéalisée à un choc SRC

Dommages dû aux déplacements $d > 0$:

Pour un choc (indice « c »), le dommage dans les joints de brasure critiques peut être évalué en considérant la loi d'accumulation linéaire des dommages de Miner :

$$D_c = \sum_i^{|p|} \frac{n_i}{N_i} = \sum_i^{|p|} \frac{1}{N_i} \quad (2-18)$$

$|p|$ est le nombre d'oscillations d'amplitude $> |d_{lim}|$. Ici, n_i vaut 1 puisqu'il n'y a qu'une occurrence de déflexion d_i par choc. Le nombre de cycles à défaillance peut être exprimé en fonction de la déformation surfacique du PCB puis du déplacement central (relation linéaire).

$$N_i = \left(\frac{\Delta\varepsilon_{PCB_i}}{K} \right)^{\frac{1}{b}} = \left(\frac{k \times d_i}{K} \right)^{\frac{1}{b}} \quad (2-19)$$

Or, $d(t) = d_{max} e^{-t/\tau}$: $d_2 = d_{max} e^{-2T_n/\tau}$, $d_3 = d_{max} e^{-3T_n/\tau}$, ..., $d_{i+1} = d_{max} e^{-iT_n/\tau}$. Le dommage accumulé dans les interconnexions critiques peut alors s'écrire :

$$D_c = \sum_{i=0}^{|p|} \left(\frac{k \times d_{max} e^{-iT_n/\tau}}{K} \right)^{-\frac{1}{b}} \quad (2-20)$$

Détermination de $|p|$:

Le caractère noté « $|p|$ » est la partie entière du paramètre p . Il correspond au nombre de pics endommageants à considérer lors d'un choc : d_j avec $j \in [1, |p|]$. Les tests de fatigue mécanique en vibrations harmoniques ont permis de mettre en évidence la limite d'endurance à partir de laquelle les sollicitations mécaniques cycliques ne génèrent plus de dommage dans les billes de brasure : d_{lim} . Le calcul du déplacement central au temps limite à partir duquel il n'y a plus d'endommagement donne :

$$d(t_{lim}) = d_{max} e^{-\frac{t_{lim}}{\tau}} \tag{2-21}$$

$$\Leftrightarrow t_{lim} = -\tau \ln\left(\frac{d_{lim}}{d_{max}}\right) \tag{2-22}$$

Or, le rapport t_{lim} / T_n représente le nombre de pics endommageants pour un choc. Il vient donc :

$$p = \frac{t_{lim}}{T_n} = -\frac{\tau}{T_n} \ln\left(\frac{d_{lim}}{d_{max}}\right) \tag{2-23}$$

Calcul du dommage au cours d'un essai en chocs :

Dans l'hypothèse où les déplacements négatifs ($d < 0$) participent de la même façon que les pics positifs à l'endommagement mécanique des joints de brasure (la flexion du PCB, qu'elle soit convexe ou concave, induit un dommage dans les brasures), le dommage atteint après n_c chocs à défaillance peut s'exprimer de la façon suivante :

$$D_d = 2n_c \left(\frac{k \times d_{max}}{K}\right)^{\frac{1}{b}} \sum_{i=0}^{|p|} e^{-i\frac{T_n}{b\tau}} \tag{2-24}$$

n_c	Nombre de chocs à défaillance
d_{max}	Déplacement central maximal
K, b	Paramètres de la loi de fatigue
T_n	Pseudo-période
τ	Amortissement

2.5.3. Analyse de défaillance

Les coupes micrographiques ont été effectuées sur six assemblages ayant subi un certain nombre de chocs à défaillance lors d'essais menés à 20°C et 105°C (Figure 2-56). Deux plans de coupe sont considérés pour chaque véhicule de test :

Température	20°C	105°C
Nombre d'échantillons	3	3
Nombre de coupes	6	6

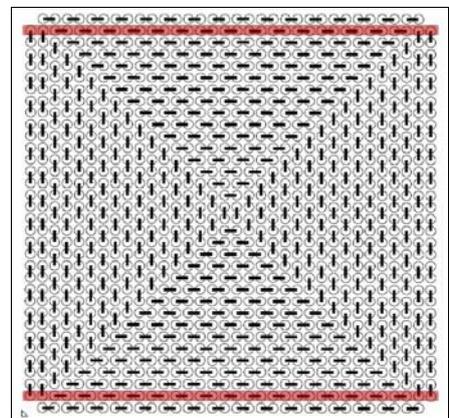


Figure 2-56 Matrice des analyses de défaillance et plans de coupe au niveau du composant FBGA1152 (traits rouges)

Les véhicules de test sélectionnés pour chaque condition d'essai correspondent à trois points de la courbe de Weibull associée. La différence fondamentale vis à vis des modes de rupture par rapport aux essais en vibrations est l'absence de fissures de fatigue s'initiant et se propageant totalement dans le matériau de brasure. En outre, un seul défaut a été observé du côté du composant (contre 70% pour les essais mécaniques en vibrations sinusoïdales). La plupart des ruptures observées se situe en effet à l'interface entre la couche intermétallique $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ et la couche de finition ENIG du côté du PCB. Les sites d'initiation pour ce type de fissure peuvent se situer dans le joint de brasure ou à la jonction entre l'intermétallique et la finition de surface (Figure 2-57). Ces caractéristiques ont été observées quelle que soit la température de test. Deux sites d'initiation ont par ailleurs été identifiés dans la couche de finition ENIG sans que les fissures ne se propagent.

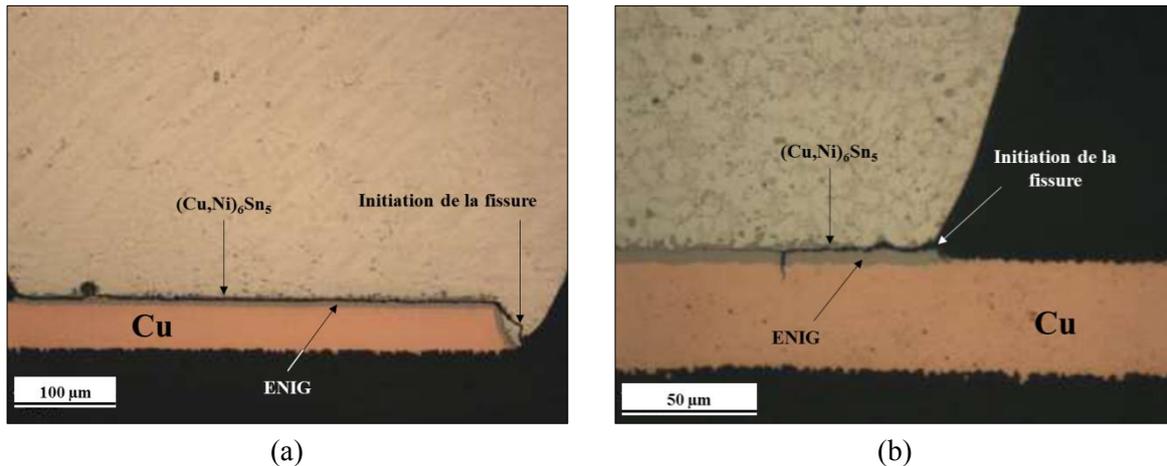


Figure 2-57 Sites d'initiation des fissures au niveau (a) de la brasure et (b) de la jonction entre la couche de finition et l'épaisseur d'intermétallique

D'autres défauts ont pu être observés puisque le phénomène de *pad cratering* est systématiquement retrouvé au niveau des billes périphériques (c'est-à-dire les joints de brasure critiques). Il est en outre intéressant de remarquer que ces fissurations se propageant dans la résine du PCB ne sont pas observées au niveau des billes directement adjacentes aux billes critiques. Ce constat tend à montrer l'impact très local des chocs sur ce type de défaut. Le *pad cratering* n'induit cependant pas nécessairement une défaillance puisqu'il faut que la fissure se propage également dans une piste de cuivre pour créer une discontinuité électrique. Les plans de coupe considérés pour cette analyse de défaillance n'ont pas permis de corréler le phénomène de *pad cratering* à des fissures se propageant dans les pistes de cuivre. Avec une occurrence de 51.2%, le phénomène de *pad cratering* est le défaut le plus observé au niveau des billes de brasure en coin de composant après sollicitations en chocs.

Les fissures de fatigue entraînant des défaillances sont principalement localisées à l'interface entre la couche de finition ENIG et l'épaisseur d'intermétallique $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ côté PCB. Ce mode de rupture représente 37.2% des défauts observés. En outre, des discontinuités électriques ont également été provoquées par des fissurations au niveau des pistes de cuivre. Ce dernier mode de défaillance concerne 7% des défauts générés. Enfin, deux cas de fissurations mixtes ont également été observés. Pour le premier défaut, l'initiation de la fissure a lieu dans la brasure et la propagation dans la couche IMC, la finition ENIG puis dans la piste de cuivre. Concernant le deuxième défaut, la fissure s'amorce entre les couches IMC et ENIG et se propage ensuite le long de cette interface avant de se propager dans la finition de surface et la piste de cuivre. La Figure 2-58 récapitule les différents modes de rupture observés.

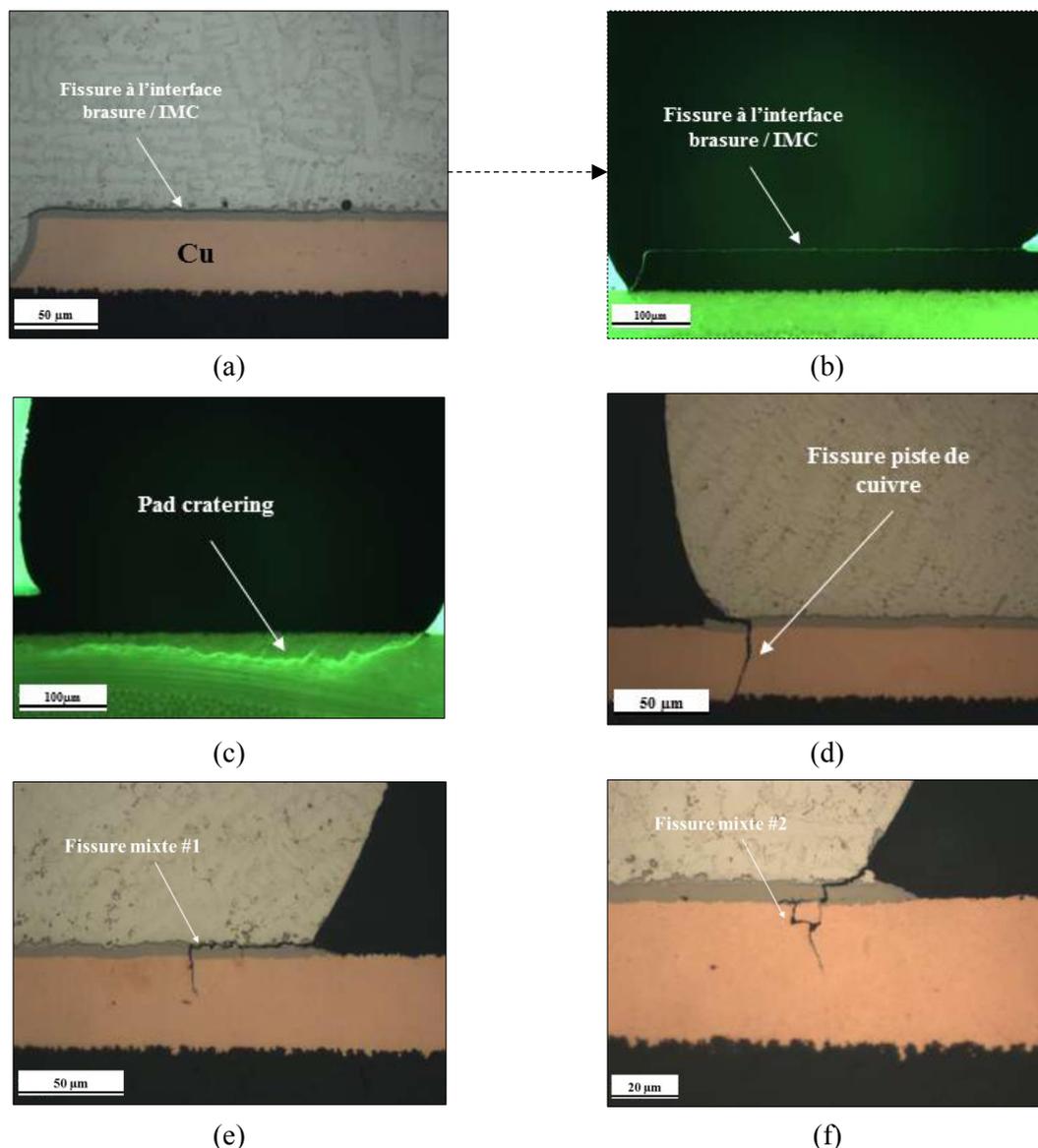


Figure 2-58 (a) Fissure à l'interface IMC/ENIG. (b) Même fissure observée en lumière UV. (c) *Pad cratering*. (d) Rupture de piste de cuivre. (e), (f) Fissures mixtes

Les modes de défaillance générés lors des essais en chocs sont donc très divers. Ces analyses de défaillance ont permis de mettre en évidence la zone la plus vulnérable des jonctions entre le joint de brasure et le PCB. L'interface entre la couche intermétallique $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ et la finition ENIG côté PCB constitue en effet le site de défaillance privilégié lors de sollicitations en chocs. Ces différentes observations ont également permis de comprendre pourquoi la loi d'estimation des dommages développée dans la section précédente ne donne pas des résultats satisfaisants. En effet, cette dernière est basée sur une loi de fatigue obtenue à partir des essais en vibrations harmoniques dont les principaux sites de défaillance se situent dans la brasure du côté du composant. Or, il n'est pas possible de calculer le dommage dans les joints brasés en se basant sur une courbe de fatigue décrivant des modes de défaillance différents de ceux observés lors des essais en chocs. Malgré tout, le formalisme permettant d'estimer l'endommagement pourrait se révéler intéressant dans le cas de chocs effectués pour d'autres niveaux SRC. En effet, les modes de rupture observés dans le cadre de cette étude ne sont représentatifs que de deux niveaux de choc (200 g SRC et 270 g SRC) à 20°C et 105°C.

2.5.4. Synthèse 2.5

Ce qu'il faut retenir

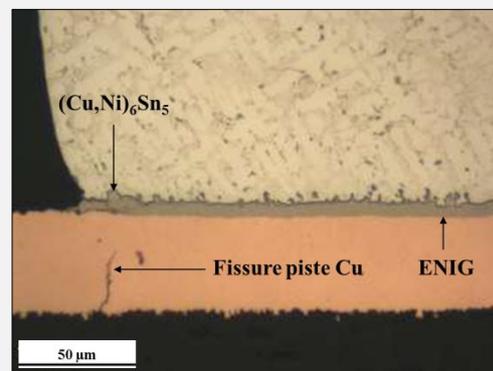
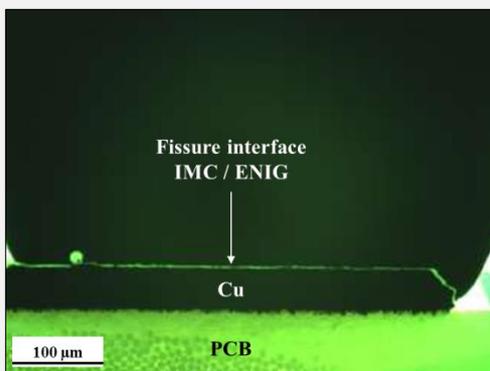
Réponse mécanique de l'assemblage FBGA1152 SAC305

- Contrairement au PCB nu, $|d_{max}|_{-55^{\circ}C} > |d_{max}|_{20^{\circ}C}$
- Amortissement dépendant de la température : $v_{-55^{\circ}C} > v_{20^{\circ}C}$
- Résultats en durée de vie : $N_{-55^{\circ}C} > N_{20^{\circ}C} > N_{105^{\circ}C}$

Modes de défaillance observés (FBGA1152 SAC305 à 20°C et 105°C)

1 mode de défaillance majoritaire

- Fissures de fatigue à l'interface IMC (Cu,Ni)₆Sn₅ / finition ENIG côté PCB

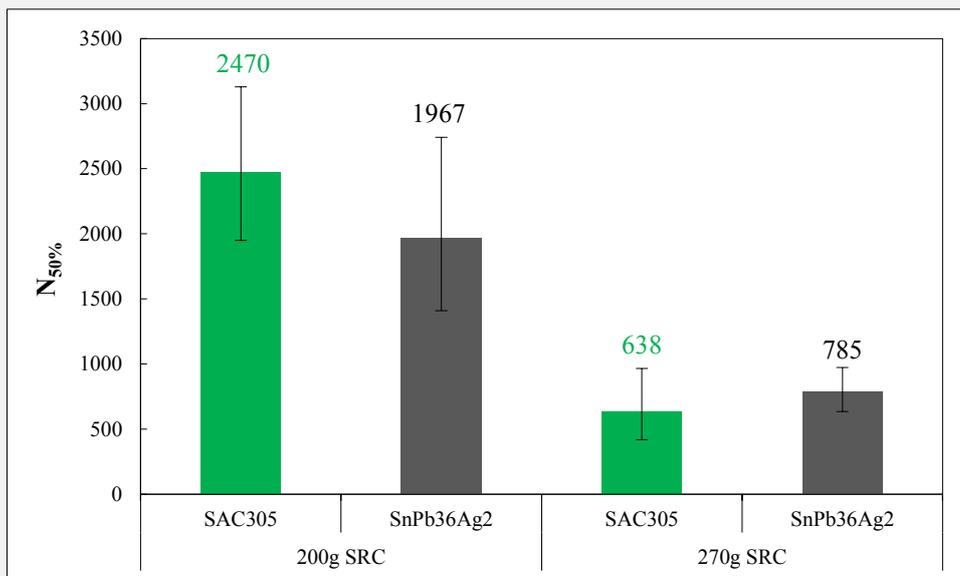


+ 2 autres types de défaut

- *Pad cratering* + ruptures des pistes Cu

Performance des joints de brasure SAC305 à -55°C

- Durabilité similaire à celle des interconnexions SnPb36Ag2



2.6. Conclusion du chapitre 2

La fatigue mécanique des joints de brasure SAC305 a été étudiée à travers l'étude de la durabilité en vibrations harmoniques, aléatoires et en chocs d'assemblages FBGA1152, PBGA324 et LCC68. Les essais réalisés à la fréquence de résonance des véhicules de test ont permis de générer un nombre important de données en durée de vie ($N_{50\%}$). Les mesures de déformées modales au vibromètre laser à balayage ont en outre permis de déterminer la courbure locale du PCB au voisinage des billes de brasure critiques pour chaque niveau de chargement. Ce paramètre a ensuite été utilisé comme élément de recalage pour les modélisations éléments-finis permettant de calculer les contraintes et déformations à l'échelle du joint de brasure. Ces trois étapes successives ont permis de construire trois modèles de fatigue différents. Les métriques d'endommagement considérées, représentant chacune un degré de raffinement supplémentaire, sont en effet représentatives d'une échelle spécifique. Le déplacement central imposé constitue ainsi un critère de fatigue macroscopique permettant de comparer facilement les résultats de durabilité entre les différents assemblages. La déformation surfacique du PCB calculée à partir des mesures expérimentales de déformées modales permet de décrire l'endommagement des interconnexions critiques à l'échelle mésoscopique, tout en s'affranchissant de la dépendance aux conditions aux limites. La déformation équivalente de von Mises générée dans les billes de brasure en coin de composant a ensuite été calculée par simulations éléments-finis. Le volume de calcul de ce critère de fatigue microscopique a été sélectionné à partir des analyses de défaillance ayant permis de distinguer les différents sites de rupture.

Cette base de données de lois de fatigue a ensuite été utilisée pour développer une méthodologie permettant d'estimer le niveau d'endommagement des assemblages FBGA1152 SAC305 soumis à des chargements en vibrations aléatoires. Des essais accélérés ont ainsi été effectués afin d'obtenir les temps à défaillance correspondant à quatre niveaux de DSP différents. À partir de mesures réalisées à l'aide d'une jauge de déformation placée sur la face inférieure du PCB, les signaux temporels des déformations équivalentes de von Mises générées dans les joints brasés en coin de composant ont pu être tracés. Le traitement de ces données par l'algorithme de comptage *rainflow* a ensuite permis d'attribuer un nombre de cycles pour chaque amplitude de déformation. Cette réorganisation de l'historique d'endommagement a ensuite été corrélée au modèle de fatigue microscopique et à la loi de cumul linéaire des dommages de Miner afin de calculer le dommage dans les billes de brasure critiques. En pratique, pour l'évaluation rapide de la durabilité d'un assemblage électronique quelconque, il sera nécessaire d'utiliser des moyens numériques. La principale problématique soulevée par ce type d'approche est le manque de données de recalage permettant d'assurer un niveau de précision satisfaisant pour le calcul du critère de fatigue.

La tenue mécanique aux chocs est finalement investiguée en générant des profils SRC au niveau du pot vibrant. Seulement deux niveaux de chargement ont été considérés afin d'évaluer la durabilité des assemblages FBGA1152 à -55°C , 20°C et 105°C . Les résultats en durée de vie ont montré que la sensibilité aux chocs à froid des brasures SAC305 n'était pas critique pour les profils SRC considérés. Les performances de l'alliage SAC305 sont similaires à celles de la composition SnPb36Ag2. L'analyse de la réponse temporelle des différents véhicules de test a également permis de mettre en évidence le rôle primordial de l'amortissement de l'assemblage sur sa durabilité résultante. En effet, malgré des déflexions centrales plus élevées à basses températures, la durée de vie des assemblages FBGA1152 SAC305 augmente lorsque la température diminue. Ces amplitudes plus importantes participent ainsi de façon significative au dommage accumulé dans les joints de brasure critiques mais sont contrebalancées par le fort amortissement induisant un retour plus rapide des véhicules de test à leur état d'équilibre non contraint. L'analyse microscopique des coupes micrographiques a enfin mis

en évidence les différents modes de défaillance générés au cours des essais en chocs. Le mode de rupture principal est différent de celui observé en vibrations puisque la zone la plus vulnérable de la jonction entre le composant et son substrat se situe à l'interface entre la couche intermétallique $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ et la finition de surface ENIG déposée sur les *pads* du PCB. La loi de fatigue mécanique étant basée sur des modes de fissuration ductile dans le matériau de brasure, la méthodologie développée pour évaluer le dommage dans les joints de brasure critiques ne peut être utilisée. L'étude développée ici ne se concentre cependant que sur deux niveaux de chargement. Cela ne signifie donc pas que ce type de rupture est représentatif de l'endommagement pouvant être provoqué sur une gamme plus élargie de chocs SRC.

L'étude de la fatigue mécanique des assemblages FBGA1152 SAC305 en vibrations sinusoïdales a permis de développer des modèles de fatigue mésoscopique et microscopique intéressant pour l'estimation de la durabilité des composants BGA. De futurs travaux sont néanmoins nécessaires pour évaluer l'influence de la forme des joints de brasure sur la durée de vie résultante de différents types de composants. Une modélisation éléments-finis des assemblages LCC68 serait ainsi intéressante dans l'optique de calculer la déformation équivalente de von Mises et de corrélérer les points correspondant avec la loi de Basquin obtenue avec l'assemblage FBGA1152 SAC305. L'étude de la loi de comportement élastoplastique de l'alliage SAC305 représentative des vitesses de déformation mises en jeu devra en outre être effectuée afin d'évaluer la durabilité des assemblages à hautes températures. Les mesures réalisées au vibromètre laser à balayage ont également permis de mettre en évidence les zones fortement contraintes de l'assemblage sans considérer le comportement ni la forme des joints de brasure. Ce critère mésoscopique constitue ainsi un paramètre important pour le dimensionnement de cartes électroniques et il convient donc de pouvoir l'estimer rapidement. Le logiciel DfR Solutions Sherlock permet de modéliser relativement rapidement (grâce à une base de données composants fournie) un assemblage de test et d'obtenir la cartographie des déformations surfaciques du PCB. Que ce soit en vibrations sinusoïdales ou aléatoires, il serait donc intéressant de comparer les résultats obtenus expérimentalement avec les valeurs données par cet outil numérique. Concernant l'étude de la tenue aux chocs, l'analyse de défaillance a montré que les niveaux SRC considérés ici ne permettent pas d'endommager l'alliage de brasure à proprement parlé. La vulnérabilité de la jonction est en effet plutôt contrôlée par l'interface IMC / couche de finition et il serait donc intéressant de développer une analyse éléments-finis basée sur un modèle de zones cohésives.

Chapitre 3

Étude de la fatigue thermomécanique de l'alliage SAC305

Mots clés

Température,
viscoplasticité,
endommagement,
restauration,
recristallisation

Ce troisième et dernier chapitre traite de la durabilité thermomécanique de l'alliage SAC305. Des essais accélérés en étuve thermique sont réalisés afin de générer suffisamment de données en durée de vie. Chaque configuration de test est ensuite modélisée pour le calcul du critère de fatigue par simulation éléments-finis. En utilisant la loi de comportement viscoplastique d'Anand déterminée au chapitre 1, la densité d'énergie de déformation inélastique dissipée dans la zone critique de chaque interconnexion est calculée. En corrélant le nombre de cycles à défaillance avec ce critère énergétique, le modèle de fatigue thermomécanique correspondant à l'alliage SAC305 est ainsi déterminé. Le phénomène de recristallisation caractéristique de l'endommagement thermomécanique des joints de brasure est finalement étudié. L'évolution microstructurale engendrée au cours des cycles thermiques est mise en évidence à travers l'analyse EBSD de coupes micrographiques correspondant à des composants ayant subi différents niveaux d'endommagement. La coalescence des composés intermétalliques Ag_3Sn , la perte de texturation cristallographique, la création de joints de grains à fort angle de désorientation et la disparition des macles hexacycliques observées après refusion sont les indicateurs identifiés de l'endommagement thermomécanique des interconnexions SAC305.

3.1. Introduction

La rupture par fatigue thermomécanique des joints de brasure induite au cours de variations de température est la première cause de défaillances des assemblages électroniques. L'évaluation locale des chargements thermomécaniques exercés sur les brasures est donc fondamentale pour développer des modèles d'estimation de la durée de vie des assemblages électroniques soumis à des cycles thermiques sévères. Il existe plusieurs méthodologies pour évaluer les contraintes locales à partir d'un chargement thermique. Les principales méthodes sont numériques et analytiques, chacune ayant leurs avantages et inconvénients. Les simulations numériques ont pour principal atout de pouvoir modéliser un problème avec précision et de tenir compte de physiques variées. Cette méthode numérique est cependant longue à mettre en œuvre et peut nécessiter des temps de calculs élevés. Les modèles analytiques sont plus limités et nécessitent de nombreuses hypothèses simplificatrices (hypothèses fortes sur la géométrie notamment), mais ont l'avantage d'être simples d'utilisation et de permettre une évaluation rapide pour un problème donné. Quelle que soit la méthode employée, les problèmes liés à la multitude de configurations d'assemblages possibles (due à l'introduction sur le marché de nouveaux matériaux et boîtiers par exemple) vont survenir. Selon le degré de précision recherché, les moyens de calcul à disposition et les contraintes de temps imposées, l'utilisateur pourra s'orienter vers l'une ou l'autre méthode.

La première partie de ce chapitre a pour objectif d'effectuer une revue des modèles de fatigue thermomécanique permettant d'estimer la durée de vie des joints de brasure disponibles dans la littérature. Historiquement, ces lois ont d'abord été basées sur l'utilisation de la déformation plastique comme critère de fatigue. Au fur et à mesure de l'amélioration des connaissances sur les mécanismes de déformation mis en jeu lors de variations de température, la contribution viscoplastique a finalement été considérée et incorporée aux lois de fatigue. Aujourd'hui, les modèles prédictifs permettant d'évaluer la durabilité des assemblages électroniques sans plomb sont majoritairement basés sur des critères de fatigue énergétiques. Ces améliorations continues sont en partie le fruit de l'investigation des phénomènes thermomécaniques ayant lieu à l'échelle microscopique. L'évolution des caractéristiques microstructurales de l'alliage SAC305 aux cours de cycles thermiques constitue en effet un indicateur de l'endommagement thermomécanique des joints de brasure. Une revue de l'état de l'art concernant ces aspects microstructuraux est ainsi effectuée en se concentrant principalement sur le phénomène de recristallisation, couramment observé au niveau de joints brasés après cyclage thermique.

La détermination du modèle de fatigue thermomécanique suit la même approche que celle développée pour l'évaluation de la tenue mécanique des joints de brasure SAC305. Une campagne d'essais accélérés en cyclage thermique est mise en place afin de générer un nombre important de résultats en durée de vie. Différents véhicules de test (VT) composés de plusieurs types de composants sont ainsi fabriqués. Les composants assemblés sont choisis de telle sorte qu'ils couvrent plusieurs géométries de joints de brasure rencontrées sur les assemblages électroniques réels. Les différents lots de cartes fabriqués diffèrent par leur empilement (DF ou MC), l'épaisseur des PCB considérés, ainsi que par l'alliage de brasure utilisé (SAC305, SnPb36Ag2 et SB6NX58-M500SI = KOKI). Dans le cadre de cette étude, 5 cycles thermiques ont été définis afin de mettre en évidence l'influence de l'amplitude des excursions thermiques ainsi que celle du temps de palier imposé aux températures extrêmes. Toutes ces configurations d'essai correspondent à autant de niveaux de sollicitations thermomécaniques générées dans les joints d'interconnexion. Afin de quantifier ces chargements et dégager un critère de fatigue adapté, les différentes cartes de test sont modélisées et la densité d'énergie de déformation inélastique accumulée dans les joints d'interconnexion est calculée par

simulation éléments-finis en considérant la loi de comportement viscoplastique d'Anand déterminée au chapitre 1. Le calcul de cette métrique s'effectue au niveau des zones les plus endommagées des brasures précédemment identifiées à partir des analyses de défaillance. À chaque configuration de test correspond ainsi un critère de fatigue énergétique et un nombre de cycle à défaillance dont la corrélation permet d'établir le modèle de fatigue thermomécanique de l'alliage SAC305. La durabilité de chaque composition d'alliage étudiée est comparée et les influences de l'empilement et de l'épaisseur des PCB sur l'inertie thermique des assemblages de test sont également discutées. Une règle de fabrication spécifique consistant à équilibrer le diamètre des plages de report en cuivre du PCB avec l'ouverture des *pads* des composants à billes est en outre investiguée à travers les résultats en durée de vie et une analyse éléments-finis spécifique. Enfin, une comparaison est effectuée entre la loi de fatigue obtenue selon le formalisme implémentée dans le logiciel Sherlock et celle déterminée à partir des calculs éléments-finis.

L'évolution de la microstructure des joints de brasure SAC305 soumis à des variations rapides de température est finalement étudiée à travers une analyse EBSD. Les observations sont effectuées sur des échantillons retirés de l'étuve thermique au fur et à mesure des essais accélérés. Chaque coupe micrographique considérée correspond donc à un niveau d'endommagement particulier. Les caractéristiques microstructurales investiguées sont la taille et l'orientation cristalline des grains β -Sn, les angles de désorientation des joints de grains et le diamètre équivalent des particules intermétalliques Ag_3Sn . L'évolution de ces quatre paramètres microstructuraux traduit l'apparition des phénomènes de restauration et de recristallisation caractéristiques de l'endommagement thermomécanique des joints de brasure SAC305. Les composants considérés dans le cadre de cette étude sont les boîtiers WLP900 et les résistances R2512 ayant subis des cycles thermiques entre $-55^\circ C$ et $125^\circ C$, pour une rampe de $10^\circ C \cdot min^{-1}$ et un temps de maintien aux paliers de 15 minutes. La microstructure des interconnexions SAC305 après refusion étudiée au chapitre 1 est à nouveau considérée ici puisqu'elle constitue « l'empreinte digitale » des brasures non-endommagées. Des essais de nanoindentation sont par ailleurs réalisés afin de quantifier mécaniquement l'effet induit par la recristallisation des grains β -Sn au cours des cycles thermiques.

3.2. Étude bibliographique

La fatigue thermomécanique correspond au domaine des faibles nombres de cycles à défaillance (*Low Cycle Fatigue* ou LCF en anglais). Les joints brasés soumis à des variations de température ne présentent donc généralement pas des durées de vie supérieures à 10^4 cycles. L'évaluation de la durabilité des assemblages électroniques dans de telles conditions environnementales nécessite la détermination d'un critère de fatigue adapté. Contrairement aux chargements en vibrations où l'hypothèse élastique pouvait raisonnablement être retenue à température ambiante, le comportement des alliages de brasure en cyclage thermique implique la considération des contributions plastique et viscoplastique. Les amplitudes thermiques générées lors du cycle de vie des équipements électroniques embarqués ou lors des essais accélérés sont en effet telles que les alliages de brasure ductiles travaillent dans leur domaine plastique. De plus, pour une fréquence de sollicitation si basse et pour une telle gamme de température homologues ($T_H > 0.4 - 0.5$), les phénomènes dépendant du temps sont activés et représentent ainsi une contribution prépondérante à l'endommagement des brasures. La première partie de ce travail bibliographique a donc pour objectif de récapituler les principaux modèles de durée de vie thermomécaniques développés dans la littérature en fonction des différents critères de fatigue considérés.

À l'échelle microscopique, l'endommagement thermomécanique des alliages de brasure à base d'étain est caractérisé par l'apparition du phénomène de recristallisation. Cette création de grains β -Sn de plus faibles dimensions à partir des macrograins caractéristiques de la morphologie des interconnexions SAC après refusion est accompagnée de toute une série d'évolutions microstructurales dans les zones de fortes déformations. Ces déformations induites par le différentiel de CTE entre les éléments de l'assemblage engendrent en effet la création et le mouvement de dislocations au sein des grains β -Sn. La recristallisation est finalement la traduction microstructurale de la libération d'énergie interne plastique accumulée dans ces zones de fortes déformations au cours des cycles thermiques. Elle précède systématiquement l'initiation et la propagation des fissures de fatigue générées au cours de l'endommagement thermomécanique. Il est donc primordial de connaître les causes de son apparition et ses implications mécaniques. La deuxième partie de cette étude bibliographique a donc pour but de décrire le phénomène de recristallisation à travers les publications couramment citées dans la littérature et d'identifier les paramètres permettant de corréler l'évolution de la microstructure des alliages SAC à leur modèle de fatigue thermomécanique associé.

3.2.1. Modèles de fatigue thermomécanique

L'initiation et la propagation des fissures de fatigue générées lors de sollicitations en cyclage thermique résultent principalement des différences de CTE entre le composant et le PCB. Ces dilatations différentielles vont en effet engendrer des déformations en cisaillement dans les joints d'interconnexion. La répétition cyclique de ces sollicitations va finalement pouvoir mener à la défaillance de l'assemblage électronique. L'étude des chargements locaux générés au niveau des joints de brasure au cours de cycles thermiques a été explicitée au chapitre 1 (partie 1.5.1) mais est résumé de façon schématique et simplifiée en Figure 3-1.

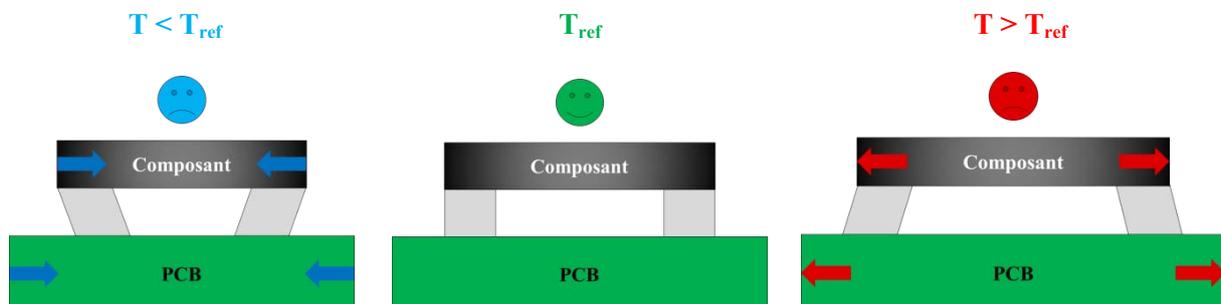


Figure 3-1 Schématisation du cisaillement cyclique engendré au niveau des joints de brasure au cours de sollicitations thermomécaniques ($\alpha_{\text{composant}} < \alpha_{\text{PCB}}$)

Un modèle de fatigue thermomécanique permet de corréler une certaine métrique à un nombre de cycles à défaillance obtenu à partir de résultats d'essais accélérés. Le choix du critère de fatigue est de première importance puisqu'il doit être représentatif de l'endommagement subi par le matériau de brasage au cours de l'endommagement thermomécanique. Les modèles de fatigue sont généralement introduits par une loi puissance selon l'équation (3-1). L'indice « t » signifie « thermomécanique » (cf. Figure 8).

$$X_t = K_t(N)^{c_t} \quad (3-1)$$

X_t	Critère de fatigue thermomécanique
K_t, c_t	Paramètres matériaux
N	Nombre de cycles à défaillance

Les dimensions des joints de brasure étant trop faibles pour permettre la mesure directe des contraintes et déformations, la modélisation éléments-finis est couramment utilisée pour évaluer le niveau de chargement généré au niveau des interconnexions lors des essais accélérés en cyclage thermique. Ce calcul permet ainsi de déterminer la métrique d'endommagement considérée pour l'évaluation de la fatigue thermomécanique des brasures. Ce calcul nécessite la détermination préalable de la loi de comportement de l'alliage en question. Le modèle viscoplastique choisi doit en effet être représentatif des amplitudes et vitesses de sollicitation générées lors des variations de température. La précision du calcul dépend également du maillage attribué au modèle géométrique. La technique de calcul de la moyenne du critère de fatigue permettant de minimiser la sensibilité au maillage et qui a été utilisée au chapitre 2, peut également s'appliquer dans le cadre de l'évaluation de la durabilité thermomécanique des assemblages électroniques. Un dernier élément important à prendre en compte est la zone du joint d'interconnexion dans laquelle est effectivement calculée la moyenne de la métrique d'endommagement. De la même façon que les modes de défaillance ont guidé le choix de cette zone dans le cadre de l'évaluation de la fatigue mécanique, l'identification expérimentale des sites d'initiation et de propagation des fissures de fatigue permet d'attribuer une zone de récupération pertinente des résultats de simulations. Plusieurs auteurs se sont penchés sur la question de cette zone de calcul du critère de fatigue moyenné [167] [168]. Par exemple, Che et al. ont mis en évidence que dans le cas d'une bille de brasure où la fissure se situe du côté du composant, le fait de considérer une couche entière d'éléments dans un premier temps, puis une couronne périphérique d'éléments dans un second temps, aboutissait à une différence de durée de vie de 32%. Les auteurs concluent en estimant que la couronne d'éléments périphériques constitue le choix le plus approprié (Figure 3-2).

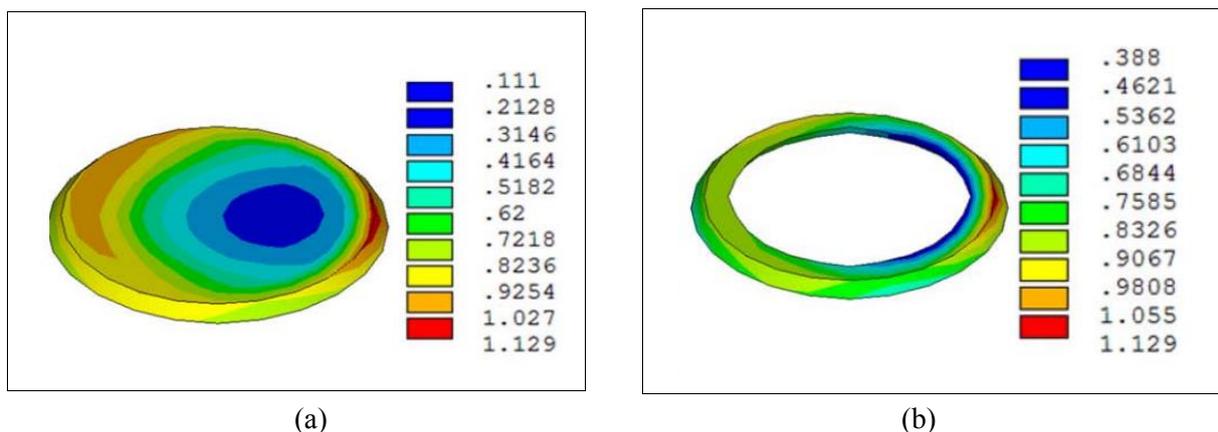


Figure 3-2 Densité d'énergie de déformation inélastique (MPa) récupérée dans (a) une couche entière d'éléments et (b) dans une couronne périphérique d'éléments [168]

Au cours des années, le critère de fatigue sélectionné pour l'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques en environnement thermique a évolué afin de prendre en compte les différentes contributions comportementales des alliages de brasure. Les premières lois de fatigue considérant simplement la déformation plastique des joints brasés ont en effet été substituées par les modèles de fatigue énergétiques couramment utilisés de nos jours.

a) Modèles de fatigue basés sur la déformation plastique

Le modèle de fatigue le plus simple pour l'évaluation de la durabilité thermomécanique des brasures est la loi de Coffin-Manson (Équation 3-2). Elle fait intervenir l'amplitude des déformations plastiques comme critère de fatigue et a initialement été développée pour évaluer la fatigue oligocyclique des métaux ductiles [169]. Cette équation constitutive a été indépendamment déterminée par L.F. Coffin et S.S. Manson en 1954, d'où le nom qu'elle porte aujourd'hui.

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N)^c \quad (3-2)$$

$\Delta \varepsilon_p$	Amplitude de déformation plastique
ε'_f	Coefficient de ductilité
c	Exposant de ductilité
N	Nombre de cycles à défaillance

Plusieurs auteurs ont reporté les valeurs des paramètres du modèle de Coffin-Manson correspondant à l'alliage eutectique 63Sn-37Pb [170]. Motalab et al. ont tracé la courbe de fatigue correspondant à la durabilité d'assemblages PBGA SAC305 à partir d'essais accélérés et de modélisations éléments-finis [171]. Les problématiques d'estimation de la durée de vie des assemblages électroniques ont amené à se poser des questions vis-à-vis des modèles de fatigue utilisés avec les alliages sans plomb. La loi développée par Coffin et Manson fait par exemple fi des composantes élastique et viscoplastique des déformations subies par les joints de brasure au cours de cycles thermiques. Afin de pallier en partie à cette limitation, la somme des contributions élastique et plastique respectivement décrites par les équations de Basquin et Coffin-Manson peut être considérée afin d'obtenir une expression reliant le nombre de cycles à défaillance à la déformation totale indépendante du temps [172]. Cette relation constitue une amélioration au modèle purement plastique initial puisque qu'elle couvre à la fois la fatigue à faible et grand nombre de cycles à défaillance. Elle a notamment été utilisée par Zhou afin de comparer la durabilité des alliages SAC305 et 63Sn-37Pb [142]. La figure suivante montre les courbes de fatigue obtenues pour ces deux types de brasure en considérant l'amplitude de déformation totale.

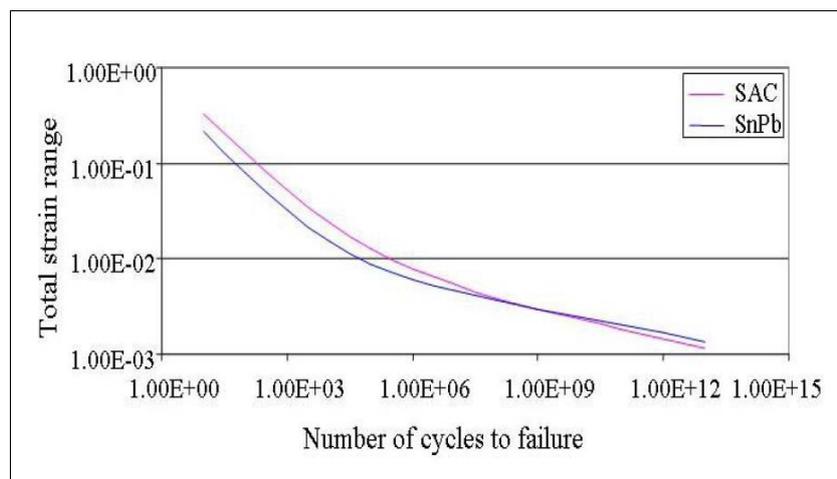


Figure 3-3 Courbes de fatigue correspondant aux alliages de brasure SAC305 et 63Sn-37Pb [142]

Solomon a développé un modèle de Coffin-Manson modifié en cisaillement afin de rendre compte du mode de sollicitation principalement subi par les joints d'interconnexion au cours de cycles thermiques. Il a ainsi pu déterminer les paramètres matériaux correspondant à l'alliage proche eutectique 60Sn-40Pb [173]. Le formalisme mathématique correspondant à la loi de fatigue développée est le suivant :

$$\Delta \gamma_p N^\alpha = \theta \quad (3-3)$$

$\Delta \gamma_p$	Amplitude de déformations plastique en cisaillement
α, θ	Paramètres matériaux
N	Nombre de cycles à défaillance

Même si cette loi de fatigue est plus représentative que le modèle de Coffin-Manson compte-tenu de la prise en compte du cisaillement des interconnexions, elle reste néanmoins limitée d'un point de vue phénoménologique puisque les déformations viscoplastiques ne sont pas considérées.

b) Considération de la composante viscoplastique

Afin de prendre en compte la viscoplasticité, Knecht et Fox ont proposé un modèle de fatigue basé sur les déformations générées par le fluage (*matrix creep*) de la brasure et qui tient également compte de sa microstructure [174]. Ce modèle a ensuite été amélioré par Syed qui a ajouté la contribution viscoplastique due au mécanisme de glissement aux joints de grains [175]. Ces modèles ne considèrent cependant plus la contribution plastique qui reste malgré tout prépondérante lors de chargements thermomécaniques. Pang et al. ont alors suggéré d'utiliser la loi de cumul linéaire des dommages de Miner afin de développer une loi de fatigue prenant en compte à la fois les déformations plastiques indépendantes et dépendantes du temps [176]. Engelmaier a finalement développé un modèle de fatigue en se basant sur l'estimation de la déformation totale en cisaillement et qui contient donc les composantes élastiques, plastiques et viscoplastiques : $\Delta\gamma_t = \Delta\gamma_e + \Delta\gamma_p + \Delta\gamma_{vp}$ [177]. L'amplitude de déformation totale en cisaillement pour les composants CMS peut être évaluée simplement à partir des dimensions et des propriétés mécaniques des éléments de l'assemblage, de l'amplitude thermique appliquée au cours des cycles ainsi que de la géométrie des joints de brasure.

$$N = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta\gamma_t}{2\varepsilon_f'} \right)^{\frac{1}{c}} \quad (3-4)$$

$$c = c_0 + c_1 \bar{T}_b + c_2 \ln \left(1 + \frac{360}{t_{palier}} \right) \quad (3-5)$$

$$\Delta\gamma_t = \frac{FL_D \Delta\alpha \Delta T}{h_b} \quad (3-6)$$

$\Delta\gamma_t$	Déformation en cisaillement totale
N	Nombre de cycles à défaillance
ε_f'	Coefficient de ductilité
c	Exposant de ductilité
\bar{T}_b	Température moyenne du cycle
t_{palier}	Temps de maintien aux paliers
L_D	Distance à l'axe neutre
$\Delta\alpha$	Δ CTE entre le composant et le PCB
ΔT	Excursion thermique
h_b	Hauteur de brasure
F	Facteur d'ajustement

Le ratio $360 / t_{palier}$ représente la fréquence de sollicitation exprimée en nombre de cycles par jour. Le temps de palier traduit ici la durée disponible pour que les déformations viscoplastiques en fluage et relaxation de contrainte puissent avoir lieu. Le facteur F permet d'ajuster le modèle dont les hypothèses trop simplificatrices ne permettent pas de tenir compte des effets de second ordre (géométrie des joints de brasure, temps de propagation des fissures, type de boîtier etc.). À partir du formalisme mathématique développé et de résultats en cyclage thermique, Engelmaier a déterminé les constantes de son modèle pour l'alliage de brasure sans plomb SAC305 [178] [179]. Chai et al. ont récemment conduit des essais combinés de variations de température et de cycles de puissance ON/OFF lors des paliers à hautes températures sur des véhicules de test composés de composants LCC assemblés en SAC305 [180]. Grâce à une régression non-linéaire, ils ont pu déterminer un nouveau jeu de paramètres du modèle d'Engelmaier correspondant à l'alliage SAC305. Le tableau 3-1 récapitule les différentes valeurs des constantes du modèle d'Engelmaier issues de la littérature.

Tableau 3-1 Paramètres du modèle de fatigue d'Engelmaier correspondant à l'alliage SAC305

Référence	Engelmaier (2008) [178]	Engelmaier (2009) [179]	Chai (2014) [180]
ε'_f	0.240	0.425	0.286
c_0	0.390	0.480	-0.367
c_1	9.30×10^{-4}	9.30×10^{-4}	-9.69×10^{-4}
c_2	-1.93×10^{-2}	-1.92×10^{-2}	2.21×10^{-2}

c) Modèles de fatigue énergétiques

Les modèles de fatigue aujourd'hui couramment utilisés sont basés sur un critère énergétique. La détermination de la densité d'énergie de déformation inélastique dissipée au cours d'un cycle a en effet l'avantage de tenir compte à la fois de l'amplitude des déformations et des contraintes générées. Cette métrique est généralement calculée par simulations éléments-finis mais peut également être mesurée comme cela a été le cas dans la partie 1.5 du chapitre 1 en calculant l'aire de la boucle d'hystérésis contrainte - déformation obtenue. Plusieurs auteurs ont fait état des bénéfices apportés par le choix de cette grandeur physique comme critère de fatigue [181] [182]. La première loi de fatigue considérant ce type de critère a été développée par Morrow en 1965 [183] :

$$N^m \Delta W = C \quad (3-7)$$

$$\text{où } N = K_1 (\Delta W)^{K_2} \quad (3-8)$$

$$\text{avec } K_1 = C^{\frac{1}{m}} \text{ et } K_2 = -\frac{1}{m} \quad (3-9) \text{ et } (3-10)$$

ΔW	Densité d'énergie de déformation inélastique
m	Exposant de fatigue
C	Coefficient de ductilité
N	Nombre de cycles à défaillance

Tout comme le modèle de Coffin-Manson, la loi de fatigue énergétique de Morrow peut être modifiée en fréquence afin d'inclure l'influence non négligeable de la vitesse de sollicitation [181]. À partir d'essais en flexion et en cyclage thermique réalisés sur des assemblages SAC405, Kim et al. ont pu corréliser les durées de vie mesurées à la densité d'énergie de déformation inélastique calculée par simulation éléments-finis et ainsi déterminer les paramètres m et C de la loi de fatigue [184]. Syed a également mis au point un modèle de fatigue basé sur le calcul de l'énergie viscoplastique accumulée au cours des sollicitations thermomécaniques cycliques [185]. En se basant d'abord sur une loi de comportement en double-loi puissance permettant de discriminer les différents mécanismes de fluage à faibles et fortes contraintes, il a développé une loi de fatigue considérant l'endommagement engendré par chaque mécanisme. En considérant ensuite l'hypothèse selon laquelle le dommage généré dans les joints de brasure SAC est négligeable dans la gamme des faibles contraintes, Syed a déterminé les constantes de son modèle pour l'alliage SAC405. Motalab a également déterminé les constantes du modèle de Morrow correspondant à l'alliage SAC305 pour différents niveaux de vieillissement isotherme [167]. Dans son manuscrit de thèse, Chai a mis en évidence que le modèle de Morrow basé sur un critère énergétique présentait une meilleure corrélation que la loi de fatigue considérant l'amplitude des déformations [186]. Les résultats d'essais accélérés en cyclage thermique sur des assemblages composés de différents LCC, combinés à leur modélisation éléments-finis ont ainsi permis de déterminer les paramètres du modèle de Morrow pour les alliages SnPb36Ag2 et SAC305. À ce jour, seules les études menées par Motalab et Chai ont permis de déterminer les constantes du modèle de fatigue de Morrow pour l'alliage de brasure SAC305. La Figure 3-4 présente les courbes obtenues par ces deux auteurs et les constantes K_1 et K_2 du modèle de Morrow associées pour les alliages SAC305 et SnPb36Ag2. La loi de fatigue déterminée par Motalab est plus conservative que celle développée par Chai.

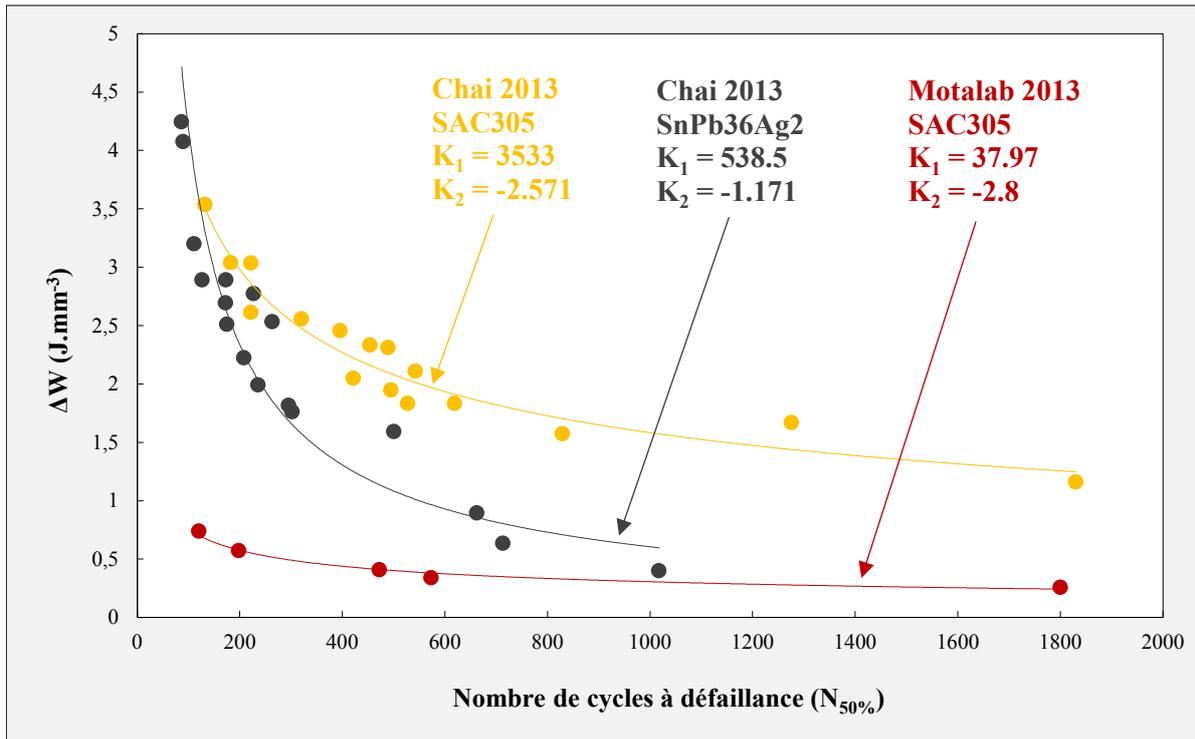


Figure 3-4 Courbes constitutives du modèle de Morrow obtenues pour les alliages de brasure SAC305 et SnPb36Ag2 [167] [186]

Enfin, il est intéressant d'expliciter le modèle de fatigue implémenté dans le logiciel DfR Solutions Sherlock permettant d'estimer la durée de vie d'assemblages électroniques complexes. Il correspond à une version modifiée du modèle d'Engelmaier permettant dans un premier temps de calculer l'amplitude de déformation totale moyenne générée lors de cycles thermiques [187]. Cette version transformée de l'équation d'Engelmaier prend en compte un facteur de correction qui est fonction de la température maximale et du temps de palier imposé à ce seuil thermique (3-11). La deuxième équation constitutive du modèle de fatigue permet d'estimer la force de cisaillement subie par les joints de brasure (3-12). Le système mécanique à partir duquel est calculée cette force est composé du boîtier, du PCB, de la brasure ainsi que de la plage de report en cuivre qui a un rôle sur le cisaillement du joint brasé. À partir de ces deux premières équations, il est possible de déterminer la densité d'énergie de déformation inélastique dissipée (3-13) et ainsi d'évaluer la durée de vie de l'assemblage étudié en considérant la loi de fatigue énergétique développée par Syed (3-14) [185].

$$\overline{\Delta\gamma}_t = \frac{L_D \Delta\alpha \Delta T}{h_b} \left(\frac{t_{palier}^{haut}}{360} \right) e^{2185 \left(\frac{1}{378} - \frac{1}{T_{max} + 273} \right)} \quad (3-11)$$

$$F = \frac{L_D \Delta\alpha \Delta T}{\frac{L_D}{E_c A_c} + \frac{L_D}{E_p A_p} + \frac{h_b}{A_b G_b} + \frac{h_{Cu}}{A_{Cu} G_{Cu}} + \frac{2 - \nu}{9 G_p a}} \quad (3-12)$$

$$\Delta W = 0.5 \overline{\Delta\gamma}_t \frac{F}{A_b} \quad (3-13)$$

$$N = (0.0012 \Delta W)^{-1} \quad (3-14)$$

$\overline{\Delta\gamma}_t$	Déformation totale moyenne
T_{max}	Température maximale
t_{palier}^{haut}	Temps de palier à T_{max}
F	Force de cisaillement
h	Hauteur
ν	Coefficient de Poisson
E	Module d'Young
A	Surface
G	Module de cisaillement
a	Longueur du <i>pad</i> de cuivre

Les indices b , c , P et Cu signifient respectivement brasure, composant, PCB et cuivre. Les différents paramètres géométriques sont explicités à partir d'un modèle éclaté d'un assemblage électronique localisé au niveau d'un joint de brasure (Figure 3-5).

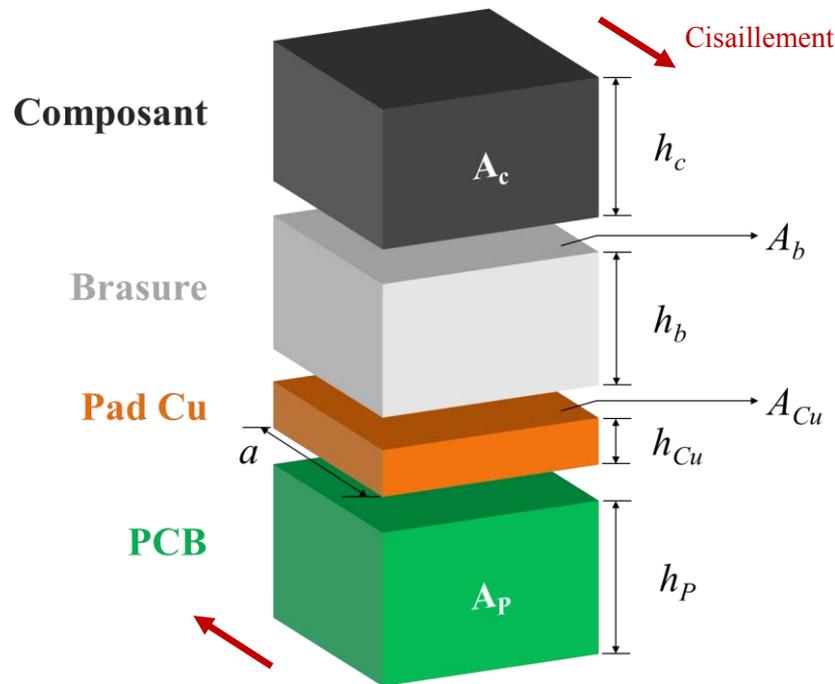


Figure 3-5 Vue éclatée locale d'un assemblage électronique – Notations utilisées dans le modèle Sherlock

Afin d'améliorer les modèles de fatigue existant par des considérations de mécanique de la rupture, Darveaux a mis en place un modèle d'évaluation de la durée de vie thermomécanique tenant compte de l'initiation et de la propagation des fissures de fatigue [188]. Son modèle, adapté de la loi de Paris, se divise donc en deux contributions : le nombre de cycles nécessaire pour initier une fissure de fatigue (3-15), puis la vitesse de propagation de la fissure (3-16). Une limitation de ce modèle réside dans l'hypothèse d'une vitesse de propagation constante qui n'est pas représentative du régime transitoire atteint lors de l'endommagement des brasures.

$$N_0 = K_1(\Delta W)^{K_2} \quad (3-15)$$

$$\frac{da}{dN} = K_3(\Delta W)^{K_4} \quad (3-16)$$

$$N = N_0 + \frac{a}{da/dN} \quad (3-17)$$

ΔW	Densité d'énergie de déformation inélastique
N_0	Nombre de cycle à initiation de la fissure
da/dN	Vitesse de propagation de la fissure
N	Nombre de cycle à défaillance
a	Longueur de la fissure finale
$K_i, i \in [1,4]$	Paramètres matériaux

Yu et al. ont étudié la durabilité de composants BGA SAC305 soumis à des cycles de température entre 0°C et 100°C [189]. Les analyses de défaillance couplées à la modélisation éléments-finis ont montré que les billes de brasure les plus endommagées se situent en coin de composant. En utilisant le modèle de Darveaux, sans toutefois donner les valeurs des paramètres ni citer la publication dont elles sont issues, les auteurs ont pu mettre en évidence l'influence d'un pré-chargement des joints de brasure sur leur durée de vie résultante. Basit et al. ont déterminé les paramètres K_i du modèle de Darveaux pour l'alliage SAC305 à partir d'essais accélérés en cyclage thermique effectués sur des assemblages de composants BGA [190]. Le critère de fatigue énergétique a été calculé par simulation éléments-finis en considérant la loi viscoplastique d'Anand.

d) Modèles de facteurs d'accélération (AF)

Les modèles de facteur d'accélération (nommés « modèles AF » par la suite) permettent d'estimer la durée de vie d'un assemblage électronique soumis à certaines conditions environnementales en fonction de sa durabilité mesurée dans des conditions spécifiques d'essais accélérés. Le facteur d'accélération est rigoureusement défini comme le rapport entre la durée de vie d'un équipement électronique fonctionnant dans ses conditions réelles d'utilisation sur la durée de vie de ce même équipement lors d'essais accélérés.

$$AF = \frac{N_{réel}}{N_{test}} \quad (3-18)$$

AF	Facteur d'Accélération
$N_{réel}$	Nombre de cycles à défaillance en conditions réelles
N_{test}	Nombre de cycles à défaillances en conditions d'essai

Ce type de loi est attrayant pour les industriels qui peuvent ainsi estimer la durabilité d'assemblages électroniques en fonction de paramètres environnementaux. La validité de ce type de modèle est néanmoins soumise au fait que les mécanismes de défaillance doivent être les mêmes en conditions réelles d'utilisation et en conditions d'essai. Initialement développé pour l'alliage eutectique 63Sn-37Pb, c'est historiquement le modèle de Norris-Landzberg qui a été largement utilisé pour l'estimation de la durée de vie des brasures [191].

$$AF = \left(\frac{f_{réel}}{f_{test}}\right)^{-m} \left(\frac{\Delta T_{réel}}{\Delta T_{test}}\right)^{-n} \left[e^{\frac{E_a}{k_B} \left(\frac{1}{T_{max,réel}} - \frac{1}{T_{max,test}} \right)} \right] \quad (3-19)$$

f	Fréquence de cyclage
ΔT	Excursion thermique
E_a	Énergie d'activation
k_B	Constante de Boltzmann
T_{max}	Température maximale
m, n	Paramètres matériaux

Les valeurs correspondantes pour l'alliage 63Sn-37Pb sont $m = 1/3$, $n = 1.9$ et $E_a/k_B = 1414$. À partir de ce modèle de base, une multitude de modèles AF de type Norris-Landzberg modifié ont ensuite vu le jour au fur et à mesure de l'apparition des nouveaux alliages sans plomb. Pan et al. ont étudié la durabilité thermomécanique de différents composants CMS brasés avec l'alliage SAC305 [192]. En faisant varier l'amplitude thermique, la température maximale et les temps de palier (c'est-à-dire la fréquence des cycles), les auteurs ont réussi à déterminer les paramètres du modèle de Norris-Landzberg correspondant à l'alliage SAC305 ($m = 0.136$, $n = 2.65$ et $E_a/k_B = 2185$). Sans rentrer dans une énumération exhaustive des différents modèle AF existant, il est tout de même intéressant de noter les travaux de Miremadi et al. qui ont mis au point une expression de facteur d'accélération pour les joints brasés SAC305 [193]. Pour ce même alliage, Vasudevan et al. ont également déterminé les constantes du modèle de Norris-Landzberg avec $m = 0.33$, $n = 1.9$ et $E_a/k_B = 1414$ [194]. J.P. Clech a également développé un modèle AF basé sur un critère de fatigue énergétique applicable aux alliages de brasure SAC305 et SAC396 [74]. L'hypothèse de départ stipule que le nombre de cycles à défaillance est inversement proportionnel à la densité d'énergie de déformation inélastique (c'est-à-dire que l'exposant de fatigue vaut 1). Les travaux récents de Motalab et Chai montrent cependant que cette valeur tend à être légèrement plus importante en valeur absolue. Son modèle est plus complet que le modèle de référence de Norris-Landzberg puisque le facteur d'accélération dépend ici des températures extrêmes, de la durée des paliers aux températures basse et haute, de l'excursion thermique ainsi que d'un paramètre représentatif de l'assemblage. Le modèle a été développé à partir de données obtenues sur des composants à billes assemblés via un procédé sans plomb SAC305. Les températures extrêmes considérées varient de 0°C à 40°C pour les températures basses et entre 60°C et

100°C pour les températures hautes. La variabilité de la fréquence des cycles est prise en considération en faisant varier les temps de palier de 10 à 60 minutes. Le critère de fatigue étant la densité d'énergie de déformation inélastique, cela suppose de connaître le modèle de comportement viscoplastique de l'alliage SAC305. J.P. Clech considère une loi simple de Norton modifié en cisaillement :

$$\dot{\gamma}_{in} = A\tau^n e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (3-20)$$

A	Paramètre matériau
n	Exposant de viscosité
Q	Énergie d'activation
R	Constante des gaz parfaits

Le modèle AF de J.P. Clech adapté à l'estimation de la durée de vie des assemblages électroniques SAC305 et SAC396 s'exprime de la façon suivante :

$$AF = \frac{N_1}{N_2} = \left(\frac{\Delta T_1}{\Delta T_2}\right)^2 \frac{1 - c\Delta T_1^{-1} \left(t_{froid,1}^{-m} e^{\frac{Q''}{T_{min,1}}} + t_{chaud,1}^{-m} e^{\frac{Q''}{T_{max,1}}} \right)}{1 - c\Delta T_2^{-1} \left(t_{froid,2}^{-m} e^{\frac{Q''}{T_{min,2}}} + t_{chaud,2}^{-m} e^{\frac{Q''}{T_{max,2}}} \right)} \quad (3-21)$$

T_{min}	Température basse	ΔT	Excursion thermique
T_{max}	Température haute	c	Constante caractéristique de l'assemblage
t_{froid}	Temps de palier bas	m	$= 1/(n - 1)$
t_{chaud}	Temps de palier haut	Q''	$= mQ/R$

Les valeurs de m et Q'' correspondant à l'alliage SAC305 sont respectivement égales à -0.19275 et 705.5. La valeur moyenne du facteur c dépendant des éléments de l'assemblage vaut 3.9188 dans le cadre spécifique de l'étude abordée. Pour d'autres configurations d'assemblages, il conviendra de déterminer ce facteur en recalant le modèle à des résultats d'essais accélérés.

Les différents modèles de fatigue présentés dans cette revue bibliographique font apparaître une multitude de métriques d'endommagement dont le niveau de représentativité dépend des essais à partir desquels la loi est développée. Dans le cadre de la fatigue thermomécanique des joints de brasure SAC305, les modèles de type Morrow apparaissent clairement comme les lois de fatigue les plus adaptées. La densité d'énergie de déformation inélastique dissipée au cours des cycles thermiques prend en effet en compte, à la fois les déformations viscoplastiques dont la contribution est prépondérante pour ce type de sollicitation, ainsi que l'amplitude des contraintes générées au niveau des interconnexions. Ce critère énergétique peut être déterminé en considérant plusieurs méthodes présentant elles-mêmes différents niveaux de précision. La mesure directe des sollicitations en cisaillement via l'utilisation de jauges de déformation explicitée au chapitre 1 apparaît comme la méthode la plus précise. Elle est cependant coûteuse pour ce qui est des moyens et du temps. Les simulations éléments-finis permettent relativement simplement de calculer la densité d'énergie de déformation dissipée dans les joints d'interconnexion. Cette méthodologie numérique nécessite cependant la connaissance des lois de comportement élastique, plastique et viscoplastique de l'alliage étudié, ainsi que les propriétés mécaniques des éléments de l'assemblage (matériaux constitutifs du composant et du PCB). Enfin, la méthode hybride basée sur des approches analytiques et numériques développées dans le logiciel Sherlock permet, *a priori*, d'atteindre un ratio [précision de calcul / gain de temps] intéressant.

3.2.2. Phénomène de recristallisation

a) Mécanismes d'endommagement microstructural

La recristallisation des alliages SAC est caractérisée par l'apparition de grains β -Sn de plus faibles dimensions à partir de la morphologie de macrograins obtenue après assemblage par refusion. Ces grains recristallisés sont issus de la rotation progressive de sous-grains formés au cours de l'endommagement thermomécanique de telle sorte que les joints de grains présentent des angles de désorientation cristalline importants. Ce phénomène microstructural est généré lors de la libération de l'énergie interne accumulée dans les zones de fortes déformations plastiques par le réarrangement et/ou l'annihilation des dislocations. Historiquement, la recristallisation a été considérée pour augmenter la ductilité d'aciers déformés à froid. Le procédé consiste à effectuer un recuit de recristallisation afin d'obtenir la nucléation de nouveaux grains non-écrouis. Le processus microstructural est ici activé en température et a lieu après la déformation plastique. Ce type de recristallisation est alors appelé « recristallisation statique ». Lorsque la température est suffisamment élevée, la déformation plastique et le phénomène de recristallisation peuvent avoir lieu simultanément. Ce type de recristallisation est alors qualifié de « dynamique ». Ces deux types de recristallisation peuvent ensuite être associés à deux autres catégories : la recristallisation continue ou discontinue. La recristallisation discontinue a lieu lorsque des grains non écrouis sont formés et croissent en consommant la microstructure déformée jusqu'à ce que le matériau soit complètement recristallisé. La microstructure à l'instant t peut donc être hétérogène avec des zones recristallisées et non recristallisées. Le mécanisme de recristallisation continue implique la formation de nouveaux grains résultant de l'augmentation progressive des angles de désorientation due à l'accumulation des dislocations au niveau des sous-joints de grains. Le phénomène de recristallisation est également fortement corrélé à la nature viscoplastique des alliages SAC. Sakai et al. précisent en effet que la recristallisation a lieu lorsque les matériaux métalliques sont déformés à des températures homologues supérieures à 0.5 ($T_H > 0.5$) [195].

Du fait des sollicitations cycliques mises en jeu lors de l'endommagement thermomécanique des joints de brasure, il est en réalité difficile de classer le phénomène de recristallisation dans telle ou telle catégorie. Les essais en cyclage thermique sont en effet composés de quatre étapes principales qui peuvent avoir un effet direct sur la microstructure résultante des joints de brasure. La montée et la descente en température constituent les phases où les déformations plastiques s'établissent dans les interconnexions. Selon la rampe de température imposée, les effets viscoplastiques vont pouvoir s'activer de façon plus ou moins importante et la densité de dislocations sera donc différente d'une vitesse à une autre. Le palier à haute température peut également jouer le rôle du recuit thermique puisque cette phase est caractérisée par un maintien de la déformation plastique générée lors de la rampe. La température minimale du cycle ne semble en revanche n'avoir que peu d'influence sur l'endommagement microstructural des alliages de brasure SAC [196]. Compte-tenu de la gamme de températures homologues dans laquelle sont utilisés les assemblages électroniques en cyclage thermique, l'hypothèse de la recristallisation dynamique est généralement considérée. Par ailleurs, l'endommagement thermomécanique des alliages de brasure à base d'étain est considéré comme s'effectuant par un mécanisme de recristallisation continue.

Zhou et al. ont ainsi mis en évidence les mécanismes d'endommagement générés lors de la fatigue thermomécanique des joints d'interconnexion SAC305 [197]. À partir d'observations effectuées sur des billes de brasure à l'aide d'analyses EBSD et de diffraction RX 3D, les auteurs ont montré que les fissures de fatigue se propageaient par un mécanisme de glissement aux joints de grains à travers le réseau de grains recristallisés fortement désorientés au niveau des zones de fortes déformations. Les

déformations plastiques locales générées lors des cyclages thermiques induisent en effet la création de dislocations qui au cours des cycles thermiques vont pouvoir se réarranger pour former des sous-joints de grains. Au fur et à mesure des cycles, ces parois de dislocations vont gagner en mobilité et ainsi aboutir à la rotation des sous-grains qui vont progressivement devenir des grains recrystallisés sans défauts internes. L'endommagement thermomécanique des joints de brasure SAC305 est ainsi régi par deux phénomènes microstructuraux :

- **Restauration** : mouvement, annihilation et regroupement des dislocations (montée et glissement) et formation de sous-joints présentant de faibles angles de désorientation : processus rencontré dans les matériaux à forte énergie de défauts d'empilement (β -Sn pure),
- **Recrystallisation** : rotation des sous-joints de grains autour de l'axe $[001]$ amenant à la germination et croissance de nouveaux grains non écrouis présentant des angles de désorientation importants (chemins favorables à la propagation de fissures).

Le phénomène de restauration, nécessitant une énergie d'activation moindre, semble être un prérequis au phénomène de recrystallisation. Les grains recrystallisés finalement formés forment un réseau de joints de grains à forts angles de désorientation qui constitue un chemin privilégié pour la propagation des fissures de fatigue. Les analyses micrographiques effectuées permettant d'identifier les modes de défaillance révèlent ainsi des ruptures intergranulaires. La figure suivante présente de façon schématique les phénomènes de restauration et de recrystallisation responsables de l'endommagement thermomécanique des joints de brasure SAC305.

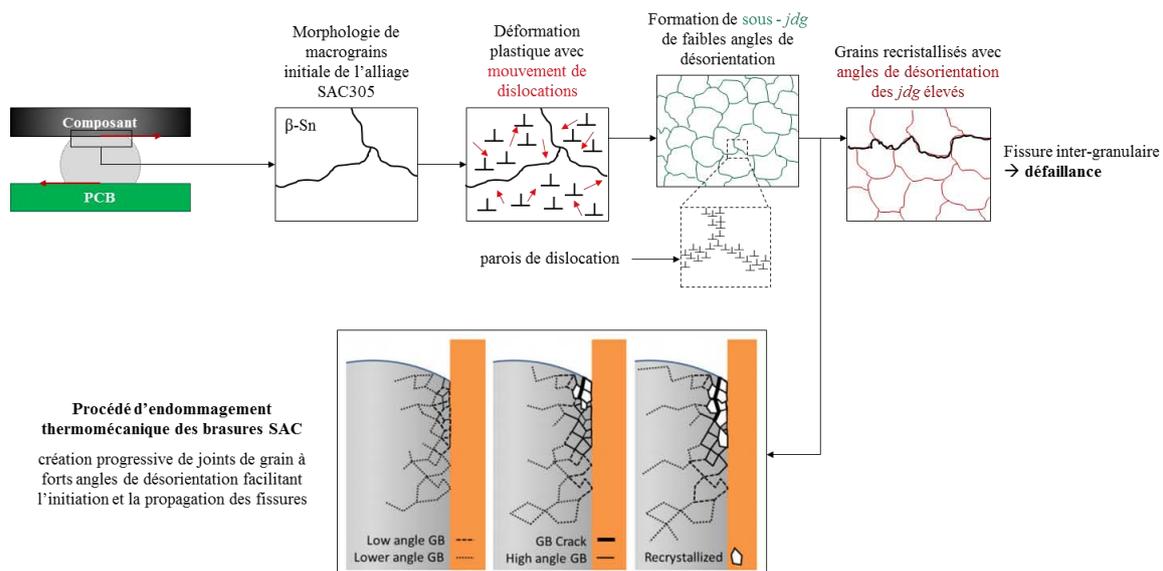


Figure 3-6 Mécanismes d'endommagement mis en jeu lors de la fatigue thermomécanique des brasures SAC305 [197]

Ces deux phénomènes sont généralement observés de façon expérimentale par le biais d'analyses EBSD. Cet outil permet en effet d'identifier les joints de grains selon leur angle de désorientation et de déterminer l'orientation cristallographique de chaque grain. Chen et al. ont ainsi pu discriminer les joints de grains au niveau d'une brasure endommagée SAC en fonction de l'angle de désorientation cristalline correspondant [198]. Les joints de grains proches de la fissure de fatigue présentent des angles de désorientation plus importants que dans le reste de la brasure. La Figure 3-7 présente une image EBSD obtenue sur une bille d'interconnexion SAC endommagée avec son diagramme de désorientation cristalline associé mettant en évidence la proportion d'angles $> 15^\circ$ caractéristiques de la recrystallisation.

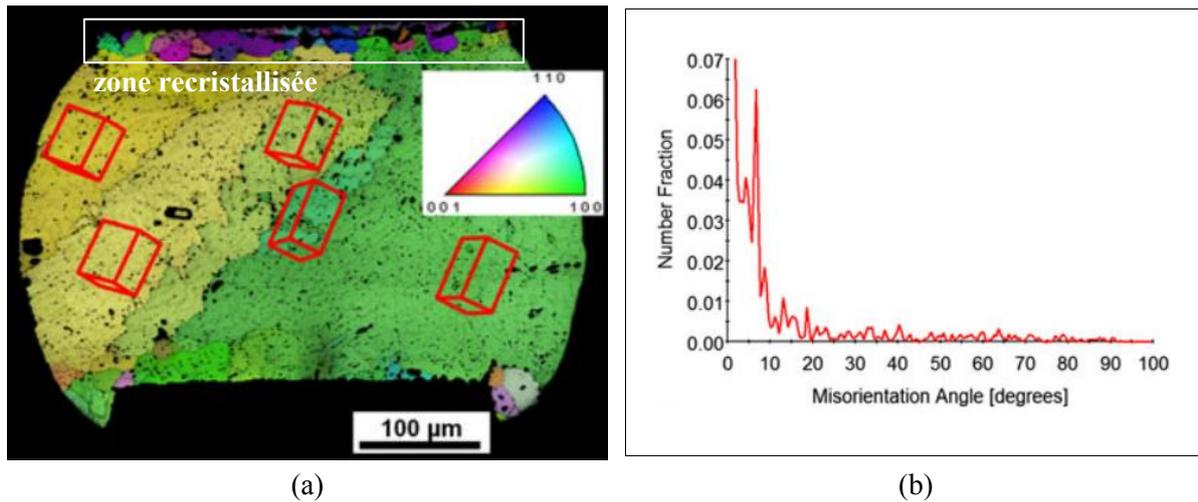
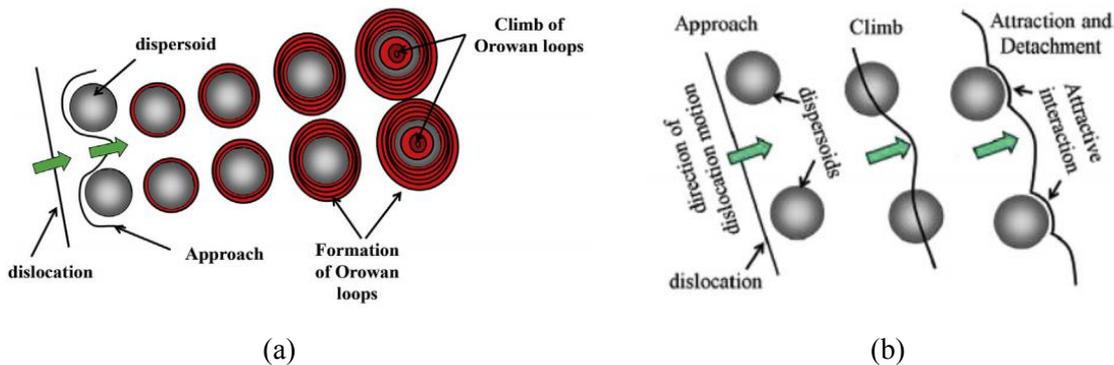


Figure 3-7 (a) Analyse EBSD d'une bille de brasure fissurée présentant les orientations cristallines des grains β -Sn. (b) Diagramme de désorientation cristalline associé [198]

Ce même auteur a ensuite étudié l'influence de la morphologie de grains β -Sn sur la recristallisation continue observée après cyclage thermique [199]. Les analyses EBSD menées sur des billes de brasure SAC305 ont montré que l'état microstructural après refusion avait une influence sur la résistance à la fatigue résultante. Bieler et al. ont également évalué l'impact de l'orientation cristalline des grains β -Sn sur la réponse thermomécanique de joints de brasure SAC [200]. Ils ont ainsi pu reporter une configuration d'orientation particulière où l'axe $[001]$ de la maille élémentaire de l'étain β est parallèle à la direction de sollicitation en cisaillement. Cette configuration constitue un cas critique puisqu'elle induit un différentiel de CTE maximum à l'interface entre la brasure et le substrat, provoquant ainsi des défaillances plus rapides.

b) *Coalescence des phases intermétalliques Ag_3Sn*

Les variabilités morphologiques provoquées au cours de l'endommagement thermomécanique ne constituent pas la seule modification microstructurale subie par les joints d'interconnexion. Un phénomène très intimement corrélé au phénomène de recristallisation des alliages SAC est la coalescence des précipités intermétalliques Ag_3Sn . Ces particules réparties de façon inhomogène (espaces inter-dendritiques) dans la matrice d'étain après brasage par refusion agissent en effet comme des obstacles au mouvement des dislocations générées par la déformation plastique. Mukherjee et al. ont ainsi fait l'hypothèse d'un renforcement de la matrice d'étain par ces intermétalliques internes dont l'action sur les dislocations est modélisée par les mécanismes d'Orowan et de détachement des dislocations (Figure 3-8) [201].



Les excursions thermiques générées lors des essais en cyclage thermique offrent cependant les conditions nécessaires à la croissance des particules Ag_3Sn . Le temps de maintien imposé à la température maximale s'apparente en effet à un vieillissement isotherme où la coalescence des phases intermétalliques est activée thermiquement et peut donc avoir lieu. Les déformations plastiques résultantes de la montée ou descente en température ont également un double-effet mécanique et thermique pouvant avoir un impact sur la diffusion des espèces présentes dans la matrice $\beta\text{-Sn}$. Kanda et al. ont ainsi mis en évidence le phénomène de coalescence des IMC Ag_3Sn « catalysé » par les déformations plastiques (*strain enhanced coarsening*) [202]. Leur étude a permis de faire un lien entre les propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 et sa microstructure puisqu'ils ont pu déterminer l'exposant de ductilité du modèle de Coffin-Manson en fonction du diamètre équivalent des phases intermétalliques. Arfaei et al. ont étudié les implications microstructurales de contraintes thermomécaniques au niveau de joints d'interconnexion de composants BGA et QFN assemblés avec l'alliage SAC305 [203]. Leurs observations réalisées au MEB ont permis de mettre en évidence la coalescence des IMC Ag_3Sn dans les zones de fortes déformations. Yin et al. ont également conduit une étude sur des billes de brasure SAC305 soumises à différents cycles thermiques afin de mettre en évidence l'influence des sollicitations thermiques sur la taille des IMC Ag_3Sn et leur espacement [204]. Les graphiques présentés dans ces travaux montrent bien une augmentation de la taille des précipités Ag_3Sn accompagnée d'une diminution de leur densité. Ces observations sont réalisées dans les zones de fortes déformations qui font également apparaître une perte locale de la structure dendritique caractéristique des alliages SAC. Les auteurs montrent en outre que le phénomène de recristallisation a lieu entre 25% et 50% de la durée de vie caractéristique des composants BGA. La figure suivante montre la perte de structure dendritique et l'augmentation de la taille des intermétalliques Ag_3Sn dans les zones de fortes déformations où la recristallisation a lieu.

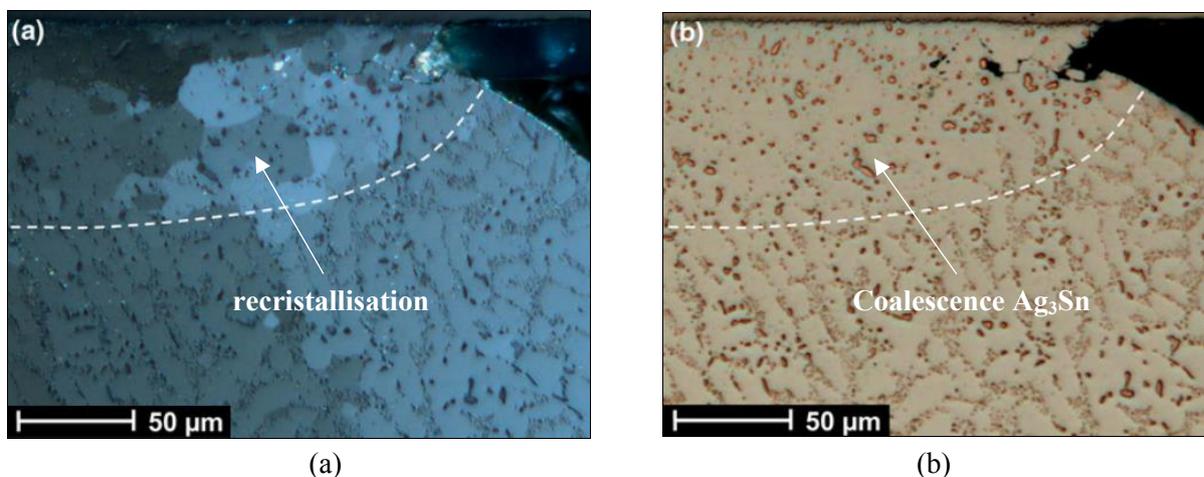


Figure 3-9 Observation des phénomènes (a) de recristallisation et (b) de coalescence des phases Ag_3Sn dans les zones de fortes déformations [204]

Compte-tenu de la corrélation apparente entre la taille des particules Ag_3Sn et l'apparition du phénomène de recristallisation, plusieurs auteurs se sont penchés sur l'influence d'un vieillissement thermique isotherme sur la cinétique de recristallisation des alliages SAC305 [205]. Les résultats issus de la littérature montrent qu'un stockage thermique induit une coalescence des précipités Ag_3Sn qui seront ainsi moins susceptibles de bloquer les dislocations lors des cycles thermiques. La recristallisation apparaît donc plus rapidement au niveau de composants préalablement stockés à haute température qu'après assemblage par refusion. Une conséquence importante de cette sensibilité aux dimensions des intermétalliques dispersés dans la matrice $\beta\text{-Sn}$ est la meilleure tenue en fatigue thermomécanique des alliages SAC à forte teneur en argent [206]. Sahaym et al. ont également étudié

la coalescence des intermétalliques Ag_3Sn présents dans les joints de brasure SAC105 et SAC305 [207]. Leurs travaux ont mis en évidence une variation non monotone de la taille des précipités Ag_3Sn au cours des cycles thermiques. La coalescence initiale des IMC Ag_3Sn est en effet suivie d'une diminution de la taille de ces particules en concordance avec le phénomène de recristallisation, puis leur taille augmente à nouveau par grossissement isotherme. Les auteurs rapportent en outre que la dissolution et la reprécipitation des particules Ag_3Sn sont accompagnées de la recristallisation des grains $\beta\text{-Sn}$ lorsqu'une valeur seuil de déformation inélastique cumulée est atteinte.

Ces différentes études montrent le lien existant entre l'évolution des phases intermétalliques Ag_3Sn et l'apparition du phénomène de recristallisation. Il semblerait que tout se passe comme si l'endommagement des interconnexions SAC était divisé en deux contributions microstructurales distinctes. Dans un premier temps, un certain nombre de cycles thermomécaniques est requis pour atteindre une valeur seuil de taille de précipités intermétalliques Ag_3Sn à partir de laquelle la recristallisation peut s'initier. Dans un second temps, la durée de vie restante est soumise au nombre de cycles nécessaire pour que les grains recristallisés fournissent le chemin énergétiquement préférentiel pour l'initiation et la propagation de la fissure de fatigue.

c) Caractérisation mécanique des grains recristallisés

Le phénomène de recristallisation est caractérisé par la formation progressive de grains non-écrouis. Il est en outre précédé de la formation de sous-grains et d'un phénomène de coalescence des phases intermétalliques Ag_3Sn ayant un rôle direct sur le mouvement des dislocations. Un joint d'interconnexion SAC305 est donc susceptible de présenter un gradient de propriété mécanique dans son volume au cours de l'endommagement thermomécanique. La caractérisation mécanique de cette variation locale peut être évaluée par des méthodes d'indentation. Chen et al. ont ainsi effectué des essais de nanoindentation Berkovich sur des coupes micrographiques de billes de brasure SAC endommagées [198]. Ils ont ainsi pu caractériser la microstructure après refusion, en cours de recristallisation et recristallisée. Les sous-grains fortement écrouis de la zone de fortes déformations subissent des rotations aboutissant *in fine* à la recristallisation de la région endommagée. Leurs travaux ont mis en évidence que cette microstructure présentait la dureté la plus élevée. Au contraire, la microstructure recristallisée présente la dureté la plus faible car elle est constituée de grains exempts de dislocations et donc non-écrouis. Ce même auteur a également réalisé des tests de microdureté Vickers sur une bille de brasure SAC305 endommagée [199]. Les résultats sont similaires puisque l'étude montre que la dureté de la zone recristallisée est diminuée de 39% par rapport à l'état microstructural après brasage par refusion. Récemment, Xu et al. ont effectué des mesures de micro-indentation Vickers sur des billes de composants BGA SAC305 ayant subis des cycles thermiques entre 0°C et 100°C [208]. À partir de résultats issus de 10 indentations, les auteurs ont montré que la dureté des zones endommagées est significativement moindre que celle des zones non-recristallisées. Ils attribuent cette diminution des propriétés mécaniques à la répartition des larges particules intermétalliques Ag_3Sn regroupées au niveau des joints de grains de la zone recristallisée.

3.2.3. Synthèse 3.2

Ce qu'il faut retenir

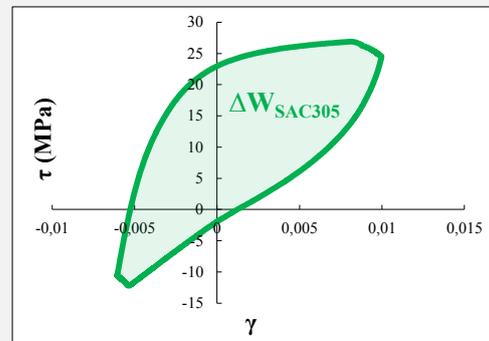
Modèle de fatigue thermomécanique basé sur un critère énergétique

Densité d'énergie de déformation

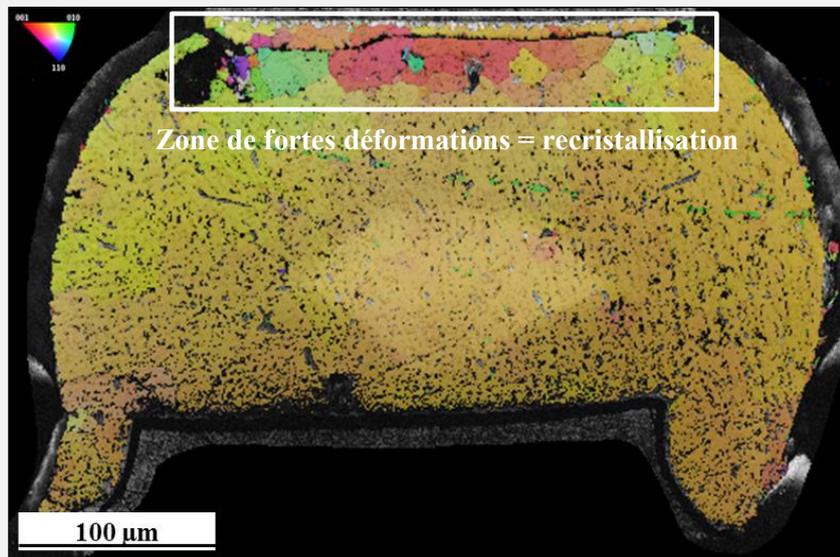
$$\Delta W = K_t(N)^{c_t}$$

Méthode de détermination

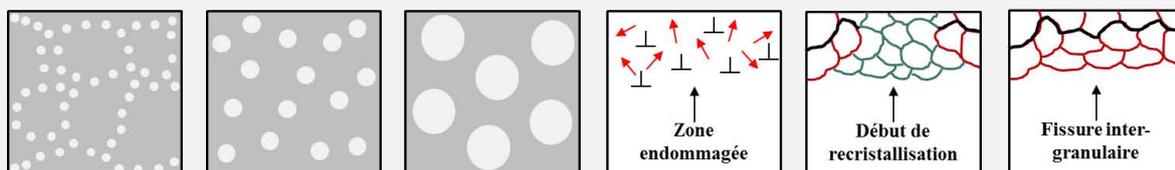
- Calcul analytique
- Simulations éléments-finis
- Aire de la boucle d'hystérésis (γ - τ)



Phénomène de recristallisation



$$N_{Ag_3Sn} + N_{recristallisation} = N_{défaillance}$$



- Déformations inélastiques dans la zone endommagée
- Évolution des propriétés mécaniques dans cette zone
- Coalescence des phases Ag_3Sn jusqu'à une valeur seuil
- Recristallisation puis défaillance par fissure intergranulaire

3.3. Durabilité de l'alliage SAC305 en cyclage thermique

Les variations de température représentent la cause principale des défaillances survenant au niveau des joints de brasure. Cette jonction entre le composant et le PCB est la partie la plus vulnérable en environnement thermique sévère. Il est donc primordial de développer une méthodologie d'évaluation de la durée de vie des assemblages électroniques sans plomb soumis à des cycles thermiques. La durabilité thermomécanique de l'alliage de brasure SAC305 est ici étudiée à travers des essais accélérés effectués pour différentes configurations d'assemblages et de cycles de température. Afin de fournir des comparaisons entre l'alliage SAC305 et une référence au plomb, ainsi qu'avec une composition sans plomb dites « haute performance », plusieurs véhicules de test sont assemblés avec les crèmes à braser 62Sn-36Pb-2Ag et 89.2Sn-3.25Ag-0.5Bi-6.0In-0.8Cu (appelées ici respectivement SnPb36Ag2 et KOKI). Ces différents essais sont ensuite modélisés avec le logiciel éléments-finis ANSYS Workbench 16.2 afin de calculer le critère de fatigue énergétique en utilisant le modèle de comportement viscoplastique d'Anand déterminé au chapitre 1. Des simulations sont en outre effectuées en considérant les paramètres correspondant à l'alliage SnPb36Ag2 afin de pouvoir comparer les modèles de fatigue obtenus. Enfin, des analyses EBSD sont réalisées sur des composants présentant différents niveaux d'endommagement afin de mettre en évidence les évolutions microstructurales au cours des cycles thermomécaniques.

3.3.1. Essais accélérés en cyclage thermique

a) Présentation des véhicules de test

Plusieurs cartes de test ont été fabriquées afin d'évaluer l'influence de différents paramètres. Les trois éléments de l'assemblage : composant, brasure et PCB constituent en effet autant de facteurs influant sur la durée de vie de l'assemblage électronique.

Plusieurs types de **composants CMS** ont ainsi été considérés selon leurs dimensions, leurs matériaux constitutifs et leur type d'interconnexion (formes des joints, aspect matricielle ou périphérique et distance entre les brasures « P »). Tous ces composants présentent ainsi des tailles et des valeurs de CTE différentes et permettent ainsi de couvrir une large gamme de durabilité :

- LCC68, LCC44, LCC28 et LCC20 (Al_2O_3 , périphérique, $P = 1.27$ mm),
- WLP400 et WLP900 (Silicium, matriciel, $P = 0.5$ mm),
- TSOP50 et TSOP48 (plastique, périphérique à broches, $P = 0.8$ mm),
- Résistances R2512, R2010 et R1210 (Al_2O_3 , périphérique),
- QFN68 (plastique, périphérique + drain thermique central, $P = 0.5$ mm).

Différents **alliages de brasure** sont également considérés afin de mettre en évidence leurs performances thermomécaniques :

- SAC305,
- SnPb36Ag2,
- KOKI.

Des compositions d'alliage mixtes SAC305+SnPb36Ag2 et SAC305+KOKI sont également étudiées puisque les composants WLP sont exclusivement billés avec l'alliage SAC305. L'assemblage de ces boîtiers par les procédés SnPb36Ag2 et KOKI (profils de refusion différents) permet ainsi d'obtenir des interconnexions avec des microstructures et donc des propriétés mécaniques différentes.

Au niveau du **PCB** enfin, la structure interne et les dimensions du circuit sont définies comme des variables d'étude :

- Empilement (DF ou MC),
- Épaisseur de la couche Cu externe (12 μm + 35 μm ou 70 μm + 35 μm),
- Épaisseur totale du PCB (0.8 mm, 1.6 mm et 3.2 mm).

Le tableau ci-dessous présente l'empilement du PCB Multi-Couches composé de 8 couches de cuivre utilisé dans le cadre de cette étude.

Tableau 3-2 Empilement du PCB Multi-Couches à **8 couche de cuivre** : MC8 (Preg = Préimprégné)

Couche #	Épaisseur Cu (μm)	Remplissage (%)	Isolant			
			Tissus	Nombre	Épaisseur (μm)	Taux de résine (%)
1	35	5				
	12					
Preg			106	2	79.35	73
2	35	41*				
Stratifié			2116	2	240	50
3	35	100				
Preg			2116	2	240	50
4	35	100				
Stratifié			2116	2	240	50
5	35	100				
Preg			2116	2	240	50
6	35	100				
Stratifié			2116	2	240	50
7	35	41*				
Preg			106	2	79.35	73
8	12	5				
	35					

*Le motif de remplissage de cuivre des couches 2 et 7 correspond à un taux de cuivre de 41%

Compte-tenu de tous ces paramètres, différentes combinaisons ont été considérées et des lots de véhicules de test correspondant ont été fabriqués. Au total, 8 cartes de test sont assemblées pour chaque type de lot et chaque composant est brasé en 2 exemplaires de telle sorte que 16 résultats en durée de vie puissent être exploités via une analyse statistique de Weibull. Ces assemblages de test sont composés d'une partie principale et d'un coupon test détachable. Ces coupons tests, composés des trois résistances, d'un LCC68, d'un WLP900 et d'un TSOP50 ont pour but d'étudier l'évolution microstructurale des joints de brasure au cours de l'endommagement thermomécanique. Ils seront en effet retirés de l'étuve au fur et à mesure des cycles thermiques et feront l'objet de coupes micrographiques afin de réaliser une analyse en microscopie optique poussée. Le tableau 3-3 récapitule les 10 lots de cartes représentant les différentes configurations d'assemblages considérées dans ces travaux de thèse avec la nomenclature associée.

Tableau 3-3 Description des différents lots de cartes fabriqués

<u>Lot de cartes</u>		VT1_A_DF_1,6_Cu :12_SAC305	VT6_A_DF_1,6_Cu:12_SnPb36Ag2	VT2_A_DF_1,6_Cu :70_SAC305	VT3_A_DF_3,2_Cu :12_SAC305	VT4_A_DF_0,8_Cu :12_SAC305	VT5_A_MC_1,6_Cu :12_SAC305	VT7_A_MC_1,6_Cu:12_KOKI	VT1_B_DF_1,6_Cu :12_SAC305	VT5_B_MC_1,6_Cu :12_SAC305	VT6_B_DF_1,6_Cu:12_SnPb36Ag2
Empilement	DF	x	x	x	x	x			x		x
	MC						x	x		x	
Épaisseur PCB (mm)	0,8					x					
	1,6	x	x	x			x	x	x	x	x
	3,2				x						
Cu externe (µm)	12	x	x		x	x	x	x	x	x	x
	70			x							
Alliage	SAC305	x		x	x	x	x		x	x	
	SnPb36Ag2		x								x
	KOKI							x			

Les indices A et B correspondent à des modifications de routage des PCB :

- Routage A : routage initial,
- Routage B :
 - Remplacement des TSOP50 par les TSOP48,
 - Modification du diamètre des plages de report correspondant aux composants WLP400 et WLP900.

La modification des plages de report en cuivre permettant d'accueillir les composants à billes WLP400 et WLP900 a initialement été suggérée par J.P. Clech lors du séminaire organisé en interne [74]. L'idée est ici d'équilibrer le diamètre de ces plages avec l'ouverture des *pads* du composant afin de répartir la contrainte sur l'ensemble de la bille et non pas côté BGA où les fissures sont souvent observées.

La Figure 3-10 est un exemple de véhicule de test utilisé avec sa partie principale et son coupon test détachable. Chaque composant de la partie principale de la carte est relié à des plages de report en cuivre permettant de connecter les câbles à la centrale d'acquisition.

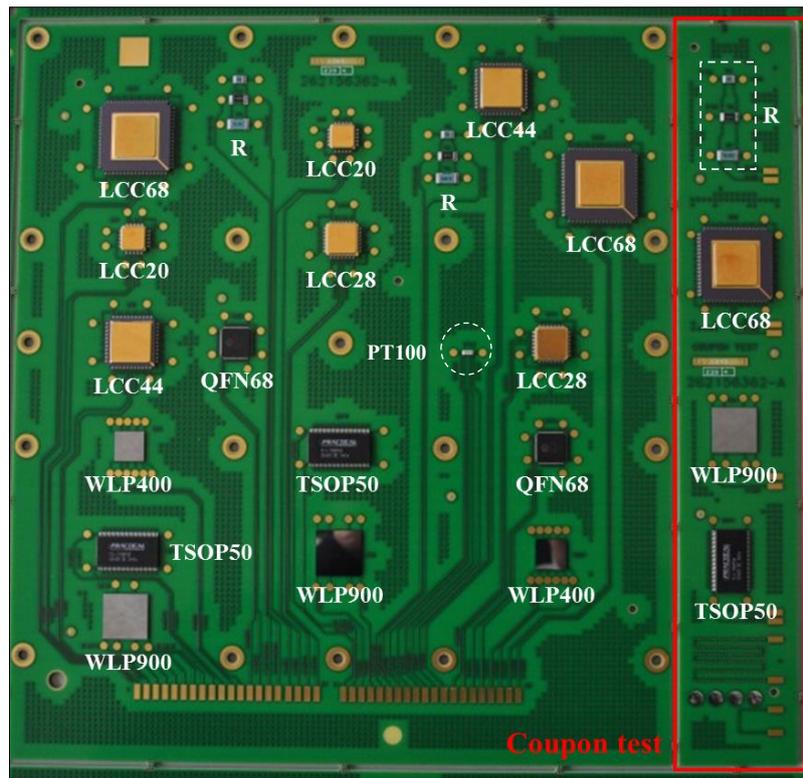


Figure 3-10 Exemple de véhicule de test utilisé pour l'étude de la fatigue thermomécanique des brasures SAC305

La multitude de configurations d'assemblages considérée ici permet de solliciter les joints d'interconnexion sur une large gamme de contraintes et donc, d'obtenir un domaine de données en durée de vie important. Les cycles thermiques appliqués (définis à partir d'une valeur d'excursion thermique ΔT , de vitesses de montée et descente en température dT/dt , ainsi que des temps de palier aux températures extrêmes) permettent également de générer différents niveaux de chargements dans les joints de brasure.

b) Matrice de tests

Dans le cadre de ces travaux de thèse, cinq cycles thermiques ont été considérés. Pour chacun d'entre eux, les vitesses de montée et descente en température sont fixées à $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. Trois amplitudes de température sont testées ainsi que trois temps de palier. Les premiers essais ont été réalisés en soumettant les assemblages de test à un profil thermique caractéristique des applications militaires selon les spécifications du standard JESD22-A104D [209]. Les autres cycles thermiques sont caractérisés par différentes amplitudes de température et temps de palier :

- Cycle 1 : [-55°C, 125°C], 15 minutes de temps de palier,
- Cycle 2 : [-55°C, 125°C], 30 minutes de temps de palier,
- Cycle 3 : [-55°C, 125°C], 120 minutes de temps de palier,
- Cycle 4 : [-40°C, 85°C], 15 minutes de temps de palier,
- Cycle 5 : [-20°C, 65°C], 15 minutes de temps de palier.

Les essais en étuve thermique correspondant n'ont pas été menés jusqu'à la défaillance de tous les composants. Le cycle 5 par exemple, présentant une amplitude thermique relativement faible, ne permet pas de générer des sollicitations cycliques suffisamment importantes au niveau des joints d'interconnexion dans un temps d'essai raisonnable. La défaillance pour ce type d'assemblage ne peut donc pas être atteinte. La Figure 3-11 présente graphiquement ces différents profils thermiques.

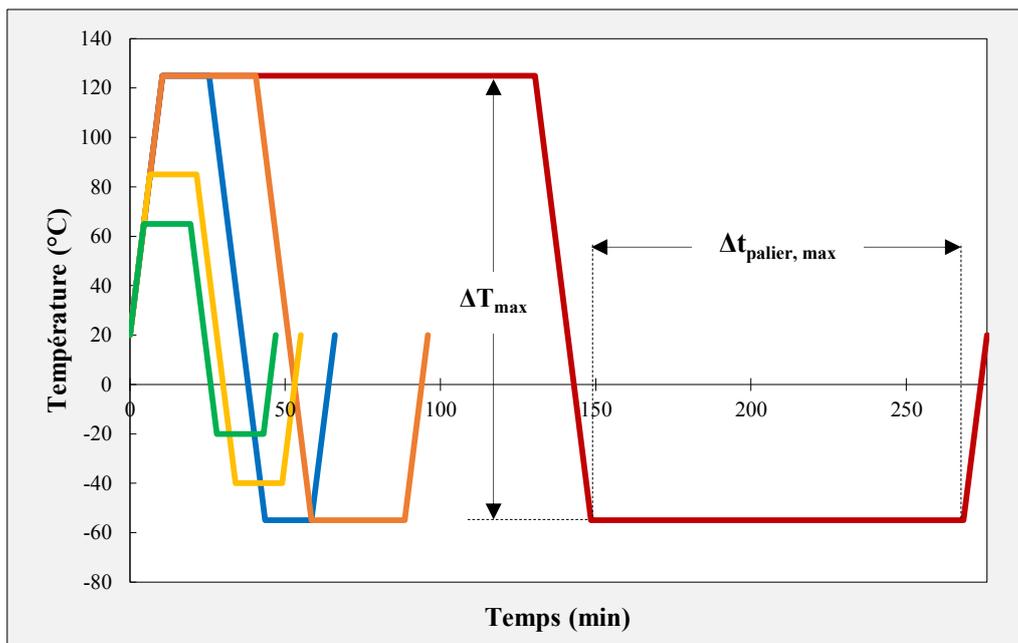


Figure 3-11 Représentation graphique des cycles testés dans le cadre des travaux de thèse

Le tableau 3-4 présente la matrice de test considérée pour l'évaluation de la fatigue thermomécanique des différents assemblages fabriqués. La campagne d'essais effectuée est très conséquente vis-à-vis des données expérimentales obtenues et des temps d'essai. Les derniers cycles thermiques se sont en effet terminés 4 mois avant la fin des trois ans de thèse.

Tableau 3-4 Matrice de test

Cycle #	VT1_A_DF_1,6_Cu :12_SAC305	VT2_A_DF_1,6_Cu :70_SAC305	VT3_A_DF_3,2_Cu :12_SAC305	VT4_A_DF_0,8_Cu :12_SAC305	VT5_A_MC_1,6_Cu :12_SAC305	VT1_B_DF_1,6_Cu :12_SAC305	VT5_B_MC_1,6_Cu :12_SAC305	VT6_A_DF_1,6_Cu :12_SnPb36Ag2	VT6_B_DF_1,6_Cu :12_SnPb36Ag2	VT7_A_MC_1,6_Cu :12_KOKI
1	8	8	8	8	8			8		
2	8				8		8			8
3					8	8	8			
4	8				8					
5						8			8	

c) Dispositif expérimental

Les composants et PCB présentent chacun un daisy-chain permettant de mesurer la continuité électrique des joints d'interconnexion au cours des cycles thermiques. Les résultats en durée de vie peuvent ainsi être obtenus en connectant les véhicules de test aux centrales d'acquisition Agilent 34980A. La Figure 3-12 présente le dispositif expérimental utilisé pour les tests en enceinte thermique.

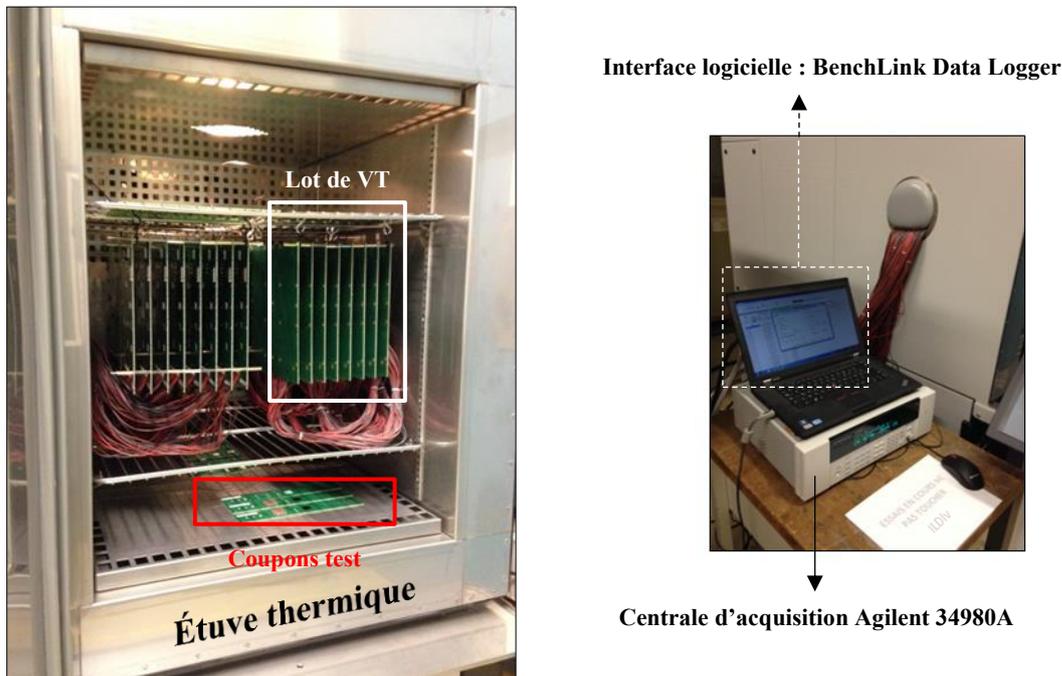


Figure 3-12 Dispositif expérimental mis en place pour l'évaluation de la fatigue thermomécanique des assemblages de test

La continuité électrique de chaque composant est mesurée au milieu des paliers à basse et haute température de telle sorte que deux mesures sont effectuées par cycle. Le critère de défaillance choisi pour cette étude est basé sur le standard IPC-9701A décrivant la défaillance comme l'augmentation de 20% de la résistance électrique initiale de chaque composant pour cinq mesures consécutives [210]. La figure suivante présente un exemple d'évolution de résistance au cours des cycles thermiques permettant de déterminer le nombre de cycles à défaillance.

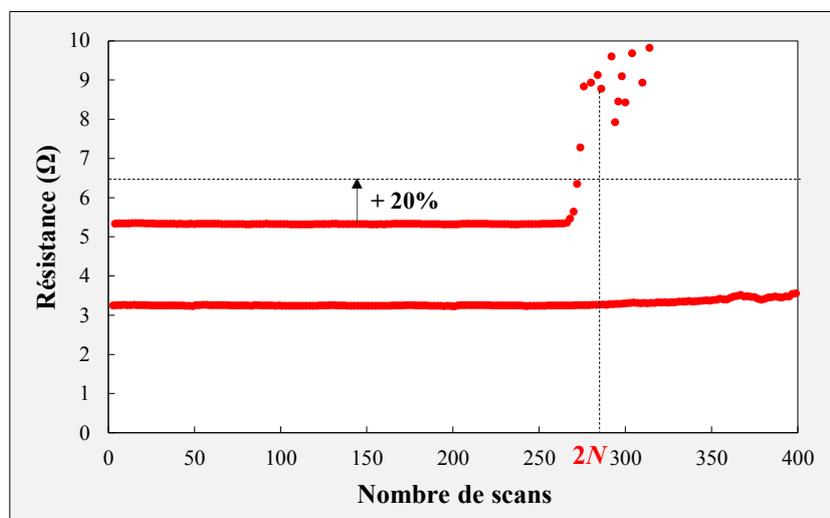


Figure 3-13 Augmentation de la résistance d'un composant LCC28 au cours du cycle 1 (le nombre de scans correspond à deux fois le nombre de cycles à défaillance)

3.3.2. Résultats

a) Influence des dimensions du composant

La distance entre le joint de brasure le plus sollicité et l'axe neutre (L_D) est un facteur de premier ordre influant sur la durabilité thermomécanique des assemblages électroniques. De façon triviale, plus les dimensions d'un composant sont élevées, moins sa durée de vie sera importante. Ce paramètre a pu être évalué à travers les composants LCC, WLP et résistifs qui présentent respectivement 4, 2 et 3 tailles de boîtiers différentes. La Figure 3-14 présente le nombre de cycles à 50% de défaillance correspondant à ces différents composants dans le cas des conditions d'essai du cycle 2 et d'un empilement MC (axe des ordonnées transformé en échelle logarithmique).

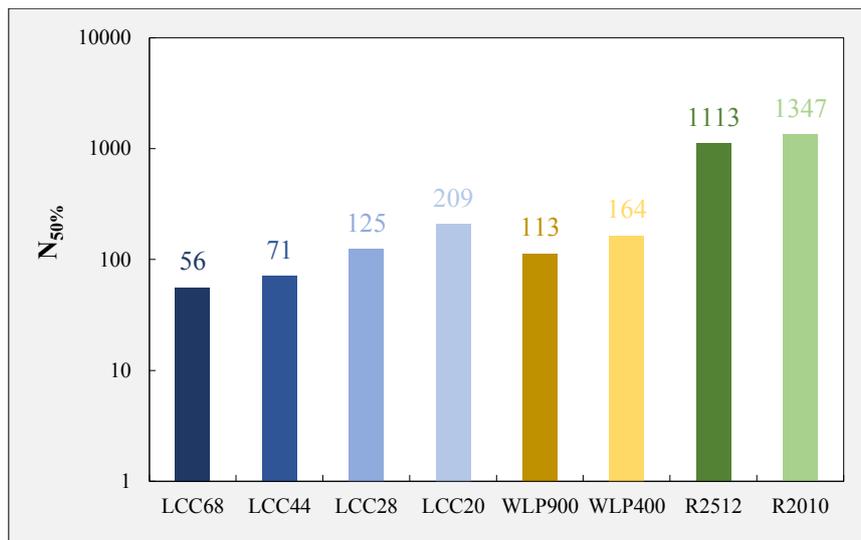


Figure 3-14 Influence de la taille des composants sur la durabilité thermomécanique des assemblages électroniques

b) Profils thermiques réels

Chaque carte de test est assemblée avec une résistance de type PT100 jouant le rôle de sonde de température. Elle permet ainsi de mesurer le profil thermique réel globalement « vu » par l'assemblage de test au cours des essais. Elle ne présume cependant pas de l'historique de température ressenti par tous les composants puisque ceux-ci, de par leur résistance thermique propre, ne présenteront pas les mêmes températures à un instant t donné. La Figure 3-15 présente les profils thermiques mesurés avec les sondes PT100 placées sur les lots de carte testés au cours du cycle 1. Il est intéressant de remarquer l'influence non négligeable de l'épaisseur du PCB et de son empilement sur le profil de température résultant. Les PCB de 3.2 mm d'épaisseur présentent en effet une inertie thermique plus importante et les mesures issues de la sonde PT100 montrent que la température de ces véhicules de test (courbe verte) ne suit pas le profil thermique de l'enceinte (courbe noire). À l'inverse, les cartes plus fines de 0.8 mm d'épaisseur suivent relativement bien la consigne (courbe rouge). La courbe bleue correspondant au PCB de 1.6 mm d'épaisseur se trouve logiquement entre les deux profils thermiques caractéristiques des épaisseurs 0.8 et 3.2 mm. La comparaison des courbes bleue et orange correspondant respectivement aux empilements Double-Faces et Multi-Couches montre en outre que les 8 plans de cuivre du PCB MC permettent une meilleure conduction de la chaleur dans la carte.

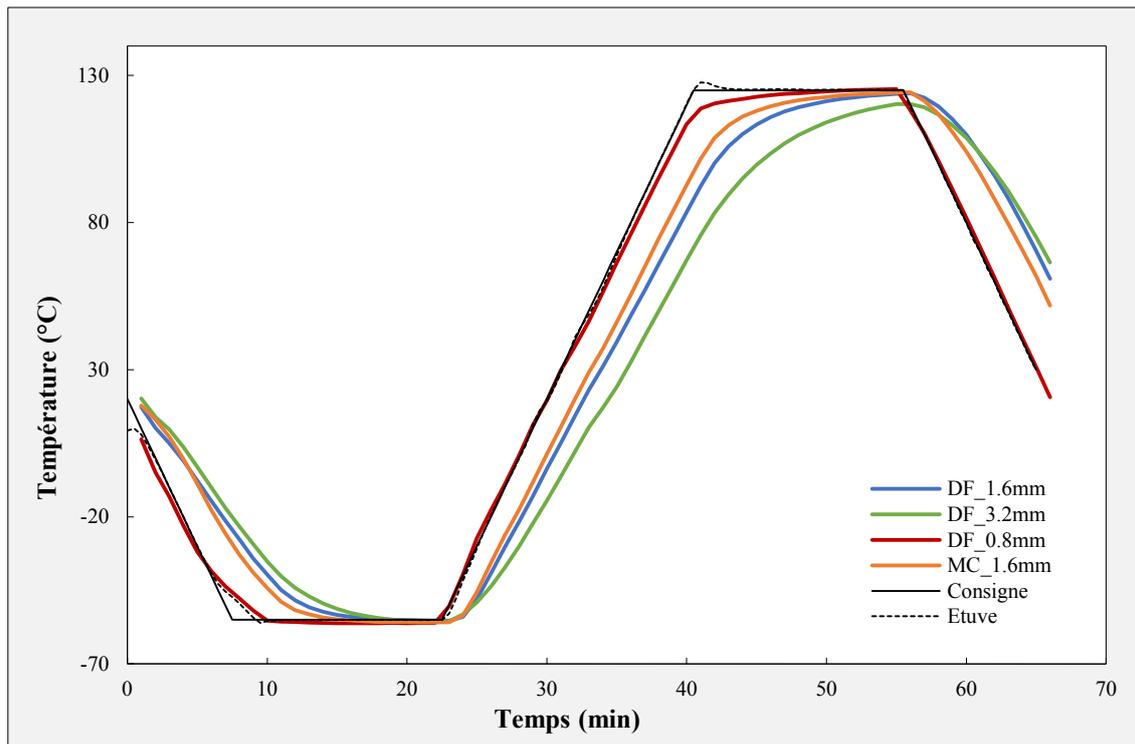


Figure 3-15 Profils thermiques réels mesurés avec les résistances PT100 au cours du cycle 1

Ces différents profils montrent l'importance de l'évaluation du comportement thermique des assemblages électroniques lors de l'étude de la fatigue thermomécanique des joints de brasure. En effet, pour un matériau donné, plus un PCB est épais, plus sa rigidité en flexion est importante. D'après le formalisme mathématique développé dans la partie 1.5.1, plus un PCB est épais, plus l'assemblage associé a de risques de subir des défaillances. Or, de par son inertie thermique et compte tenu des vitesses de montée et descente thermiques imposées lors des essais accélérés, l'assemblage n'a pas le temps d'atteindre une température homogène dans tous ses éléments, ni d'atteindre l'excursion thermique souhaitée. Les déformations thermiques générées peuvent donc être moins importantes et le nombre de cycles à défaillance résultant également. Dans le cadre de cette thèse, une première approche considérant les profils thermiques idéaux a été considérée pour la modélisation éléments-finis de chaque configuration. Il serait néanmoins intéressant de procéder à des simulations multi-physiques afin de rendre compte des aspects thermiques mis en jeu lors des essais accélérés.

c) Influence de l'empilement du PCB

Les PCB Multi-Couches contiennent des plans de cuivre qui ont pour effet d'augmenter leur CTE global. Afin de déterminer le CTE de chaque empilement, des mesures de caractérisation ont été effectuées par des analyses thermomécaniques (TMA) et optiques. Ces travaux ont été sous-traités au Laboratoire National de métrologie et d'Essais (LNE) et à la société Netzsch pour les analyses TMA (PCB DF), ainsi qu'à la société Insidix pour les mesures optiques (PCB MC). Le graphique suivant donne l'évolution du CTE correspondant aux PCB Double-Faces et Multi-Couches en fonction de la température (Figure 3-16).

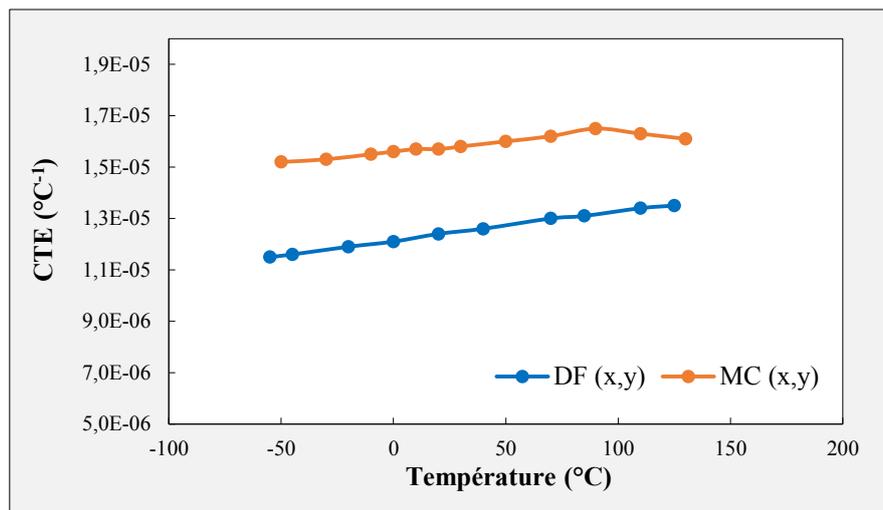


Figure 3-16 Évolution thermique du CTE des PCB DF et MC

Compte-tenu de ces valeurs de CTE et de l'augmentation de conductivité thermique due aux plans de cuivre, il n'est pas surprenant d'obtenir des durées de vie moins importantes dans le cas des véhicules de test Multi-Couches (Figure 3-17).

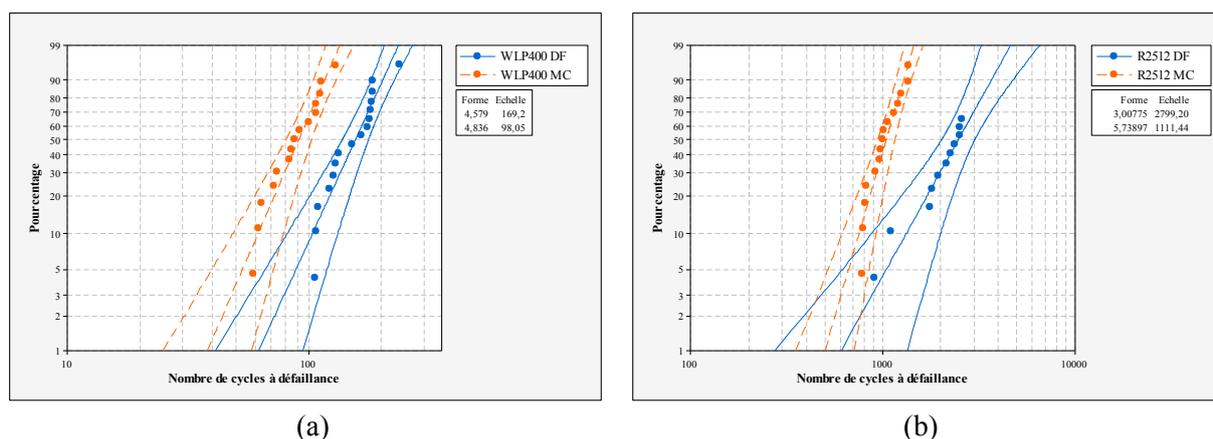


Figure 3-17 Influence de l'empilement du PCB. (a) WLP400 (cycle 1). (b) R2512 (cycle 2)

d) Influence de l'épaisseur du PCB

Les configurations testées au cours du cyclage thermique 1 ont permis de mettre en évidence l'influence de l'épaisseur du PCB sur la durabilité thermomécanique des joints de brasure SAC305. La Figure 3-18 présente ainsi les courbes de Weibull relatives aux composants LCC68, WLP400, TSOP50 et R2512 pour les trois épaisseurs considérées 0,8, 1,6 et 3,2 mm (VT1, VT3 et VT4). La durée de vie est en réalité à la fois dépendante de l'épaisseur du PCB et des matériaux constitutifs des composants. Ces deux paramètres influent en effet sur la distribution de la température au niveau des assemblages et donc sur la déformation thermique résultante. Les différents graphiques ne montrent pas de tendance particulière entre les différents types de boîtiers.

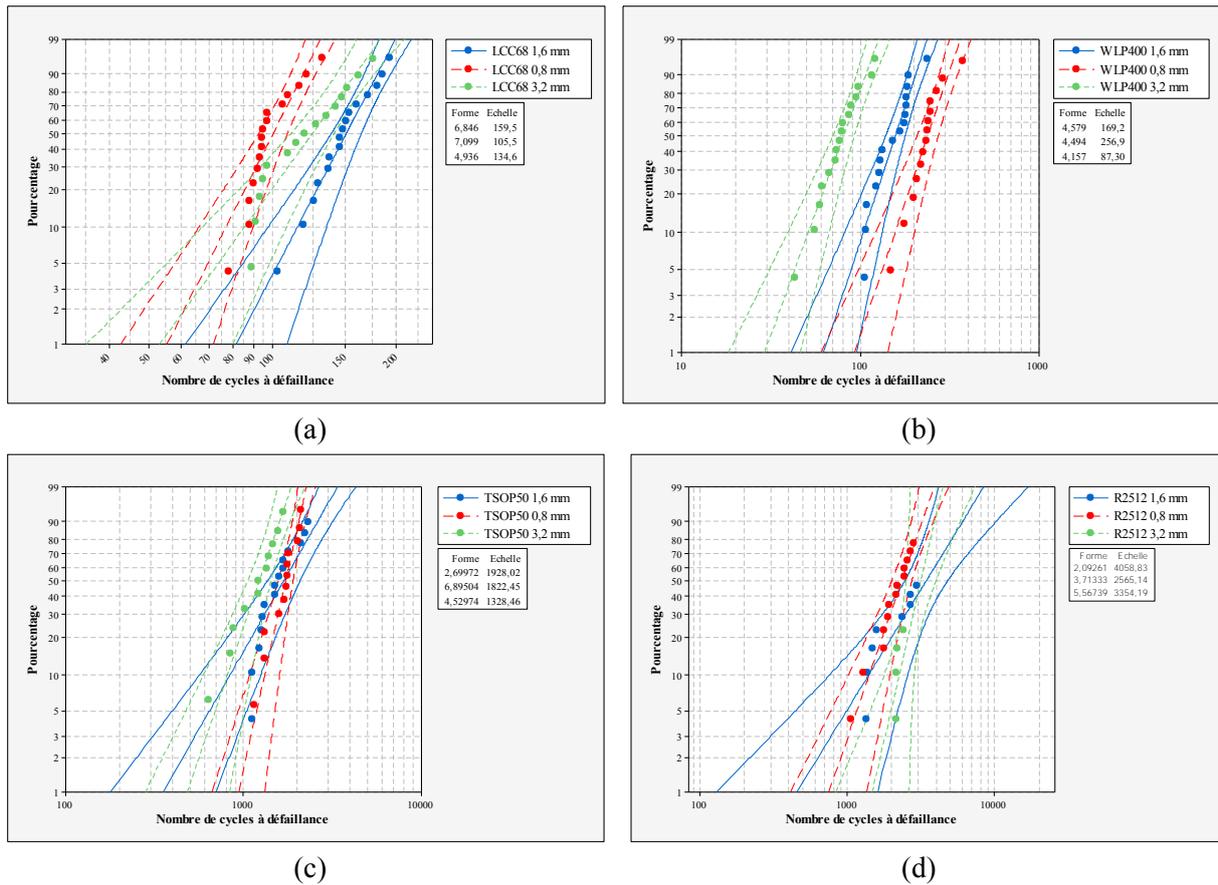


Figure 3-18 Influence de l'épaisseur du PCB (0.8 mm, 1.6 mm et 3.2 mm). Courbes de Weibull correspondant aux composants (a) LCC68, (b) WLP400, (c) TSOP50 et (d) R2512

Seuls les composants WLP400 semblent respecter la « logique » des contraintes et déformations théoriquement générées en cyclage thermique puisque leur durée de vie diminue lorsque l'épaisseur du PCB augmente. Malgré la résistance thermique induite par les 3.2 mm d'épaisseur du PCB, le matériau silicium constitutif des WL400 est suffisamment élevé ($\lambda_{Si} \approx 130 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$) pour permettre d'atteindre une même température au niveau des billes de brasure quelle que soit l'épaisseur. Au contraire, le gradient thermique induit par les dimensions du PCB semble avoir un effet prépondérant sur la durabilité des composants LCC68. Les assemblages les plus vulnérables correspondent en effet aux PCB de 0.8 mm d'épaisseur. L'alumine constitutive de ces composants a une conductivité thermique très faible ($\lambda_{Al2O3} \approx 18 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$) qui ne permet pas d'homogénéiser la température dans les différents éléments de l'assemblage au cours des essais accélérés. Les résistances R2512 sont également en alumine mais leurs dimensions sont significativement plus faibles et la durabilité est ici similaire quelle que soit l'épaisseur du PCB. Enfin, les composants plastiques TSOP50 assemblés sur les différents PCB ne présentent pas de différences particulières en matière de durées de vie.

Tous ces résultats mettent bien en évidence l'influence non négligeable des effets thermiques pour ce type d'essai où les rampes de température sont importantes ($|dT/dt| = 10^\circ\text{C}.\text{s}^{-1}$). Il apparaît que des analyses couplées en thermique et thermomécanique sont nécessaires afin d'évaluer la durée de vie des assemblages électroniques. Les simulations thermiques transitoires sont cependant très coûteuses pour ce qui est du temps de calcul et les modélisations éléments-finis sont donc effectuées en considérant un cycle thermique parfait en régime permanent. Cette approximation reste convenable dans le cadre des essais effectués à épaisseur de PCB constante. En revanche, les configurations correspondant aux épaisseurs de PCB égales à 0.8 et 3.2 mm ne seront pas prises en compte. Cette première approche idéalisée permettra de développer un premier modèle de fatigue thermomécanique

pour les alliages SAC305. De futures simulations seront réalisées en prenant en compte les profils réels mesurés par les sondes PT100.

e) Influence de l'épaisseur de cuivre

L'influence de l'épaisseur de la couche de cuivre externe est ensuite évaluée en comparant les résultats en durée de vie des VT1 et VT2 ayant subi le cycle 1. Pour ces deux types d'assemblage, le cuivre de base est respectivement de 12 μm et 70 μm . La couche de cuivre électrolytique déposée ensuite est d'environ de 35 μm dans les deux cas. La figure suivante présente les courbes de Weibull correspondant aux composants LCC68 et TSOP50.

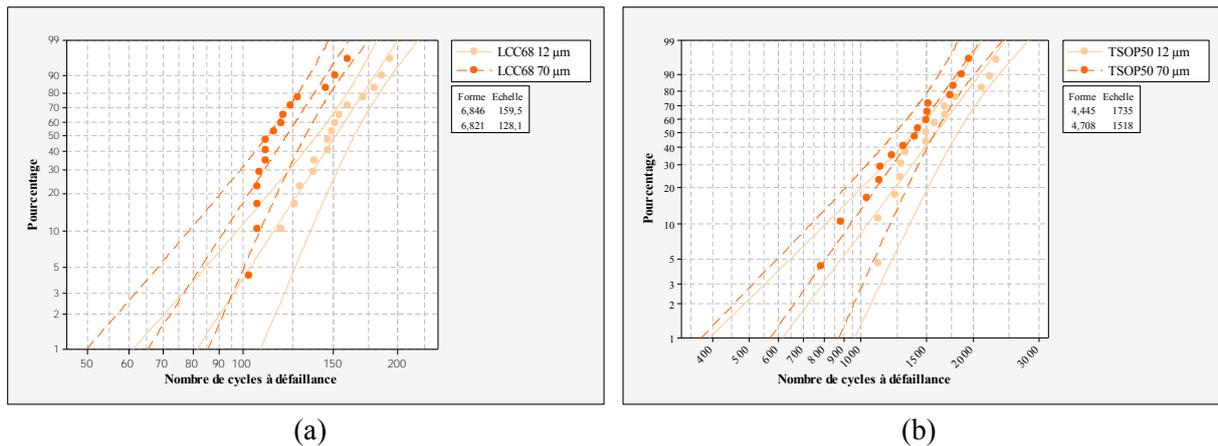


Figure 3-19 Influence de la couche de cuivre externe (35 μm +12 μm et 35 μm +70 μm). Courbes de Weibull correspondant aux composants (a) LCC68 et (b) TSOP50

L'épaisseur de cuivre semble avoir un léger impact sur la durabilité des composants LCC puisqu'en moyenne, une augmentation de l'épaisseur de cuivre de base de 12 à 70 μm conduit à une diminution de la durée de vie ($N_{50\%}$) de 14%. L'écart est en revanche très faible dans le cas des composants TSOP50. Concernant les résistances R2512 (non représentées ici), les courbes de Weibull correspondant aux deux épaisseurs de cuivre électrolytique sont pratiquement confondues. L'effet de l'épaisseur de la couche de cuivre externe semble donc dépendre du type de boîtier et tend à disparaître lorsque la taille des composants diminue.

f) Influence de l'écart maximal de température

L'évaluation de l'écart maximal de température est effectuée en considérant les résultats issus des cycles 1, 4 et 5. La déformation thermique maximale générée au niveau des joints d'interconnexion critiques est directement proportionnelle à l'amplitude de température imposée lors des essais accélérés. L'endommagement thermomécanique des brasures SAC305 est donc plus important lorsque l'excursion thermique augmente et la durée de vie résultante est ainsi moins élevée. Les courbes de Weibull correspondant aux composants LCC44 et WLP900 présentées en Figure 3-20 mettent en évidence ce résultat intuitif.

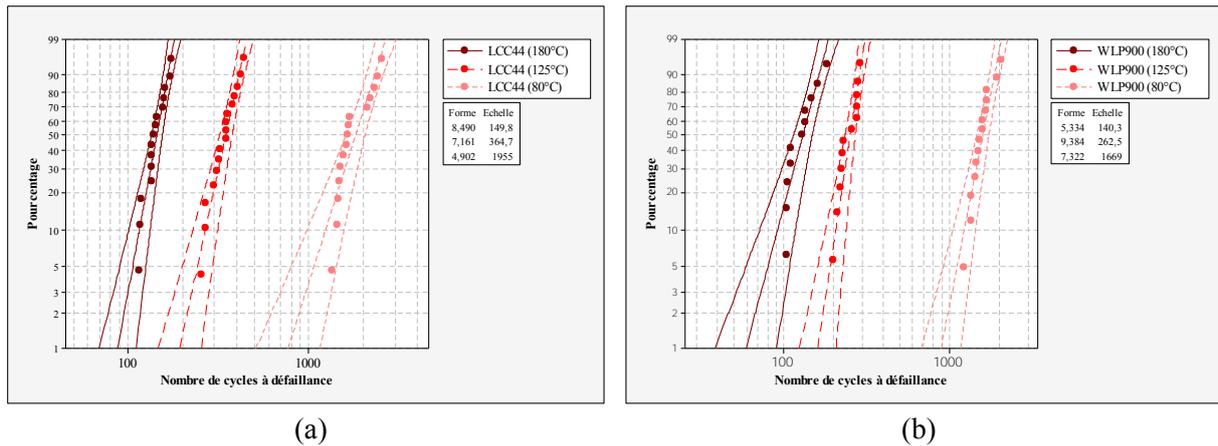


Figure 3-20 Influence des amplitudes thermiques (80°C, 125°C et 180°C). Courbes de Weibull correspondant aux composants (a) LCC44 et (b) WLP900

De futurs essais pourront être considérés afin d'étudier l'effet de la température moyenne d'un cycle pour une amplitude thermique donnée. Pour $\Delta T = 100^\circ\text{C}$ par exemple, il serait intéressant de mesurer la durée de vie d'assemblages électroniques soumis à des cycles entre -50°C et 50°C , ainsi qu'entre 0°C et 100°C . L'idée sous-jacente ici est d'investiguer l'impact des basses températures sur l'endommagement thermomécanique des brasures SAC305. La boucle d'hystérésis présentée au chapitre 1 et représentative des sollicitations thermomécaniques générées entre -25°C et 25°C a en effet montré la faible influence du palier à basse température sur la densité d'énergie de déformation dissipée au cours de ce cycle thermique. Il serait donc intéressant de corrélérer ce critère de fatigue avec un nombre de cycle à défaillance afin de quantifier l'impact de la température moyenne du cycle.

g) Influence du temps de palier

Un paramètre important à prendre en compte lors de la définition d'un cycle thermique, est le temps de maintien aux températures extrêmes. D'un point de vue économique d'abord, la durée des essais accélérés doit être minimisée et les temps de palier sont de fait généralement fixés à 15 minutes. Concernant le comportement mécanique de l'alliage de brasure, le temps de palier imposé caractérise les étapes du cycle où la déformation thermique au niveau des interconnexions est maintenue constante. Ce paramètre influe donc sur le comportement mécanique des joints brasés puisqu'un temps de maintien important permet une meilleure relaxation des contraintes qu'un palier court. D'un point de vue microstructural, un palier thermique, particulièrement à haute température, constitue une condition de stockage isotherme où des phénomènes de coalescence des phases intermétalliques peuvent être activés. Sans entrer dans ces détails, une évaluation brute de l'influence des temps de palier a été effectuée en comparant les résultats en durée de vie ($N_{50\%}$) établis à partir des cycles 1, 2 et 3 respectivement (15, 30 et 120 minutes de temps de palier). La Figure 3-21 est un graphique présentant l'évolution du nombre de cycle correspondant à 50% de défaillance en fonction de la durée des temps aux paliers thermiques.

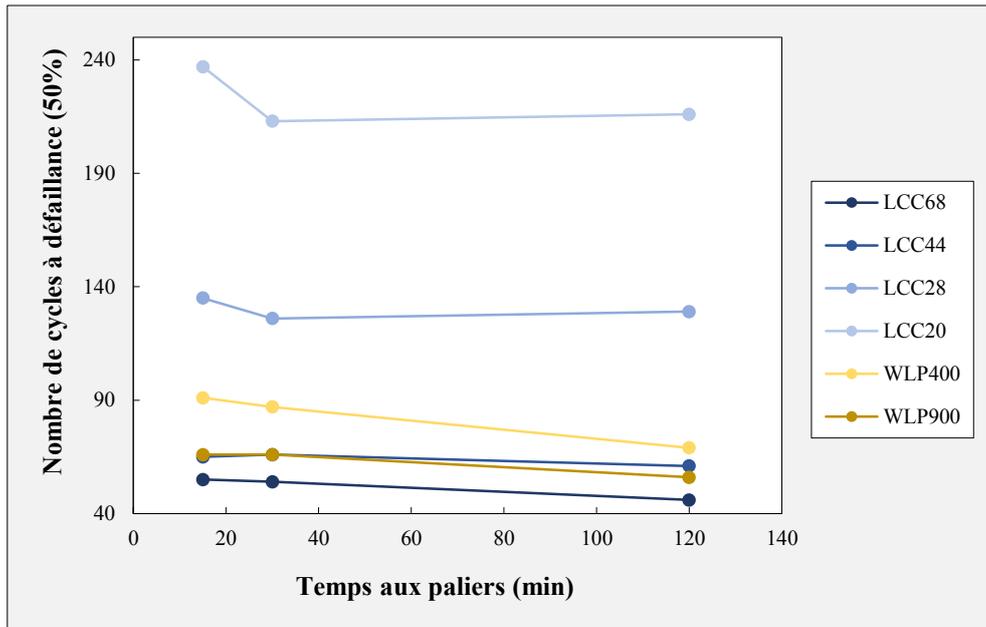


Figure 3-21 Évolution de la durée de vie des composants LCC et WLP en fonction des temps de palier

Ces courbes ne permettent pas d'identifier dans tous les cas une tendance claire pouvant caractériser l'influence de la durée des paliers aux températures extrêmes. Dans le cas du LCC28, la durabilité augmente lorsque les temps de palier passent de 30 à 120 minutes alors qu'elle diminue dans tous les autres cas de composants. Des travaux menés en 2010 par le *Center for Advanced Life Cycle Engineering* (CALCE) ont permis d'évaluer l'effet de la durée des temps de palier sur la durabilité thermomécanique de différentes compositions de brasure dont l'alliage SAC305 [211]. Les résultats de cette étude ont montré que la durée de vie des composants diminue lorsque la durée des temps de palier augmente. Cet effet est d'autant plus marqué que la température moyenne du cycle thermique est faible. Ils ont également mis en évidence l'impact de différents temps de palier imposés à basse et haute températures. Pour un cycle thermique variant entre -25°C et 25°C , les auteurs ont montré qu'un maintien à -25°C pendant 75 minutes était plus endommageant qu'un palier de 75 minutes à 25°C . Il faut néanmoins considérer ce dernier résultat avec précaution car à température ambiante, les joints de brasure ne sont pas sollicités ou très peu (du fait des contraintes résiduelles générées lors de l'assemblage par refusion). En outre, ces travaux ont montré que les temps imposés aux paliers variaient comme le logarithme de l'inverse du nombre de cycles à défaillance. Dans notre étude, seuls les composants LCC68, LCC44 et WLP400 présentent cette évolution.

Lors du séminaire Safran Electronics & Defense, J.P. Clech avait exposé des travaux mettant en évidence l'influence négligeable des longs temps de palier sur la fatigue thermomécanique des joints de brasure [74]. Les différentes études présentées ont montré que le temps à défaillance est proportionnel à la durée des paliers mais que le nombre de cycles à défaillance tendait vers une asymptote lorsque cette durée augmentait. À partir d'une certaine limite, il semblerait donc que les temps de palier n'aient plus d'influence sur l'endommagement thermomécanique des brasures. Plusieurs auteurs ont mis en évidence cet effet pour la composition eutectique 63Sn-37Pb [212]. La Figure 3-22 est une comparaison entre les résultats issus des travaux de J.P. Clech avec l'alliage SAC305 et les mesures obtenues dans la présente étude pour le composant WLP900.

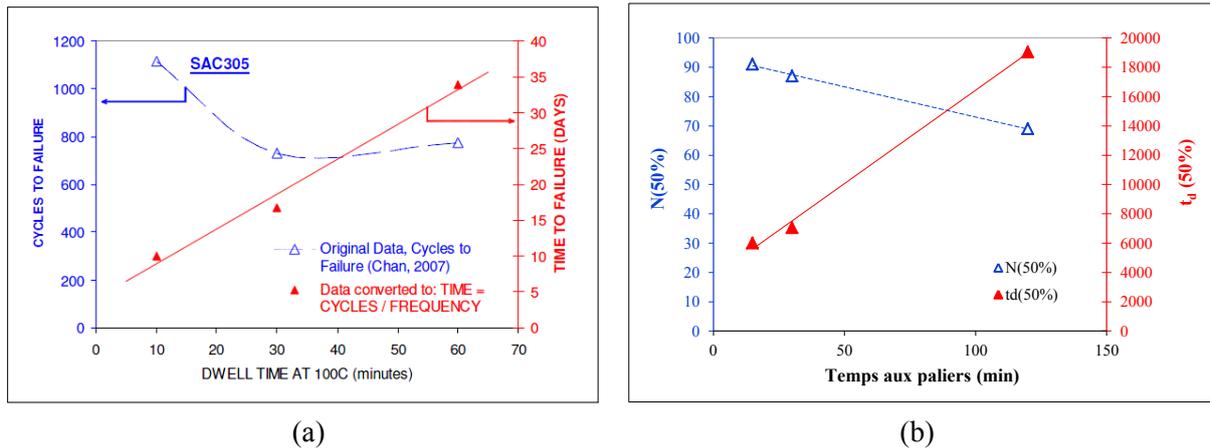


Figure 3-22 Influence de la durée du temps de palier sur le nombre de cycles à défaillance. (a) Travaux de J.P. Clech [74]. (b) Résultats obtenus avec le WLP900

Les temps à défaillance mesurés dans le cadre de cette étude sont bien proportionnels à la durée des paliers thermiques mais il n'existe pas d'asymptote lorsque ceux-ci augmentent. Excepté le cas des composants LCC28 et LCC20, la durabilité des assemblages diminuent lorsque les temps de paliers augmentent. Cela signifie donc que l'endommagement thermomécanique des joints d'interconnexion augmente avec la durée des temps de palier et que la relaxation des contraintes accumulées dans les brasures SAC305 nécessite un temps important.

h) Influence de l'alliage de brasure

→ SAC305 vs SnPb36Ag2

L'alliage de brasage joue un rôle déterminant sur la durabilité thermomécanique des assemblages électroniques. Plusieurs compositions massiques ont été étudiées afin de rendre compte de leur effet sur la vulnérabilité des joints brasés. Une comparaison est effectuée entre les alliages SAC305 et SnPb36Ag2 dont les véhicules de test correspondant ont subi le cycle thermique 1 (Figure 3-23).

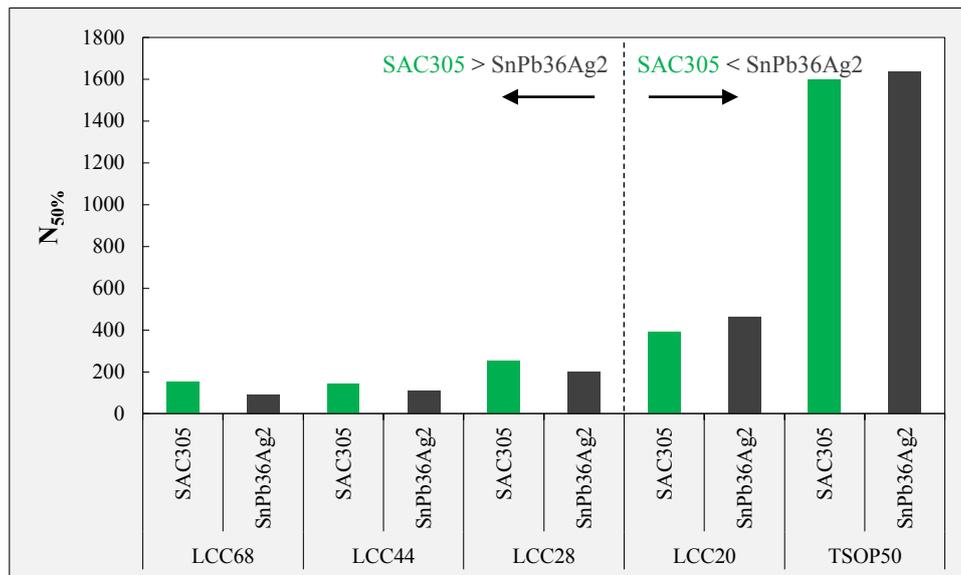


Figure 3-23 Comparaison des performances des alliages SAC305 et SnPb36Ag2 (cycle 1 : ΔT = 180°C)

Les résultats montrent que les assemblages brasés en SAC305 sont plus performants que les véhicules de test assemblés en SnPb36Ag2 pour les composants LCC68, LCC44 et LCC28. Une

inversion de comportement est en effet observée dans le cas du composant LCC20 et TSOP50. La distance à l'axe neutre (L_D) et donc l'angle de cisaillement au niveau des joints de brasure critiques sont moins élevés dans le cas du LCC20. Il semblerait donc que les joints brasés SAC305 soient plus résistants que les interconnexions SnPb36Ag2 dans le domaine de contraintes plus élevées. Ce type de croisement a déjà été mis en évidence pour les alliages 63Sn-37Pb et SAC387 avec cependant un comportement inverse aux fortes contraintes [74]. La durabilité des résistances sont en accord avec cette tendance. Seulement trois défaillances ont en effet été observées pour les résistances assemblées en SnPb36Ag2 (R2512) alors que la moitié des résistances R2512 et R2010 assemblées en SAC305 a défailli (les résultats ne sont pas représentés sur le graphique car le nombre de défaillances dans le cas de l'alliage SnPb36Ag2 n'est pas suffisant pour permettre une analyse statistique de Weibull). Ce type de composant présente de faibles dimensions et génère donc de faibles niveaux de déformation dans les joints d'interconnexion. Les composants TSOP50, dont les durées de vie sont intermédiaires à celles mesurées pour les LCC et les résistances, présentent une durabilité similaire quelle que soit la composition de l'alliage de brasure. Enfin, le cas des composants WLP400 et WLP900 est particulier car les billes de brasure présentent une composition mixte SAC305 (billes) + SnPb36Ag2 (crème à braser). Les courbes de Weibull présentées en Figure 3-24 permettent de comparer les performances de l'alliage SAC305 par rapport à cette composition mixte. Les résultats en durée de vie sont très proches mais la composition mixte SAC305+SnPb36Ag2 (seulement notée SnPb36Ag2) est légèrement plus performante que l'alliage SAC305.

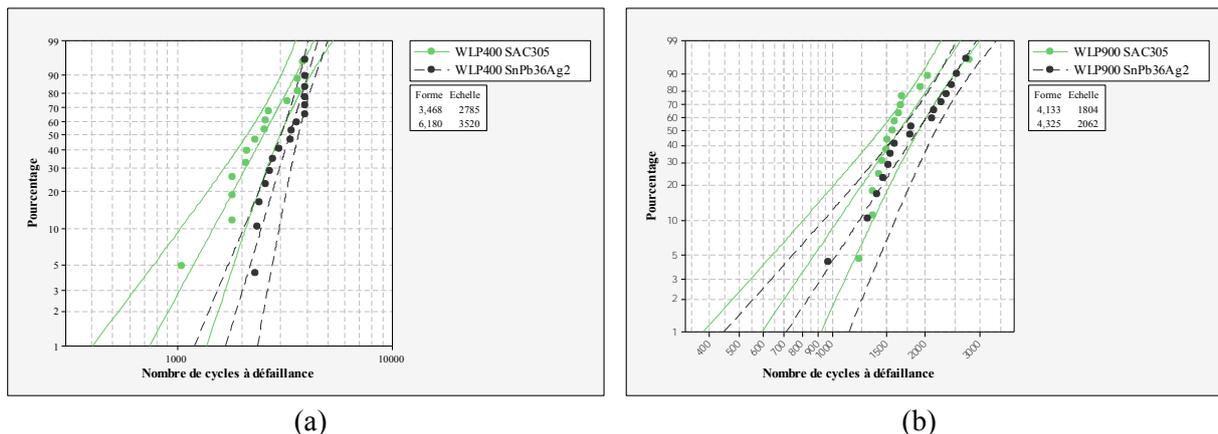
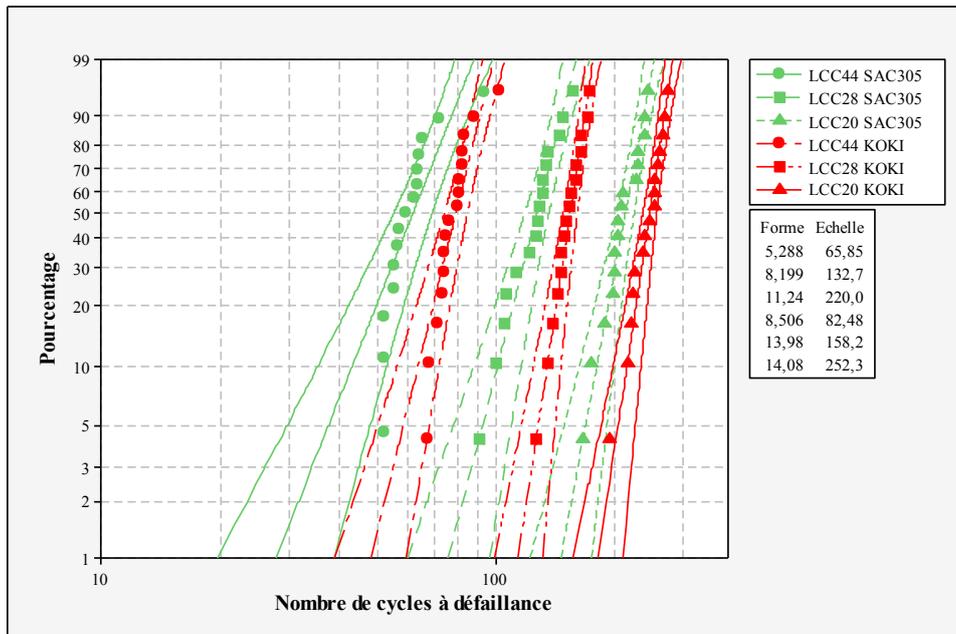


Figure 3-24 Performances de l'alliage SAC305 et de la composition mixte SAC305+SnPb36Ag2. (a) WLP400. (b) WLP900

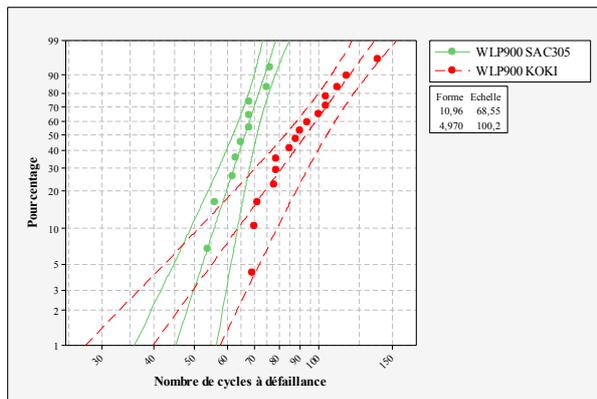
Les essais accélérés correspondant au cycle 5 n'ont permis d'obtenir des résultats en durée de vie que pour les composants LCC et WLP. Quelle que soit la taille des boîtiers LCC, l'alliage SAC305 présente de meilleures performances thermomécaniques que l'alliage SnPb36Ag2. Les résultats issus du cycle 5 ne sont donc pas cohérents avec ceux du cycle 1 qui avaient montré une meilleure durabilité des brasures SnPb36Ag2 aux faibles contraintes. Concernant la tenue thermomécanique des WLP, l'alliage SAC305 est là encore légèrement moins performant que la composition mixte SAC305 + SnPb36Ag2.

→ SAC305 vs KOKI

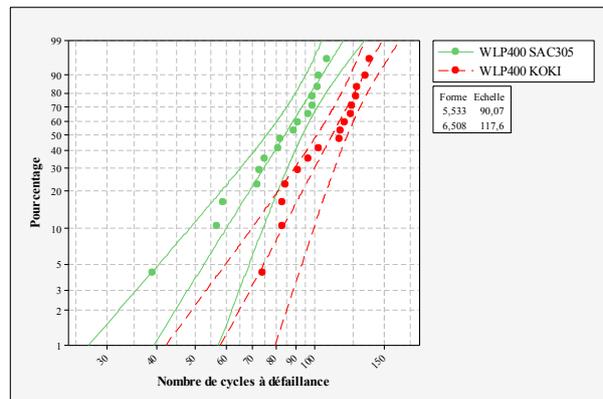
Un autre alliage sans plomb dit « haute performance », a également été étudié afin d'évaluer sa résistance à la fatigue thermomécanique. Les véhicules de test assemblés selon le procédé KOKI ont subi les cycles thermiques entre -55°C et 125°C avec des temps de palier de 30 minutes (cycle 2). La Figure 3-25 présente les courbes de Weibull correspondant aux composants LCC et WLP. Pour ces derniers, les billes de brasure ont une composition mixte SAC305 + KOKI.



(a)



(b)



(c)

Figure 3-25 Performance de l'alliage SAC305 et de la composition mixte SAC305 + KOKI. (a) LCC44, LCC28 et LCC20. (b) WLP900 et (c) WLP400

Les composants LCC assemblés avec l'alliage KOKI présentent une meilleure résistance à la fatigue que les assemblages SAC305. Pour des raisons de clarté, les résultats en durée de vie obtenus à partir des composants LCC68 n'ont pas été représentés (la tendance est la même : SAC305 < KOKI). Concernant les composants WLP, pour les niveaux de déformation testés, les interconnexions mixtes SAC305 + KOKI sont plus durables que les billes de brasure SAC305.

Les composants résistifs correspondant aux deux types de brasures ont subi des défaillances mais les mesures chaotiques de continuité électrique n'ont pas permis de discriminer les ruptures correspondant aux différentes résistances dans le cas de l'alliage KOKI. Celles-ci sont en effet placées en parallèle sur le circuit et la défaillance de chacun des boîtiers est théoriquement déterminée par rapport à l'évolution de la résistance équivalente de l'ensemble. La défaillance est ainsi caractérisée par un saut de résistance d'une certaine valeur pour chaque composant. Les résistances initiales des boîtiers R2512, R2010 et R1210 sont respectivement de 91.1 Ω , 51.2 Ω et 39.3 Ω . La Figure 3-26 présente un exemple de mesures de continuité électrique pour une résistance assemblée en SAC305 et avec la crème à braser KOKI (« 2N » correspond au nombre de scans).

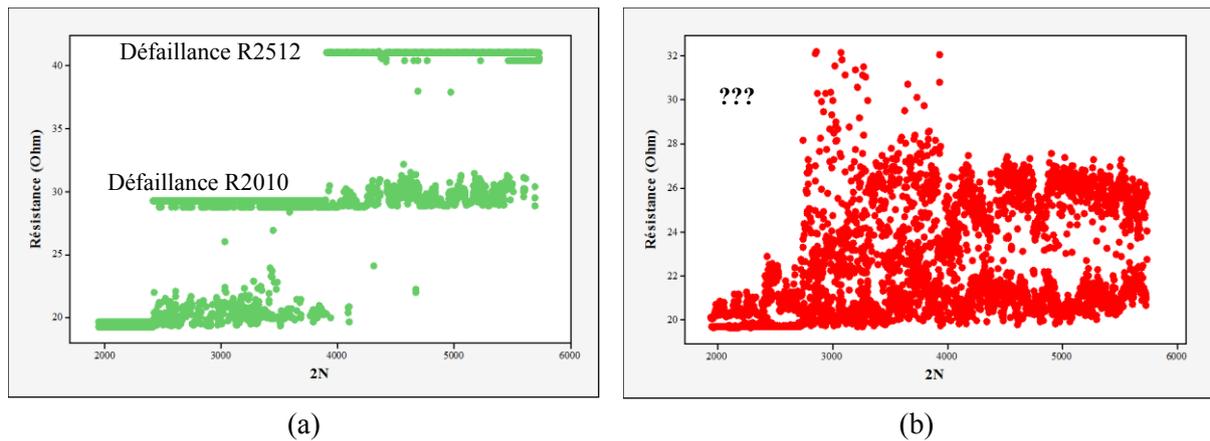


Figure 3-26 Évolution de la résistance électrique au cours du cycle 2 pour les assemblages (a) SAC305 et (b) KOKI

Alors que les défaillances correspondant à chaque composant sont facilement identifiables dans le cas de l'alliage SAC305 grâce aux sauts de résistance, les résultats obtenus avec l'alliage KOKI ont bien montré l'existence de fissures de fatigue mais n'ont pas permis de déterminer au niveau de quel composant elles s'initiaient et se propageaient.

i) *Influence du diamètre des plages de report en cuivre*

Les dimensions des plages de report en cuivre sur lesquelles est déposée la crème à braser et sont ensuite reportés les composants électroniques ont une influence non négligeable sur la durée de vie en cyclage thermique des assemblages électroniques. La diminution du diamètre de ces plages est en effet supposée augmenter la durabilité thermomécanique des boîtiers BGA. Cette idée suggérée dans de précédents travaux [74] a été mise en application avec certains véhicules de test fabriqués dans ces travaux de thèse. Les composants WLP400 et WLP900 ont ainsi été assemblés sur des *pads* de cuivre de 300 μm (routage A) et 220 μm (routage B) de diamètre. Cette modification permet ainsi d'équilibrer les sections résistantes du côté du composant et du PCB. L'objectif de cette étude est de corréler l'état mécanique des billes de brasure critiques avec les résultats en durée de vie obtenus dans le cas des configurations non-équilibré et équilibré. Une modélisation éléments-finis de ces assemblages WLP400 est ainsi effectuée.

Résultats en durée de vie

L'étude se place ici dans le cadre des essais accélérés menés sur les assemblages de test VT5_A_MC_1,6_Cu :12_SAC305 (WLP non-équilibrés) et VT5_B_MC_1,6_Cu :12_SAC305 (WLP équilibrés) ayant subi des sollicitations thermomécaniques selon les conditions du cycle 2 et du cycle 3. La figure suivante présente deux micrographies de billes de brasure correspondant aux deux géométries de plage de report.

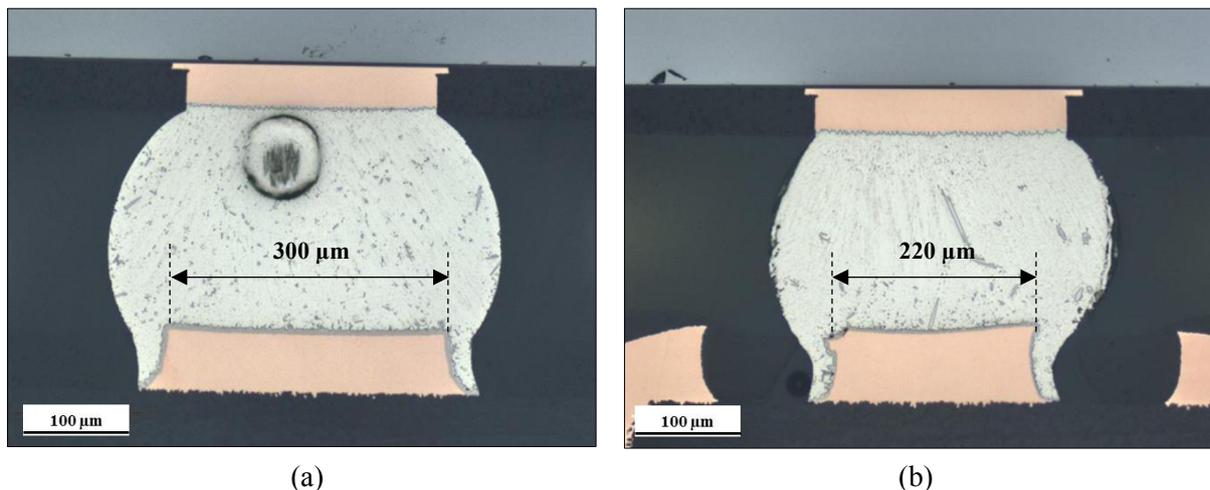


Figure 3-27 Micrographies des billes de brasure (a) non-équilibrées et (b) équilibrées

La diminution du diamètre des plages de report en cuivre permet en quelque sorte de symétriser les joints d'interconnexion et donc de « libérer » l'interface brasure / composant des contraintes générées au cours des cycles thermiques. Les analyses de défaillance menées sur les composants WLP non-équilibrés ont montré la fissuration systématique des billes de brasure du côté du composant (Figure 3-28 (a)). Le mode de rupture observé dans le cas des WLP équilibrés est également l'initiation et la propagation de fissures de fatigue dans la brasure côté BGA (Figure 3-28 (b)). Les différentes observations ont également permis de mettre en évidence un volume d'endommagement dans lequel les fissures se propagent. Ce volume sera par la suite considéré pour le calcul de la densité d'énergie de déformation inélastique accumulée au cours des cycles.

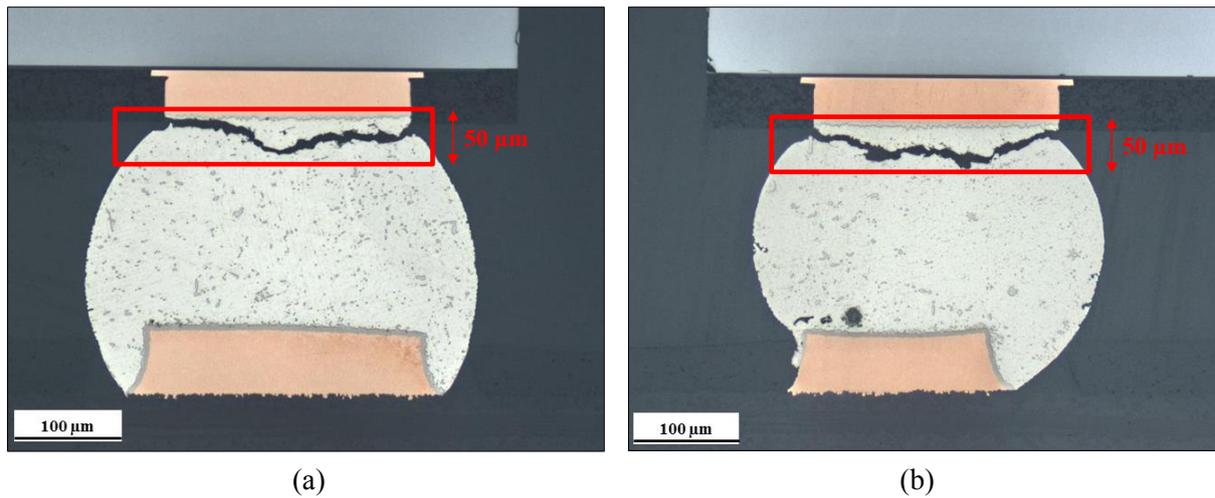


Figure 3-28 Analyses de défaillance de composants WLP900 (a) non-équilibrés et (b) équilibrés

Les différents graphiques de Weibull présentés dans la figure ci-dessous montre le gain obtenu en matière de durées de vie lors du passage de la géométrie non-équilibrée à équilibrée.

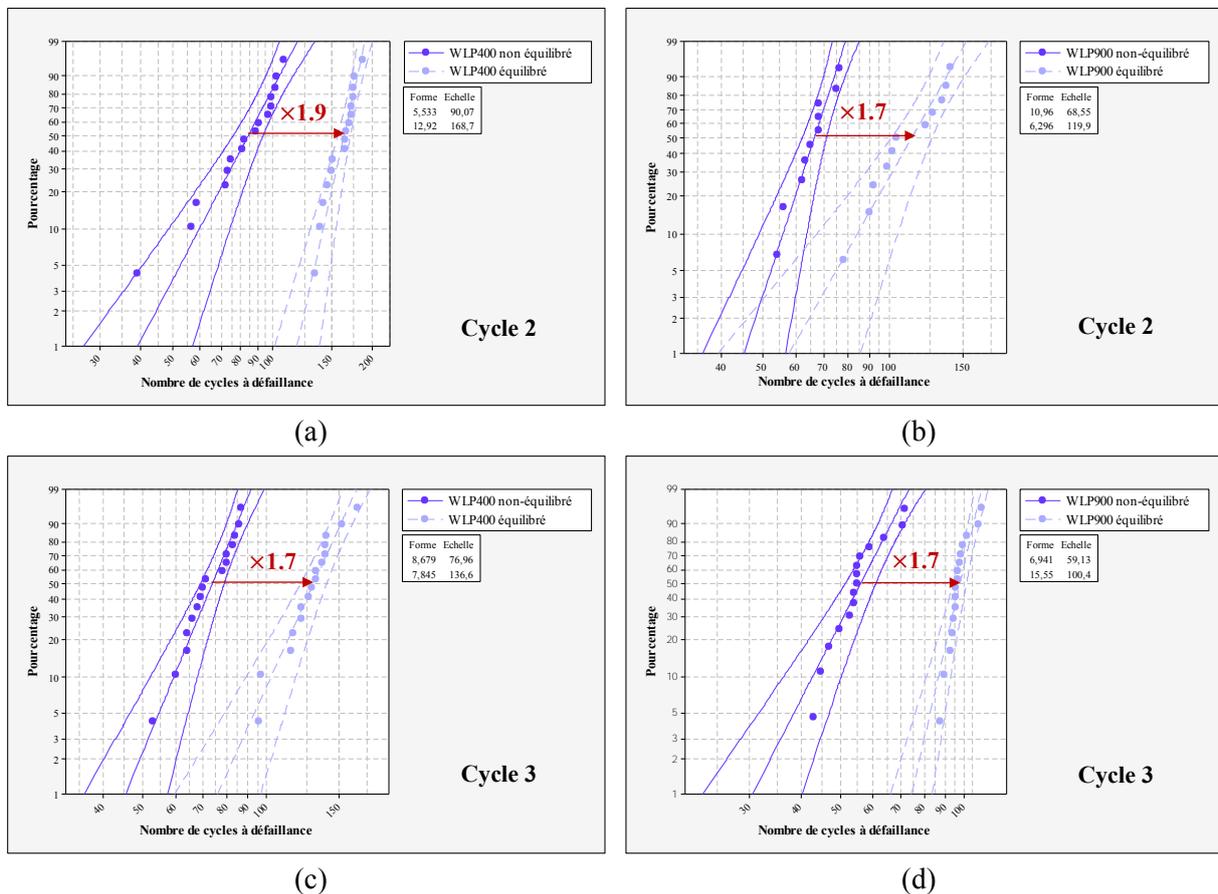


Figure 3-29 Comparaison des courbes de Weibull correspondant aux WLP non-équilibrés et équilibrés. (a) WLP400 et (b) WLP900 (cycle 2). (c) WLP400 et (d) WLP900 (cycle 3)

La modification du diamètre des plages de report en cuivre du PCB constitue une optimisation qui améliore significativement la durée de vie des assemblages de test considérés dans cette étude. Le nombre de cycles à défaillance obtenu dans le cas des configurations équilibrées est en effet de 1.7 à 1.9 fois supérieur à celui mesuré avec les assemblages de test non-équilibrés.

Modélisation des véhicules de test

L'analyse éléments-finis est réalisée à l'aide du logiciel ANSYS Workbench 16.2. Une « tranche » de modèle est ici considérée (*slice model* en anglais). Cette technique de modélisation a l'avantage de diminuer considérablement le nombre d'éléments générés et donc de diminuer le temps de calcul pour l'analyse non-linéaire [213]. Elle permet en outre de tenir compte des principaux effets dus à la fatigue thermomécanique et de garantir le calcul de l'état de contrainte et de déformation dans la bille de brasure critique en coin de composant. La figure suivante présente ce modèle géométrique simplifié prenant uniquement en compte la diagonale du WLP400.

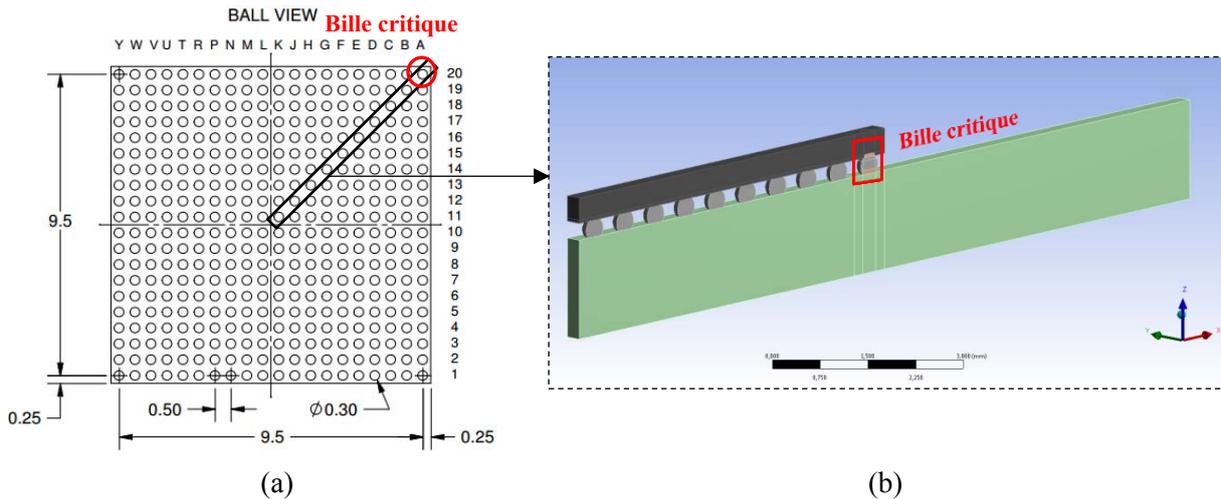


Figure 3-30 Modélisation de l'assemblage WLP400. (a) Plan vu de dessous du composant. (b) Tranche de modèle modélisée

Maillage

Seul le joint d'interconnexion en coin de composant est modélisé dans le détail avec la présence des plages de report en cuivre. Cette bille critique est plus finement maillée afin de garantir le calcul précis des contraintes et des déformations générées aux cours des cycles thermiques. La figure suivante présente le maillage attribué aux billes de brasure en coin de composant dans le cas non-équilibré et équilibré.

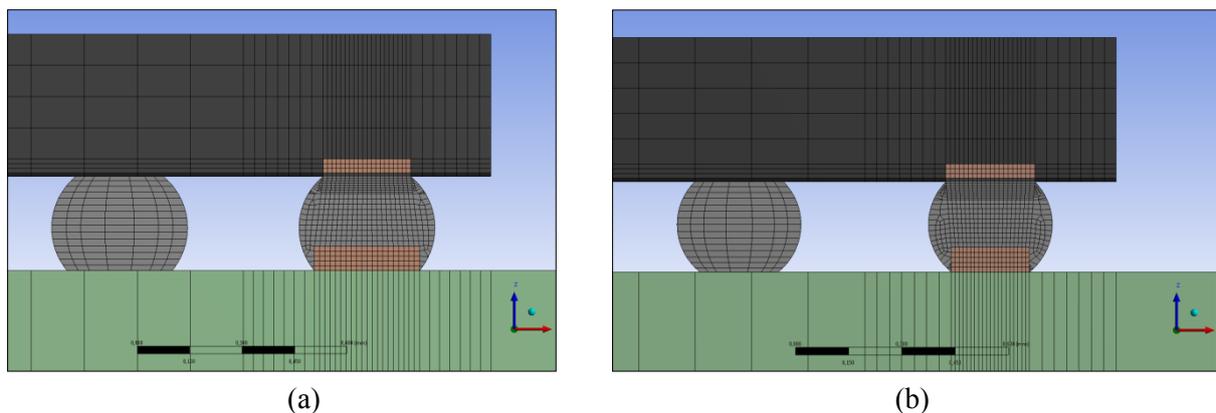


Figure 3-31 Maillage du modèle géométrique. Bille de brasure critique (a) non-équilibrée et (b) équilibrée

Une plus grande finesse de maillage est en outre attribuée à la partie supérieure de la bille de brasure côté composant. Cette couche d'éléments de 50 μm d'épaisseur correspond au volume d'endommagement thermomécanique identifié grâce aux analyses de défaillance. Le maillage

comprend 12621 éléments et 64495 nœuds pour le modèle géométrique non-équilibré et 12884 éléments et 65628 nœuds dans le cas du modèle équilibré. Les éléments utilisés pour cette analyse sont les éléments solides SOLID186 (éléments quadratiques à 20 nœuds), SOLID187 (éléments quadratiques à 10 nœuds) ainsi que les éléments surfaciques CONTA174 et TARGE170.

Conditions aux limites

Compte-tenu de la géométrie particulière du modèle coupé considéré, l'établissement des conditions aux limites est significativement différent des modélisations précédemment réalisées dans les chapitres 1 et 2. La figure suivante présente les différentes conditions aux limites appliquées au modèle coupé.

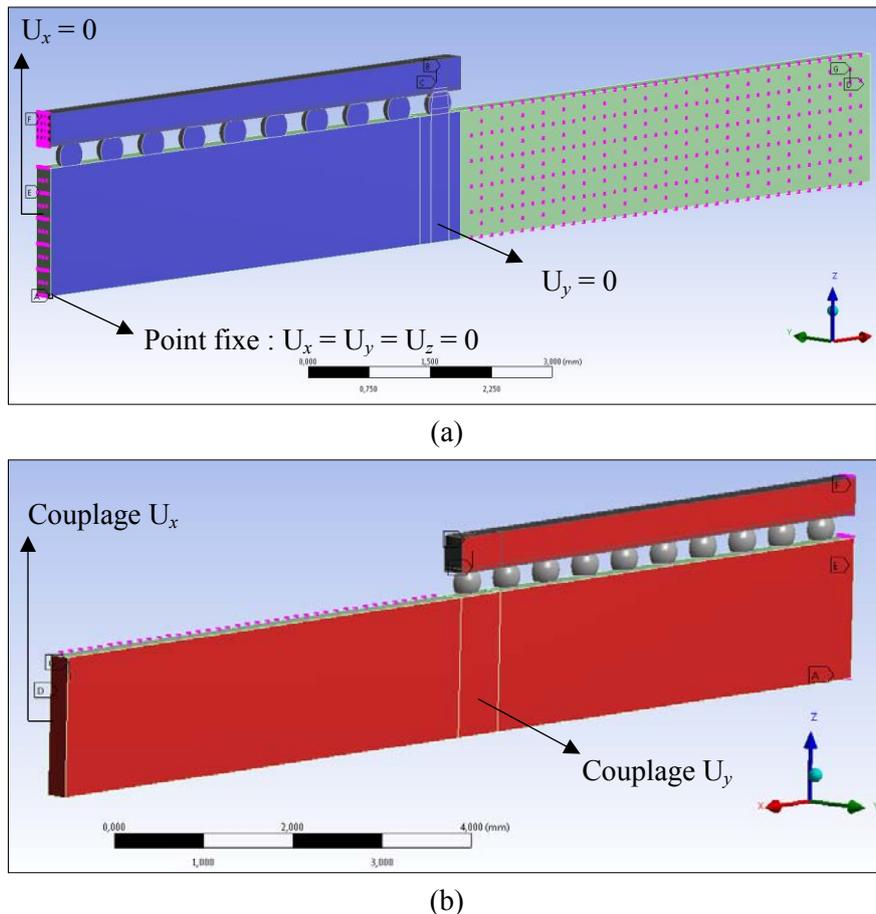


Figure 3-32 Conditions aux limites du modèle coupé. (a) Symétries et point fixe. (b) Conditions de couplage

La largeur du modèle géométrique construit est égale à la moitié de l'espacement diagonal entre les billes de brasure (c'est-à-dire $0.5\sqrt{2}$ puisque le pas du composant vaut 0.5). Le plan orthogonal à la direction y affiché en rouge sur la Figure 3-32 n'est ni une surface libre, ni un plan de symétrie. Un couplage des déplacements selon la direction y est donc appliqué à toutes les faces de ce plan. Concrètement, cela signifie que les nœuds appartenant à ces faces peuvent se déplacer mais doivent rester dans un même plan. Un couplage des déplacements selon la direction x est également attribué aux nœuds de la face située à l'extrémité du PCB. Ce couplage permet de rendre compte de la présence des composants adjacents au WLP400. Les plans de symétrie sont considérés en bloquant les nœuds dans la direction perpendiculaire à ces plans (Figure 3-32). Un point fixe permettant de bloquer les déplacements dans les trois dimensions de l'espace est enfin appliqué au sommet inférieur du PCB.

Propriétés mécaniques des matériaux

Le composant WLP400 présente une construction simple avec une puce en silicium dont les propriétés mécaniques sont connues. Le substrat est un PCB Double-Faces dont le CTE a été mesuré (Figure 3-16) et dont le module d'Young a été estimé à partir d'une loi de mélange. Le tableau 3-5 présente les propriétés mécaniques orthotropes du PCB et les propriétés isotropes du composant. Cette étude comparative a été réalisée en amont de la caractérisation de l'alliage SAC305, la loi viscoplastique considérée ici est donc issue de la littérature et a été explicitée dans le tableau 1-8 [101]. Le module d'élasticité attribué à l'alliage SAC305 est fonction de la température selon les résultats obtenus en figure 1-38 (a) (barreau SAC305).

Tableau 3-5 Propriétés mécaniques du PCB DF, du composant WLP400 et du cuivre

PCB DF ($\nu = 0.15$)				WLP400 : Si ($\nu = 0.22$)			Cuivre ($\nu = 0.34$)		
T (°C)	CTE (°C ⁻¹)		E (GPa)	T (°C)	CTE (°C ⁻¹)	E (GPa)	T (°C)	CTE (°C ⁻¹)	E (GPa)
	(x, y)	z							
-55	1.15×10^{-5}	1.81×10^{-5}	14.5	20	2.7×10^{-6}	150	20	1.7×10^{-5}	110
0	1.21×10^{-5}	2.22×10^{-5}	13.9						
20	1.24×10^{-5}	2.38×10^{-5}	13.5						
85	1.31×10^{-5}	2.81×10^{-5}	12.2						
125	1.35×10^{-5}	3.06×10^{-5}	11.5						

Résultats de simulations

Les résultats de simulations présentés ici ont été obtenus en considérant les conditions du cycle 2. Trois cycles thermiques sont simulés ici afin d'atteindre la stabilité des résultats énergétiques (stabilisation de la boucle d'hystérésis). Un premier résultat présentant le comportement thermomécanique global de l'assemblage non-équilibré montre l'expansion et la flexion convexe du composant et du PCB lors de la montée en température jusqu'au palier à 125°C (Figure 3-33 (a)). La bille de brasure critique en coin de composant est principalement sollicitée en cisaillement et la zone la plus fortement déformée se situe à l'interface avec le composant (Figure 3-33 (c)). La modélisation a en outre permis de mettre en évidence le gradient de déformation existant dans la diagonale du composant WLP400.

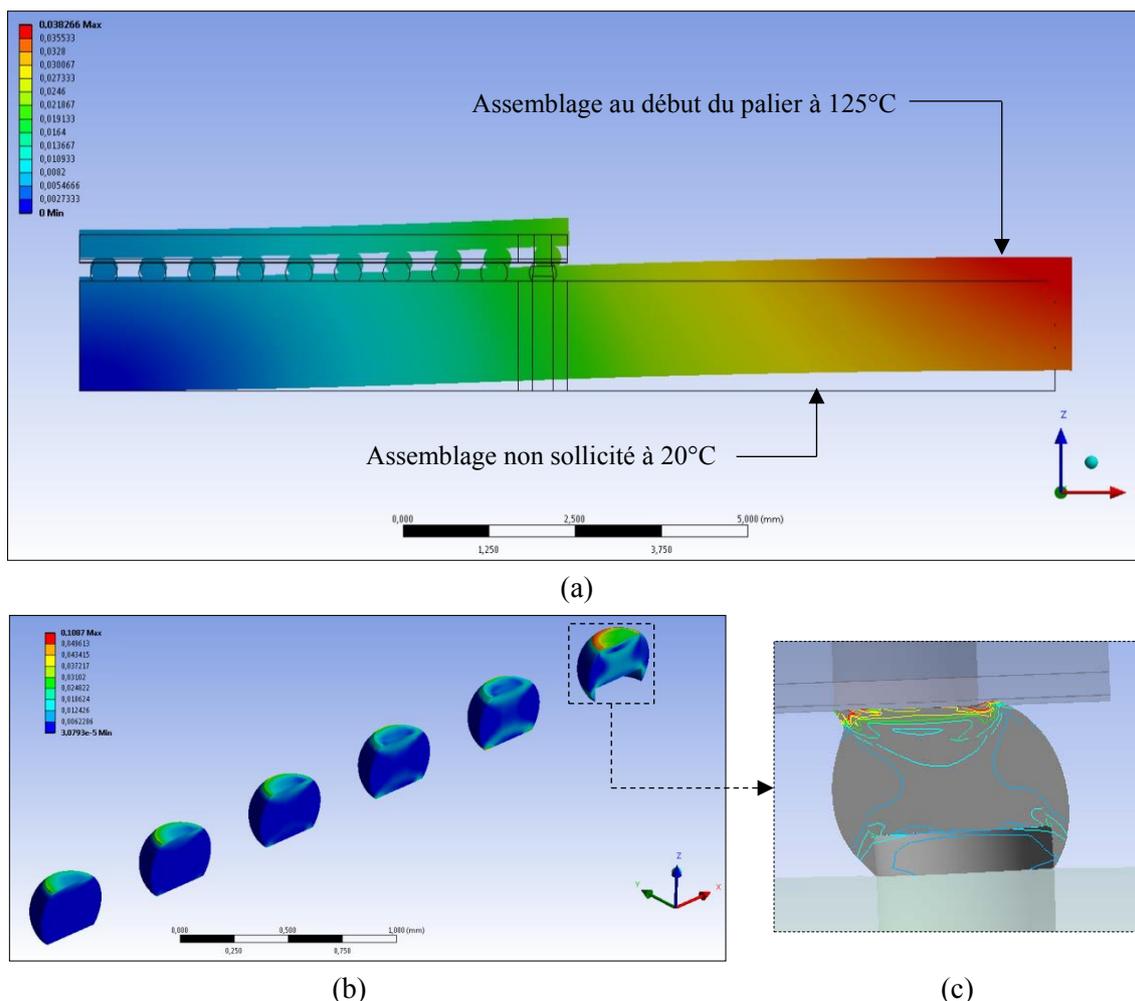


Figure 3-33 Modélisation thermomécanique de l'assemblage WLP400. (a) Déplacement total de l'assemblage. (b) Gradient de déformation totale équivalente de von Mises dans la diagonale du composant. (c) Lignes iso-déformation mettant en évidence la zone fortement contrainte à l'interface entre la bille de brasure et le composant WLP400

Les modélisations correspondant aux assemblages non-équilibrés et équilibrés sont ensuite comparées à travers le calcul de la déformation totale équivalente de von Mises dans chacune des billes de brasure critiques. Les figures 3.34 (b) et 3.34 (c) présentent la cartographie des déformations générées dans les joints d'interconnexion non-équilibrés et équilibrés au début du palier haut à 125°C. Il est intéressant de noter que la déformation maximale est dans les deux cas située à l'interface entre la bille et le composant, au niveau de la singularité géométrique induite par la définition SMD des plages de report des WLP. Ce calcul est donc en accord avec les analyses de défaillance qui ont systématiquement montré des initiations de fissures de fatigue au niveau du « cou » des billes de brasure côté composant. Il est également important de remarquer que dans le cas de l'assemblage équilibré, la région de la bille de brasure côté PCB est plus sollicitée que dans la situation non-équilibrée. La Figure 3-35 présente l'évolution de la déformation totale équivalente de von Mises au cours des cycles thermiques. Le graphique montre que l'amplitude des déformations engendrées est plus faible dans le cas des assemblages équilibrés. L'équilibrage des plages de report du composant et du PCB permet donc bien d'équilibrer les sollicitations thermomécaniques dans l'ensemble de la bille de brasure critique. La zone fortement endommagée du côté du composant est ainsi « libérée » d'une certaine partie des contraintes générées et les WLP équilibrés présentent donc des durées de vie plus importantes.

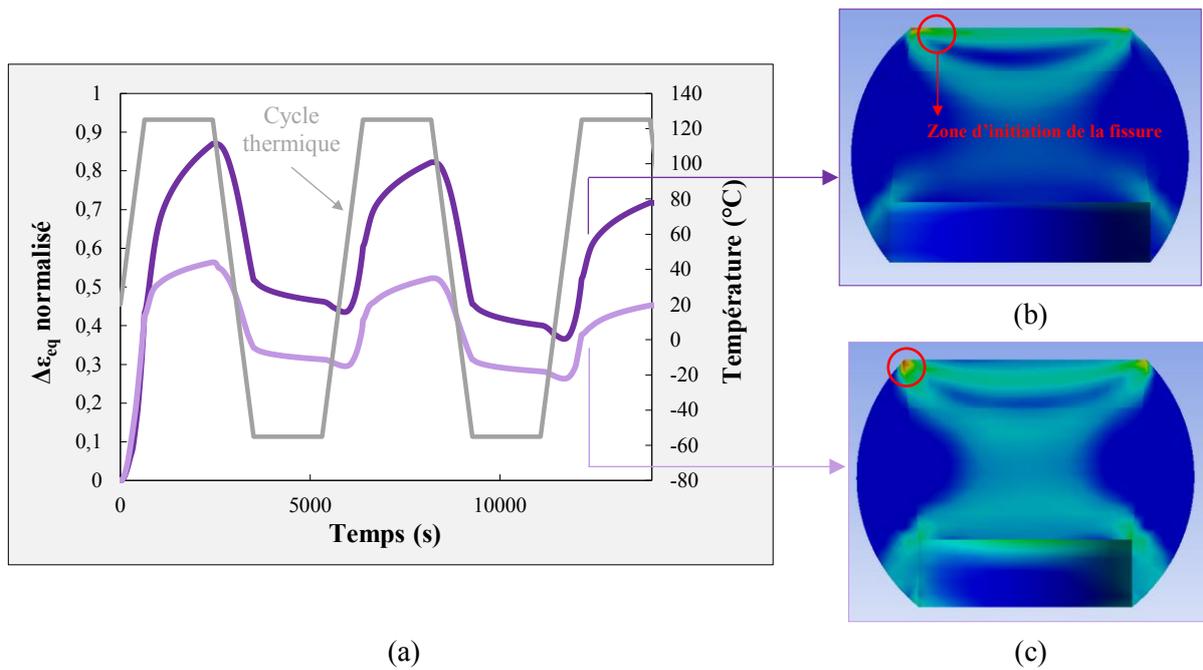


Figure 3-34 (a) Évolution de la déformation totale équivalente de von Mises dans les billes de brasure critiques correspondant aux configurations (b) non-équilibrée et (c) équilibrée

Enfin, la densité d'énergie de déformation inélastique accumulée au cours des cycles thermiques est calculée dans la zone de fortes déformations où les fissures de fatigue sont observées (couche d'éléments de 50 μm d'épaisseur). La figure suivante présente l'évolution de ce critère énergétique dans le cas des assemblages non-équilibrés et équilibrés.

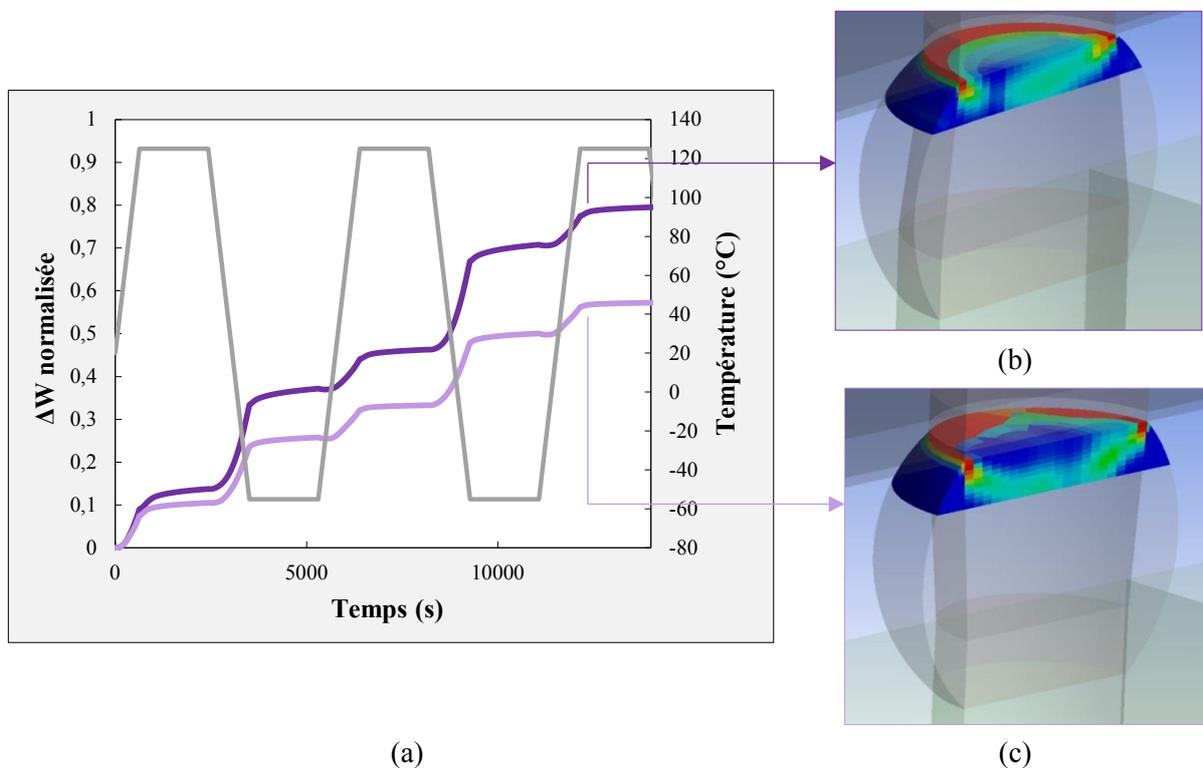


Figure 3-35 Évolution de la densité d'énergie inélastique accumulée dans la zone endommagée des billes de brasure critiques correspondant aux configurations (b) non-équilibrée et (c) équilibrée

Les différents calculs éléments-finis effectués ont montré que l'équilibrage des plages de report du côté du PCB permettait de réduire significativement l'état de sollicitation au niveau de la zone endommagée où les fissures de fatigue s'initient et se propagent. La « symétrisation » géométrique des billes de brasure permet en effet de répartir les efforts dans l'ensemble du joint. Le gain en durée de vie est significatif puisque des rapports de 1.7 à 1.9 sont obtenus entre les durabilités mesurées des configurations non-équilibrée et équilibrée. Cette modification géométrique effectuée au niveau du PCB en amont de l'assemblage participe à la démarche de conception pour la fiabilité (*Design for Reliability* en anglais) permettant d'assurer le bon fonctionnement d'un équipement électronique dans un certain environnement et pendant un temps donné. Cependant, et c'est bien là que réside tout la complexité de l'étude de la durabilité des assemblages électroniques, des publications s'intéressant à la durabilité mécanique en vibrations ont montré que plus le diamètre des plages de report du PCB était important, plus la contrainte était faible au niveau des billes d'interconnexion et donc la durée de vie élevée [137] [214]. Il est donc primordial de parfaitement bien identifier le profil de mission avant d'évaluer la durabilité d'un équipement électronique.

3.3.3. Analyses de défaillance

Les analyses de défaillance ont été réalisées à partir des coupons tests retirés de l'enceinte au fur et à mesure des cycles thermiques. Les modes de rupture ont donc été identifiés pour les composants résistifs (R2512), les WLP900, les LCC68 et les TSOP50. Cette partie a pour but de présenter les sites de défaillance pour chaque type de boîtiers. Une analyse plus complète de la microstructure des joints d'interconnexion en fonction de l'endommagement thermomécanique accumulé sera présentée dans la partie 3.4.

a) Brasures SAC305

→ Résistances R2512

Une première série d'observations a été réalisée à la binoculaire afin de mettre en évidence les sites d'initiation des fissures de fatigue. Les coupons tests utilisés sont issus des assemblages VT4_A_DF_0,8_Cu :12_SAC305 (R2512_{VT4, cycle 1} : $N_{50\%} = 2107$ cycles). La figure suivante présente trois images prises à la binoculaire de composants R2512 correspondant à différents niveaux d'endommagement thermomécanique (le dommage est noté « D »).

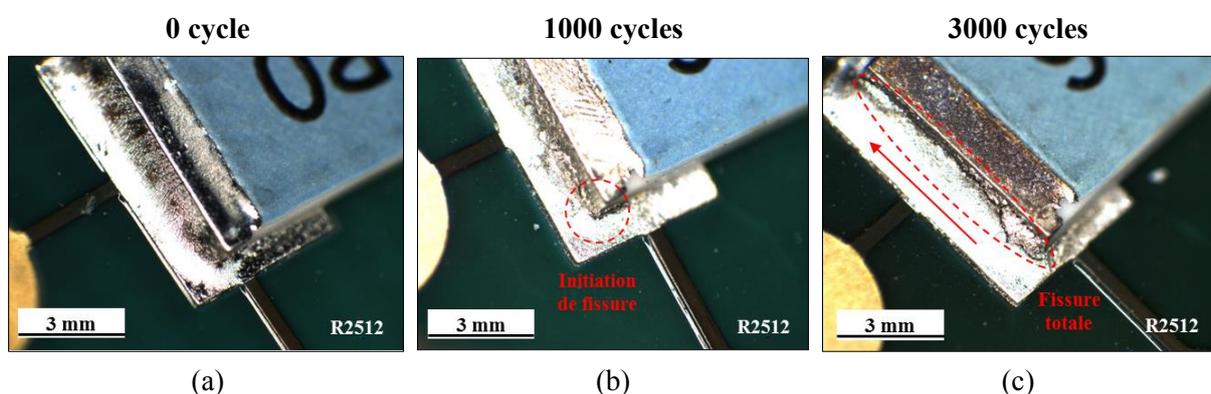


Figure 3-36 Endommagement thermomécanique des résistances R2512. Observations à la binoculaire des coupons tests retirés après (a) 0, (b) 1000 et (c) 3000 cycles (condition 1)

Des analyses ont ensuite été effectuées au microscope optique en lumière blanche et lumière polarisée à partir des coupons test du VT1_A_DF_1,6_Cu :12_SAC305 (R2512_{VT1, cycle 1} : $N_{50\%} = 3407$). La Figure 3-37 montre deux coupes micrographiques correspondant à deux niveaux

d'endommagement thermomécanique différent : résistances après refusion n'ayant donc subi aucun cycle thermique ($D = 0$) et présentant une fissure partielle ($0 < D < 1$).

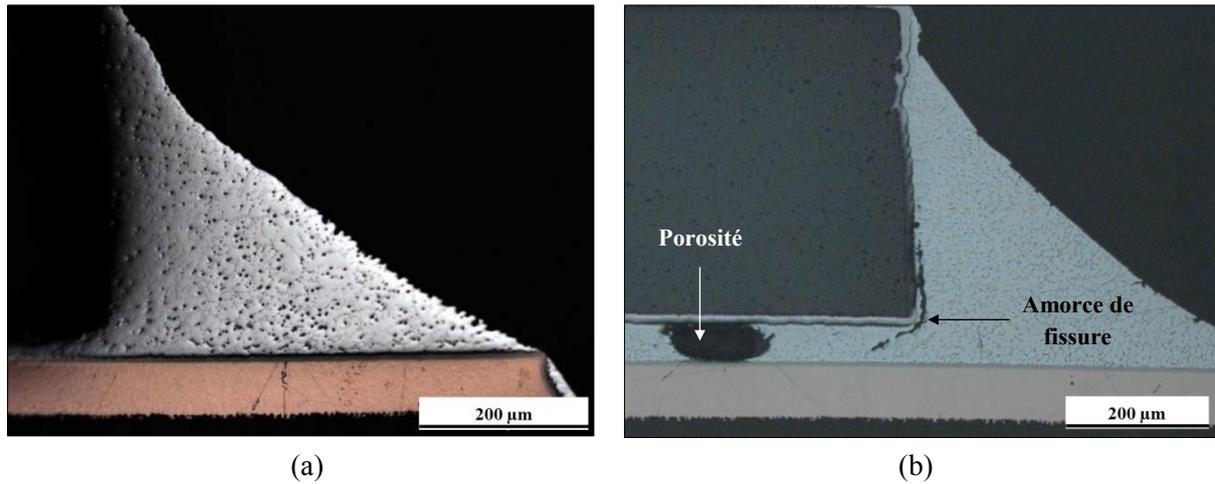


Figure 3-37 Micrographies de joints d'interconnexion de composants R2512 après (a) 0 et (b) 300 cycles (condition 1)

La coupe micrographique correspondant au composant endommagé a ensuite été observée en lumière polarisée afin de révéler les différents grains β -Sn d'orientations cristallines différentes. Les analyses optiques ont permis de mettre en évidence le phénomène de recristallisation au voisinage de la fissure de fatigue, c'est-à-dire dans les zones de fortes déformations (Figure 3-38). Les différents niveaux de gris visibles sous le composant caractérisent les grains recristallisés fortement désorientés.

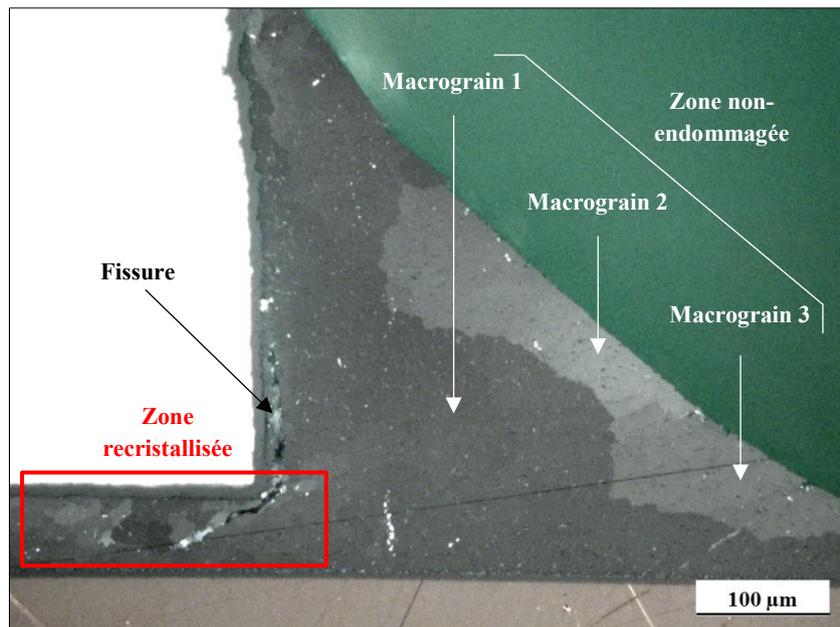


Figure 3-38 Phénomène de recristallisation observé au niveau d'une brasure R2512 SAC305 (condition 1 après 300 cycles)

Une fois la fissure initiée, celle-ci peut se propager selon deux directions privilégiées : le long du composant (Figure 3-39 (a)) ou en formant un angle de 45° avec la direction horizontale (Figure 3-39 (b)). Ce dernier type de rupture est majoritaire et est également observé au niveau des brasures de composants LCC.

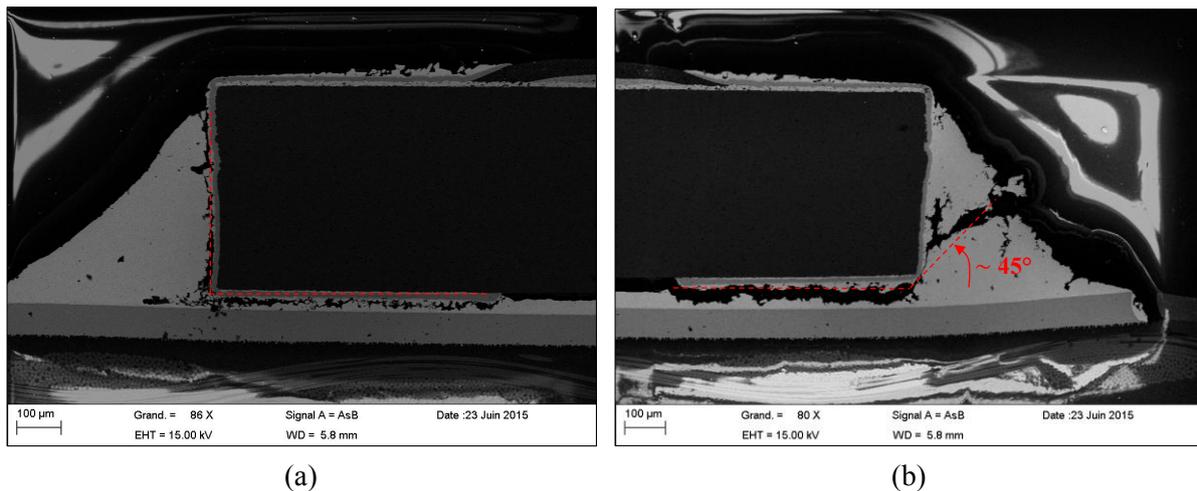


Figure 3-39 Observations au MEB de brasures R2512 fissurées. Propagation des fissures de fatigue (a) de façon verticale le long du composant et (b) faisant un angle de 45° avec la direction horizontale

→ WLP900

Contrairement aux *pads* de cuivre du PCB dont le diamètre est inférieur à l'ouverture du vernis épargne, les plages de report de ce composant à billes sont de type SMD. D'un point de vue géométrique, cela signifie donc que les joints d'interconnexion présente un « cou » du côté du composant. Cette singularité géométrique induit des zones de concentration de contrainte où les fissures vont pouvoir s'initier. De fait, les défauts observés sont systématiquement localisés du côté du WLP900. La Figure 3-40 présente une vue d'ensemble de plusieurs billes de brasure d'un composant WLP900 issu du VT1_A_DF_1,6_Cu :12_SAC305 (WLP900_{VT1, cycle 1} : $N_{50\%} = 131$) après une série de 500 cycles thermiques (condition 1).

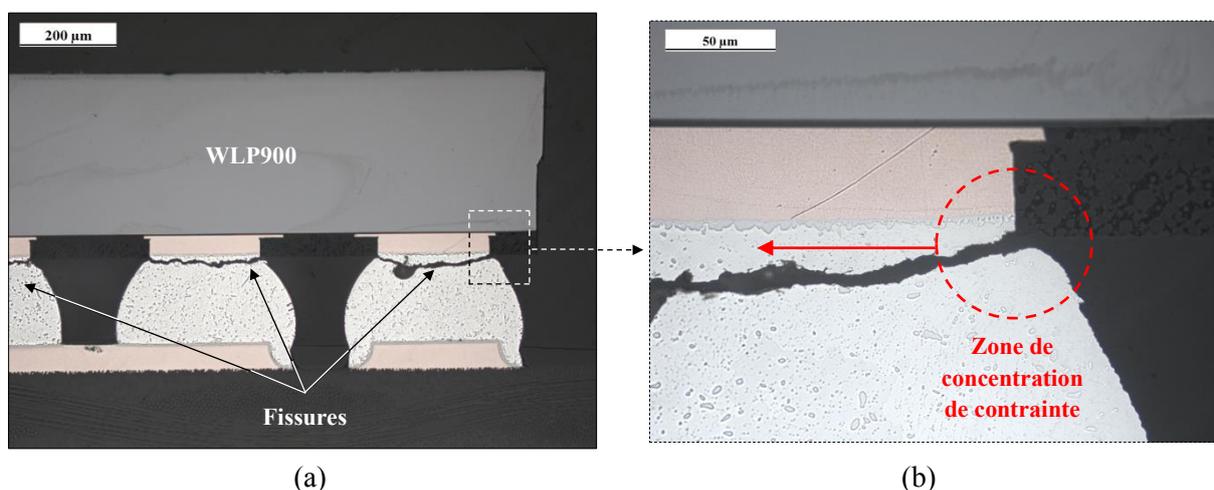


Figure 3-40 Sites de défaillance localisés pour les composants WLP. (a) Vue d'ensemble de plusieurs billes de brasure. (b) Vue détaillée au niveau de la singularité géométrique induite par la définition SMD

Ces billes de brasure SAC305 endommagées ont ensuite été observées en lumière polarisée afin de révéler les grains β -Sn (Figure 3-41). Comme pour la résistance R2512, la zone de forte déformation, située ici du côté du composant, est caractérisée par le phénomène de recristallisation. L'analyse du chemin de propagation des fissures montre la nature intergranulaire des ruptures de fatigue thermomécanique. Celles-ci sont induites par un mécanisme de glissement aux joints de grains dû aux contraintes de cisaillement générées au cours des cycles.

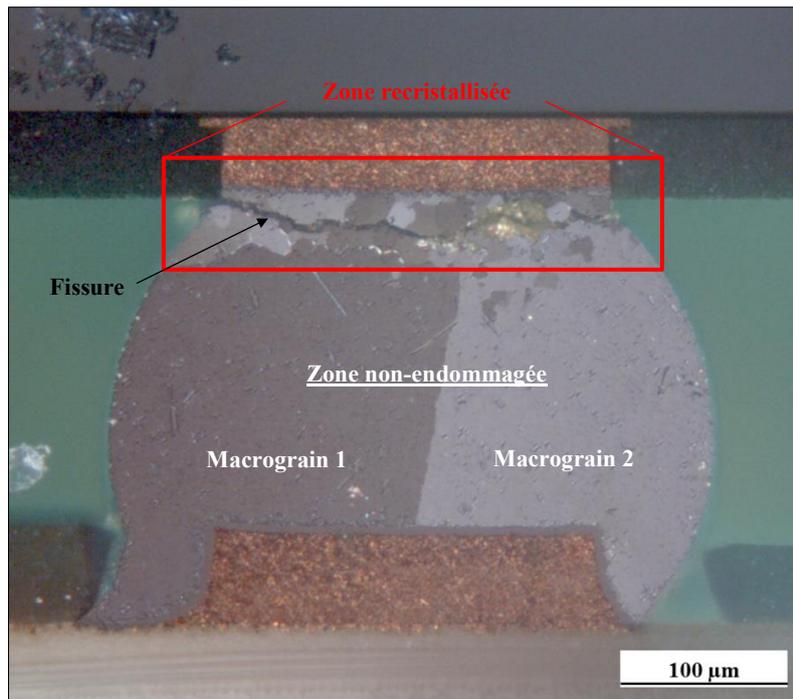


Figure 3-41 Phénomène de recristallisation du côté du WLP900 (condition 1 après 500 cycles)

→ LCC68

Les composants LCC présentent des chemins de propagation de fissures très semblables à ceux observés au niveau des résistances. La fissure s'initie en effet sous le composant où les déformations inélastiques générées au cours des cycles thermiques sont les plus importantes, puis se propage dans la partie de la brasure remontant sur le côté du LCC en faisant un angle de 45° avec l'horizontale. La figure suivante présente des joints d'interconnexion des composants LCC68 issus des coupons tests du VT5_A_MC_1,6_Cu :12_SAC305 (LCC68_{VT5, cycle 1} : $N_{50\%} = 55$).

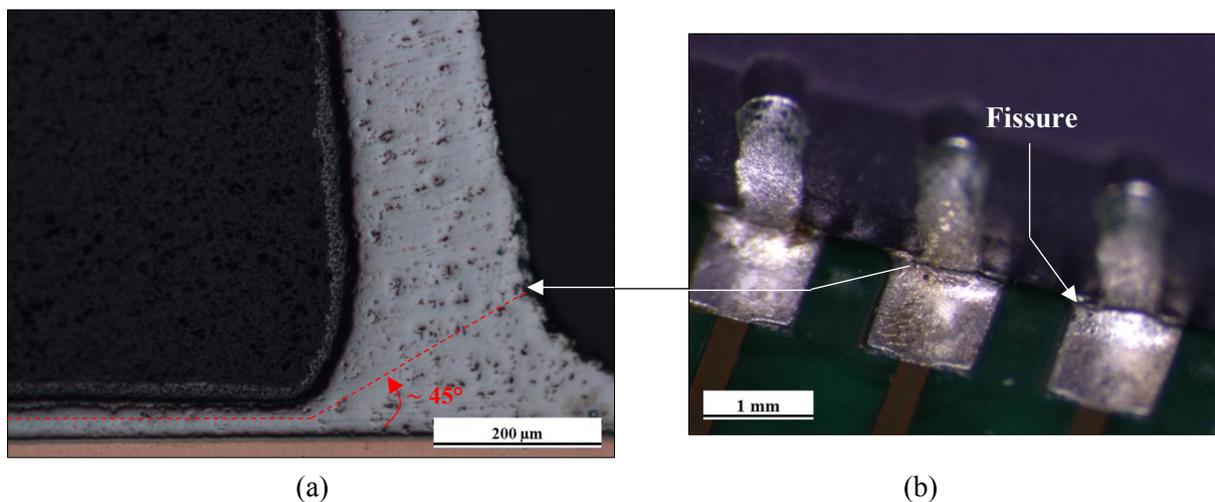


Figure 3-42 (a) Micrographie d'une interconnexion de composant LCC68 assemblé après refusion avec la représentation schématique du chemin de propagation des fissures. (b) Observation à la binoculaire de brasures fissurées après 100 cycles

→ TSOP50

Les composants TSOP50 défaillants font apparaître des fissures de fatigue se propageant selon la trajectoire imposée par la forme des broches. La Figure 3-43 suivante présente des joints

d'interconnexion de TSOP50 issus des coupons tests du VT5_A_MC_1,6_Cu:12_SAC305 (TSOP50_{VT5, cycle 1} : $N_{50\%} = 786$).

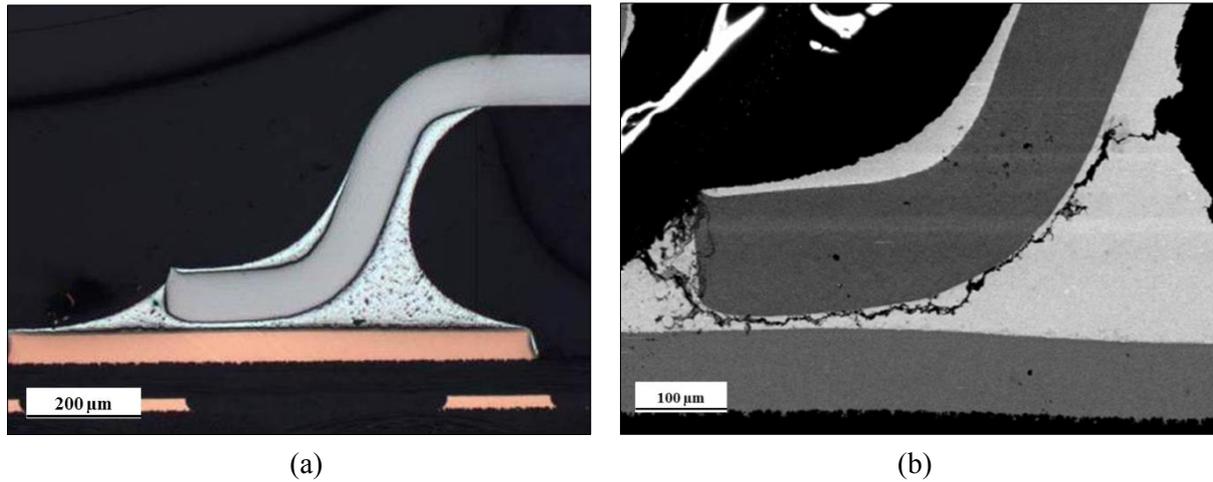


Figure 3-43 (a) Observation au microscope optique d'un joint de brasure de TSOP50 après refusion. (b) Micrographie MEB d'une interconnexion fissurée (TSOP50 après 1000 cycles)

b) Brasures KOKI

Les joints de brasure KOKI de composants R2512 ont également été analysés après brasage par refusion et après 1000 cycles thermiques correspondant à la condition 2 (i.e. cycle 2). Cet alliage présente une composition proche des brasures SAC dans laquelle ont été ajoutés les éléments indium (In) et bismuth (Bi). L'objectif de cette analyse est ici de mettre en évidence l'influence de ces éléments d'alliage sur la microstructure du joint brasé. La Figure 3-44 présente deux micrographies de brasures, après refusion et endommagée. Il est intéressant de constater que la morphologie de grain après assemblage est différente de celles observées pour l'alliage SAC305. Les brasures KOKI ne présentent en effet pas de macrograins. La morphologie observée semble plutôt être analogue à la morphologie entrelacée. Des analyses EBSD seraient cependant nécessaire pour déterminer si la morphologie observée est bien caractéristique de macles hexacycliques comme pour l'alliage SAC305.

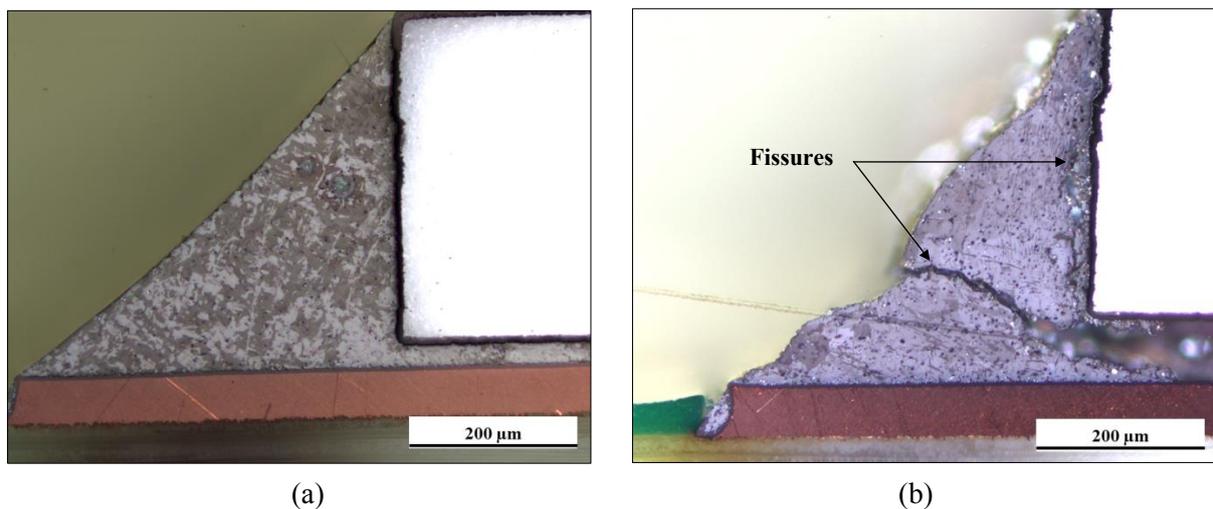


Figure 3-44 Micrographies en lumière polarisée de joints de brasure KOKI (a) après refusion et (b) après 1000 cycles thermiques (condition 2)

Le joint d'interconnexion fissuré fait ici apparaître une inhabituelle double-fissure selon les deux modes de propagation habituellement observés pour ce type de composant. Les micrographies

obtenues en lumière polarisée n'ont pas montré de phénomène de recristallisation au voisinage des fissures de fatigue. Cette analyse de défaillance n'a en outre pas permis d'expliquer la difficulté à mesurer les sauts de résistance correspondant à chaque boîtier.

c) *Brasures SAC305 + KOKI*

Une dernière série d'analyses a été réalisée afin de rendre compte de l'évolution microstructurale des billes de brasure mixtes SAC305 + KOKI des composants WLP900. L'observation en lumière polarisée d'une rangée de bille a permis de mettre en évidence la morphologie de grains particulière obtenue après refusion des billes SAC305 avec la crème à braser KOKI (Figure 3-45). Celle-ci ressemble en effet à la morphologie entrelacée pouvant être observée au niveau de brasures SAC305 mais les dimensions des grains β -Sn semblent ici plus importantes. Il est intéressant de remarquer que malgré ces brasures multi-grains, deux cas de billes constituées d'un seul grain β -Sn ont été observés.

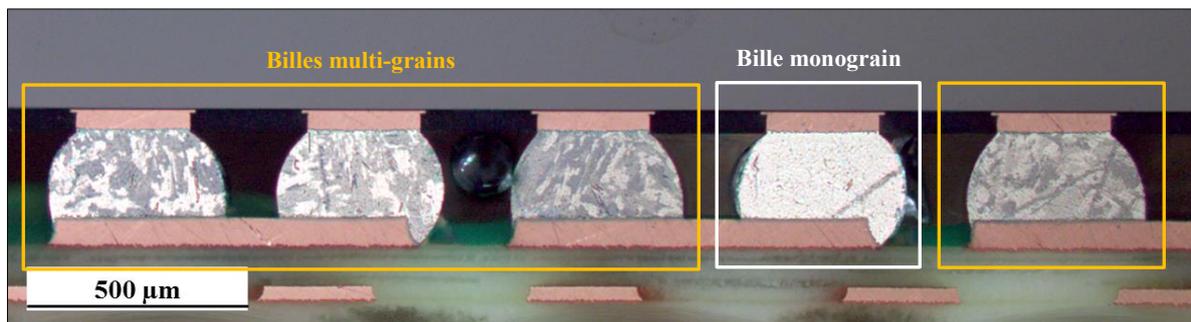


Figure 3-45 Morphologie des grains β -Sn après brasage selon un profil de refusion KOKI

La figure suivante est une micrographie en lumière polarisée d'une bille de brasure SAC305 + KOKI endommagée après 100 cycles thermiques (WLP900_{VT7}, cycle 2 : $N_{50\%} = 93$).

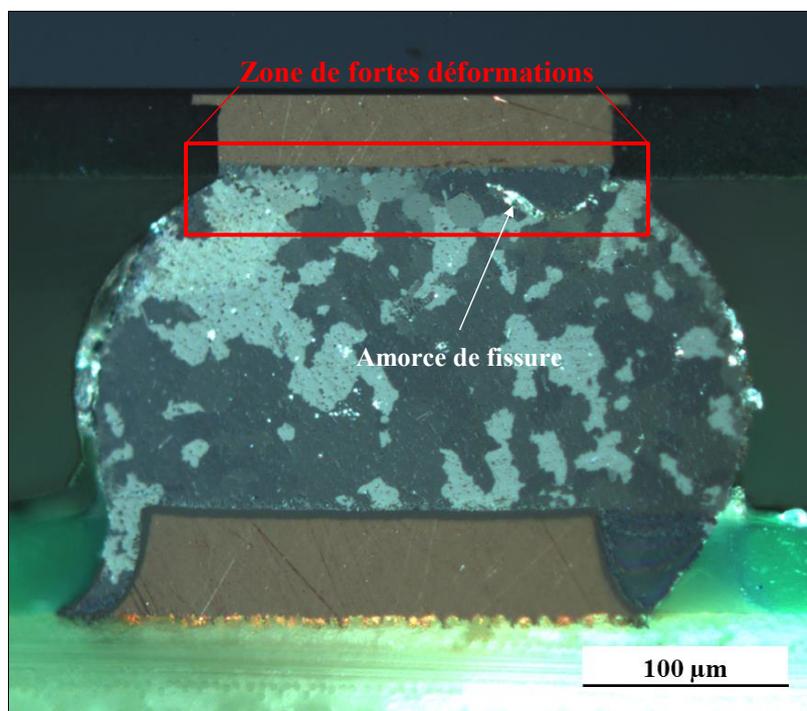


Figure 3-46 Micrographie d'une bille de brasure fissurée SAC305 + KOKI en lumière polarisée (condition 2 après 100 cycles)

Il est très difficile ici de dire si le phénomène de recristallisation a eu lieu ou non. Là encore, une analyse EBSD permettant de comparer des joints brasés après refusion et endommagés permettrait de mieux comprendre l'évolution microstructurale de ce type de brasure mixte.

Les différentes analyses de défaillance menées ont permis d'identifier les différents sites de défaillance propres à chaque boîtier assemblé. La localisation des fissures de fatigue est importante pour la compréhension des mécanismes d'endommagement et la modélisation éléments-finis permettant de calculer le critère de fatigue. En effet, la moyenne de la densité d'énergie de déformation inélastique dissipée au cours des cycles thermiques est calculée dans les zones de fortes déformations des joints d'interconnexion.

3.3.4. Modèle de fatigue thermomécanique correspondant à l'alliage de brasure SAC305

Tout comme cela a été réalisé pour l'étude de la fatigue mécanique en vibrations, les essais accélérés en cyclage thermique sont modélisés afin de corréliser les résultats en durée de vie avec le critère de fatigue sélectionné : densité d'énergie de déformation inélastique ΔW . Le calcul de cette métrique d'endommagement est effectué à partir de la modélisation des véhicules de test suivants :

- VT1_A_DF_1,6_Cu :12_SAC305 (cycles 1, 2 et 4),
- VT5_A_MC_1,6_Cu :12_SAC305 (cycles 1, 2 et 4),
- VT6_A_DF_1,6_Cu :12_SnPb36Ag2 (cycles 1 et 5).

Les résultats de durabilité issus des composants assemblés en SnPb36Ag2 vont permettre d'établir une comparaison entre l'alliage SAC305 et une référence au plomb. Celle-ci peut cependant uniquement se faire avec les composants LCC et TSOP50 pour lesquels des résultats en durée de vie ont été obtenus pour les deux types d'alliage. La densité d'énergie de déformation accumulée au cours des cycles thermiques dans les joints de brasure critiques est calculée pour chaque configuration. Le modèle est donc plus finement maillé au niveau de ces interconnexions. Selon la géométrie des assemblages, des symétries sont considérées afin de simplifier la modélisation. Les conditions aux limites et de chargement sont les mêmes quel que soit le composant modélisé : plans de symétrie, point fixe et conditions thermiques imposées par le cycle simulé (cf. partie 1.5.2).

Les sections suivantes ont pour but de présenter les différents modèles géométriques réalisés pour les simulations éléments-finis ainsi que les courbes de fatigue obtenues pour chaque type de composants. Compte-tenu des modes de défaillance observés, un volume de brasure est choisi afin de calculer la valeur moyenne de la densité d'énergie de déformation inélastique accumulée par cycle. La valeur moyenne de ce critère de fatigue est alors calculée selon l'équation suivante :

$$\Delta W = \frac{\sum_i^n \Delta W_i V_i}{\sum_i^n V_i} \quad (3-22)$$

ΔW	Déformation totale équivalente moyennée
ΔW_i	Densité d'énergie de déformation inélastique accumulée dans l'élément i
V_i	Volume de l'élément i

Le modèle de comportement viscoplastique de l'alliage SAC305 considéré est issu de la caractérisation explicitée au chapitre 1 (Tableau 1-6). Le module d'élasticité attribué à l'alliage SAC305 est fonction de la température selon les résultats obtenus en figure 1-38 (a) (barreau SAC305). La loi d'Anand considérée pour modéliser les joints de brasure SnPb36Ag2 correspond aux paramètres déterminés par Wang et. al donnée dans le tableau 1-8. Enfin, les propriétés mécaniques des PCB MC sont données dans le tableau 3-6 ci-dessous (les propriétés mécaniques des PCB DF et du cuivre ont été explicitées dans le tableau 3-5 présenté dans la partie précédente).

Tableau 3-6 Propriétés mécaniques du PCB MC ($\nu = 0.4$)

T (°C)	CTE (°C ⁻¹)		E (GPa)
	(x, y)	z	
-50	1.52×10^{-5}	4.14×10^{-5}	24.7
0	1.56×10^{-5}	4.48×10^{-5}	24.4
20	1.57×10^{-5}	4.59×10^{-5}	24.2
90	1.65×10^{-5}	5.28×10^{-5}	23.3
130	1.61×10^{-5}	5.67×10^{-5}	22.6

a) Composants LCC

Tous les composants LCC ont été modélisés et la densité d'énergie de déformation inélastique accumulée a été calculée pour les véhicules de test assemblés en SAC305 et SnPb36Ag2. Ce critère de fatigue est moyenné en considérant un volume de brasure « endommagé » correspondant aux zones de fissuration observées lors de l'analyse de défaillance. Pour des raisons de symétrie, seulement 1/8^{ème} des assemblages LCC est modélisé. La figure suivante présente le modèle géométrique correspondant au composant LCC68 ainsi que le volume de brasure considéré pour le calcul de ΔW .

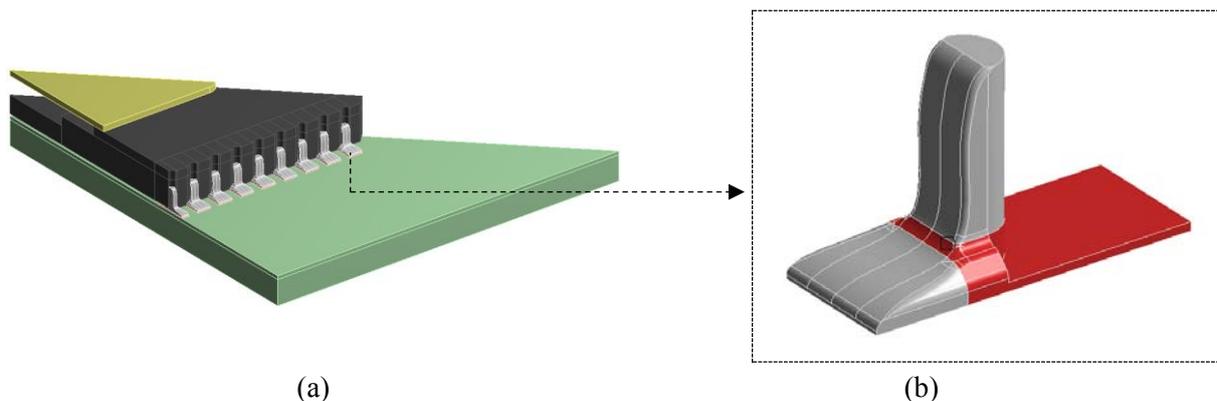


Figure 3-47 Modélisation du composant LCC68. (a) Modèle géométrique. (b) Identification de la zone de récupération de la densité d'énergie de déformation inélastique au niveau du joint de brasure critique (volume rouge)

Les propriétés mécaniques des matériaux constitutifs des composants LCC sont regroupées dans le tableau 3-7 suivant.

Tableau 3-7 Propriétés mécaniques des matériaux constitutifs des composants LCC

Al ₂ O ₃ LCC ($\nu = 0.24$)		Kovar : FeNiCo ($\nu = 0.3$)	
CTE (°C ⁻¹)	E (GPa)	CTE (°C ⁻¹)	E (GPa)
6.4×10^{-6} (-60°C)	310 (20°C)	5.3×10^{-6} (20°C)	124 (20°C)
4×10^{-6} (150°C)			

La Figure 3-48 présente la cartographie des déformations totales équivalentes de von Mises dans le joint de brasure critique. Les résultats obtenus mettent bien en évidence les zones de fortes déformations situées sous le composant.

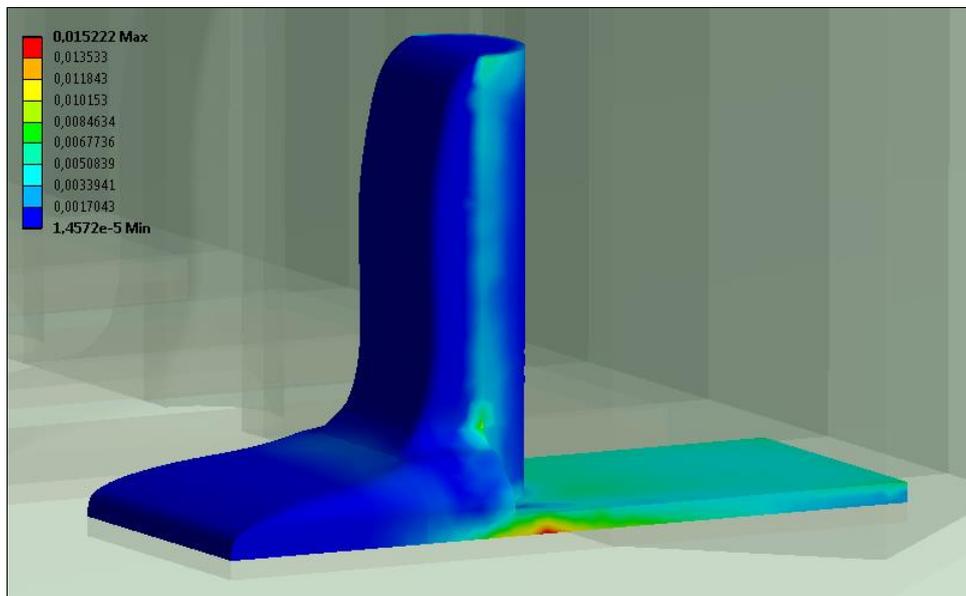


Figure 3-48 Déformation totale équivalente de von Mises dans le joint de brasure critique

Chaque valeur de densité d'énergie de déformation inélastique dissipée dans la zone endommagée des joints critiques est ensuite corrélée aux nombres de cycles à défaillance correspondant issus des essais accélérés en cyclage thermique. Le graphique suivant présente les courbes de fatigue correspondant aux empilements DF et MC (Figure 3-49).

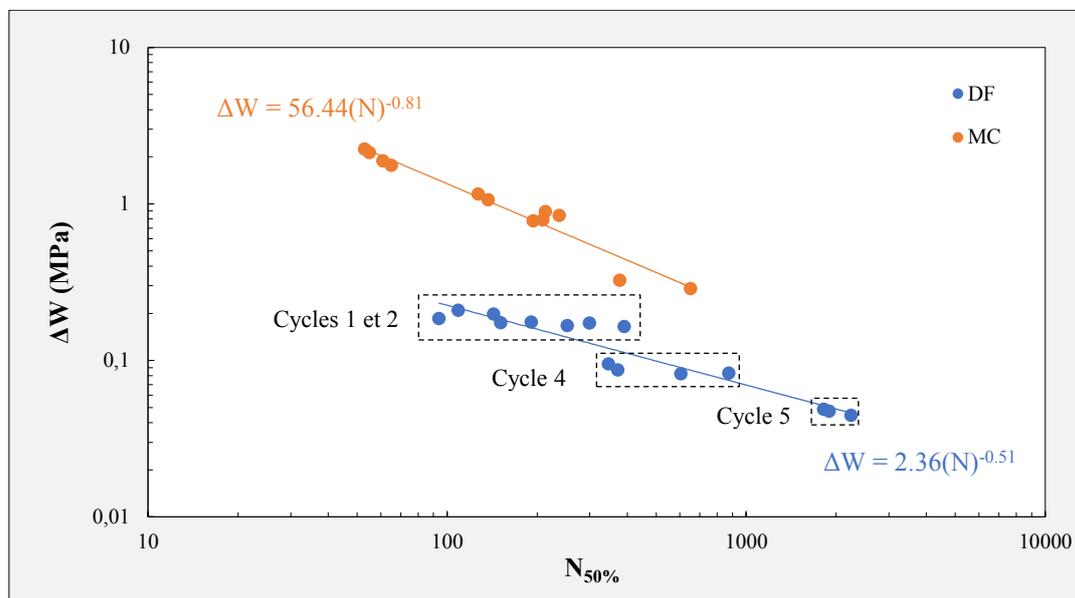


Figure 3-49 Courbes de fatigue thermomécanique représentatives de l'endommagement des joints de brasure des composants LCC dans le cas des empilements de PCB DF et MC

Le graphique montre que les points correspondant à chaque empilement ne sont pas alignés. Cela pourrait être expliqué par le fait que les simulations considèrent ici un cycle thermique idéal alors que les excursions thermiques réelles dépendent des configurations de PCB (Figure 3-16). Ainsi, l'empilement du PCB semble avoir une influence sur le calcul du critère de fatigue. Les points

correspondant aux véhicules de test MC sont en outre relativement bien alignés. Les assemblages DF montrent cependant une dépendance aux cycles thermiques puisque ceux-ci forment des groupes de points décalés les uns des autres en fonction des conditions d'essais. Les résultats obtenus avec les véhicules de test assemblés en SnPb36Ag2 montrent cette même tendance. La Figure 3-50 présente les courbes de fatigue correspondant aux alliages SAC305 et SnPb36Ag2 dans le cas des composants LCC.

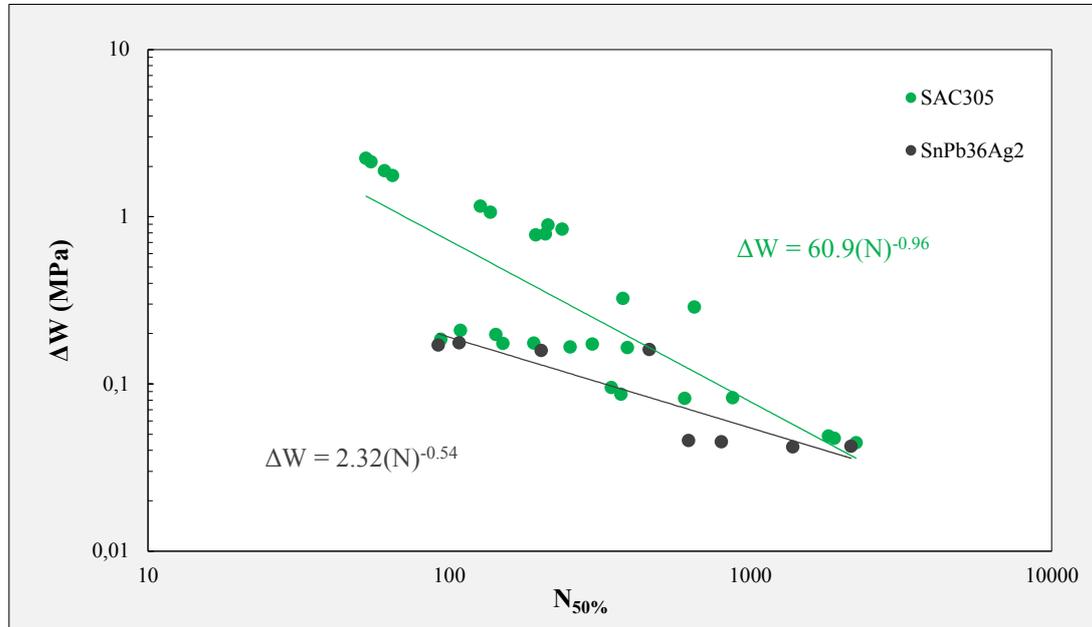


Figure 3-50 Courbes de fatigue comparatives décrivant l'endommagement thermomécanique des alliages SAC305 et SnPb36Ag2 dans le cas des composants LCC

b) Composant TSOP50

Le composant à broches TSOP50 est modélisé en ne considérant qu'1/4 de sa géométrie. La figure suivante présente le modèle géométrique de l'assemblage TSOP50 avec la zone du joint de brasure critique dans laquelle est effectué le calcul de la densité d'énergie de déformation inélastique.

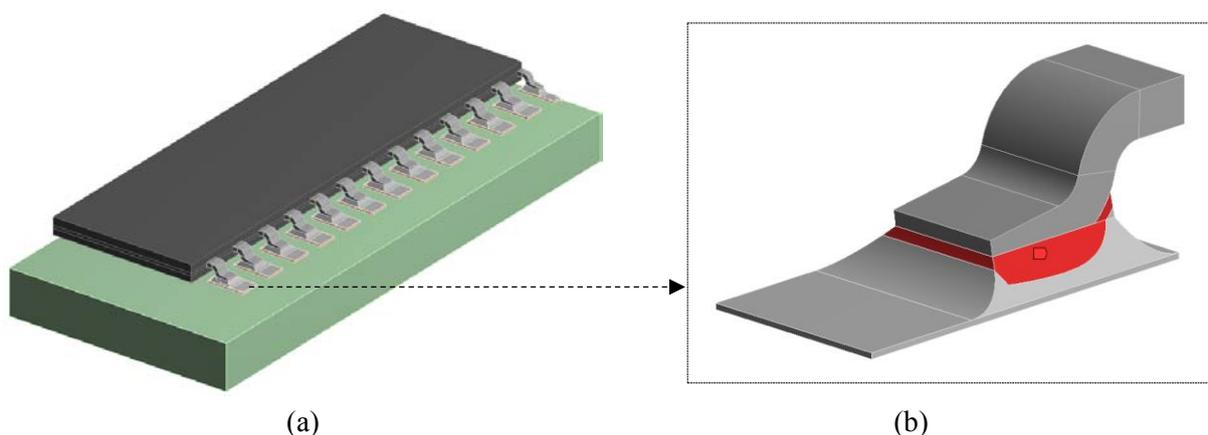


Figure 3-51 Modélisation du composant TSOP50. (a) Modèle géométrique. (b) Identification de la zone de récupération de la densité d'énergie de déformation inélastique au niveau du joint de brasure critique (volume rouge)

En plus des propriétés mécaniques des matériaux constitutifs du boîtier, le module d'Young et le CTE de l'alliage constitutif des broches doivent également être donnés. Il se trouve que ce matériau est le même que celui du capot des composants LCC : Kovar (Tableau 3-7). Les propriétés mécaniques de

la puce en silicium sont également les mêmes que celles données pour le composant WLP400 (Tableau 3-5). Le tableau suivant récapitule les propriétés mécaniques du matériau encapsulant.

Tableau 3-8 Propriétés mécaniques de la résine d'encapsulation

CTE ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)		E (GPa)	ν
(x, y)	z		
25×10^{-6}	35×10^{-6}	19	0.27

La Figure 3-52 présente la cartographie des déformations totales équivalentes de von Mises dans le joint de brasure critique. Les résultats obtenus mettent bien en évidence les zones de fortes déformations situées le long de la trajectoire définie par la broche.

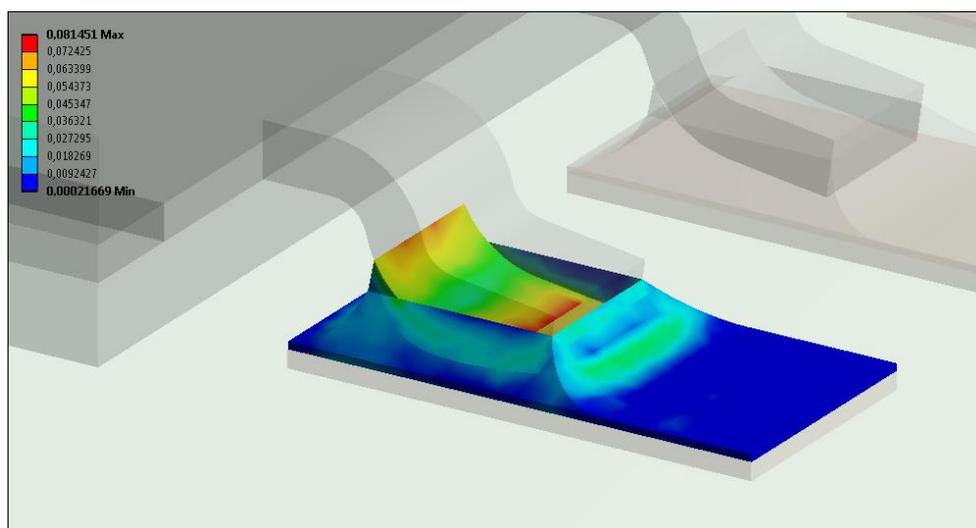


Figure 3-52 Déformation totale équivalente de von Mises dans le joint de brasure critique

Comme pour les composants LCC, les TSOP50 ont à la fois été assemblés avec l'alliage SAC305 et SnPb36Ag2. Le graphique suivant présente les courbes de fatigue thermomécanique propres au composant TSOP50 correspondant à ces deux types d'alliage (Figure 3-53).

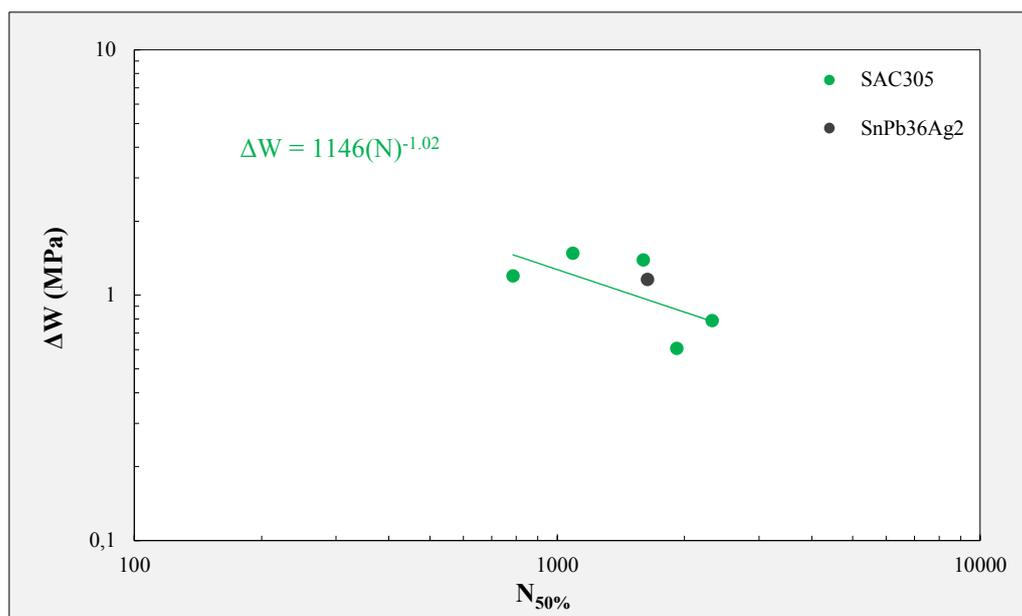


Figure 3-53 Comparaison entre la durabilité des TSOP50 assemblés en SAC305 et SnPb36Ag2

Une seule durée de vie a pu être déterminée pour le TSOP50 assemblé en SnPb36Ag2. Elle correspond aux conditions thermiques du cycle 1. Pour ce niveau de chargement, la durabilité de l'alliage SnPb36Ag2 est très légèrement supérieure à celle de la composition SAC305 (cf. Figure 3-23). Finalement, les courbes de fatigue « multi-composants » représentatives des alliages SAC305 et SnPb36Ag2 peuvent être tracées à partir des résultats issus des LCC et TSOP50 (Figure 3-54). Le graphique montre qu'il y a une dépendance du calcul de ΔW avec le type de composant. Il y a en effet un décalage entre les résultats obtenus avec les TSOP50 dont les densités d'énergie de déformation inélastiques dissipées au cours des cycles sont plus importantes que celles calculées pour les composants LCC (pour une durée de vie donnée). Cette dispersion peut être due au manque de précision des propriétés matériaux attribuées aux différents éléments de l'assemblage. Le module d'Young et le CTE du Kovar présent à la fois au niveau des composants LCC et TSOP50 sont par exemple issus des données du fabricant et aucune caractérisation n'a été menée. Par ailleurs, la forme des joints de brasure est particulièrement complexe dans le cas de ces deux boîtiers. Il peut donc exister une erreur due au choix de la zone de récupération de la densité d'énergie inélastique accumulée, pouvant expliquer les fortes dispersions observées entre chaque composant. Une étude numérique plus approfondie serait nécessaire afin de mieux modéliser l'endommagement thermomécanique subi par ces interconnexions. Malgré le décalage observé, il est tout de même intéressant de remarquer que la pente des deux courbes de fatigue, représentatives de l'alliage SAC305, sont toutes les deux proche de -1.

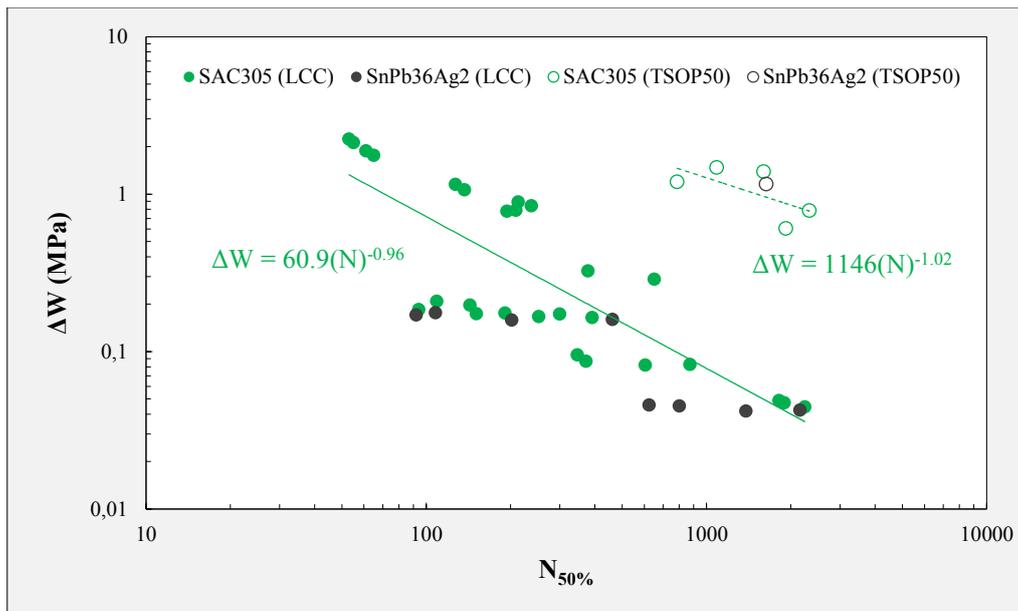


Figure 3-54 Répartition des points représentant la durabilité des assemblages LCC et TSOP50 en fonction de l'alliage de brasure utilisé

c) Composants WLP

Les composants WLP sont quant à eux très simples du point de vue de leur construction et de la forme de leurs joints de brasure. Ces boîtiers sont en effet mono-matériau (silicium) et les interconnexions sont des billes dont les dimensions peuvent facilement être retranscrites par modélisation éléments-finis à partir des coupes micrographiques effectuées sur des composants après assemblage par refusion. Contrairement à la partie précédente où les WLP avaient été modélisés en considérant un modèle coupé, 1/8^{ème} du modèle géométrique a été considéré ici afin de rester cohérent par rapport au reste des composants. La Figure 3-55 présente le modèle géométrique correspondant au composant WLP400 ainsi que le volume de bille de brasure considéré pour le calcul de ΔW .

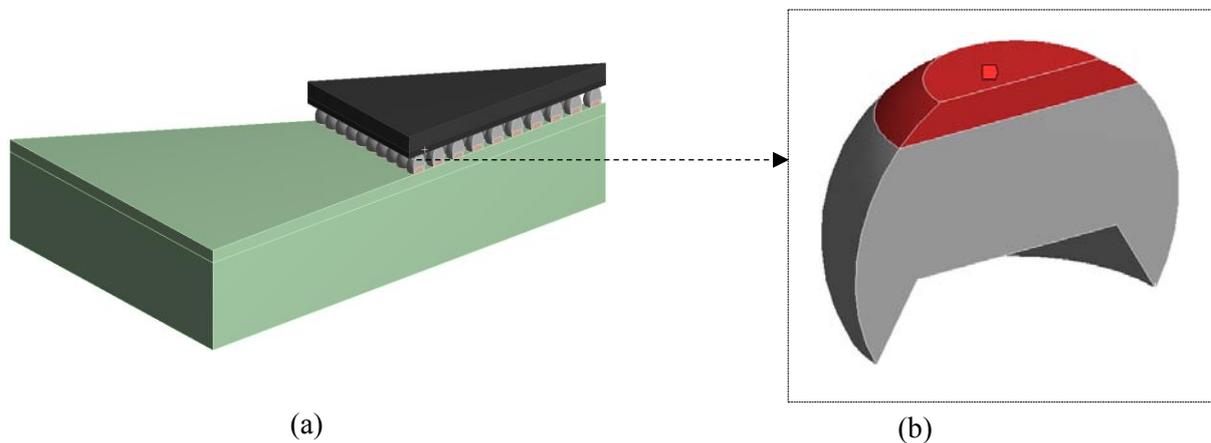


Figure 3-55 Modélisation du composant WLP400. (a) Modèle géométrique. (b) Identification de la zone de récupération de la densité d'énergie de déformation inélastique au niveau du joint de brasure critique (volume rouge de 50 μm d'épaisseur)

Toutes les propriétés mécaniques relatives aux composants WLP ont été données dans la partie 3.3.4 (Tableau 3-5). La Figure 3-56 présente la cartographie des déformations totales équivalentes de von Mises dans le joint de brasure critique. Les résultats obtenus mettent bien en évidence les zones de fortes déformations situées dans la bille de brasure du côté du composant.

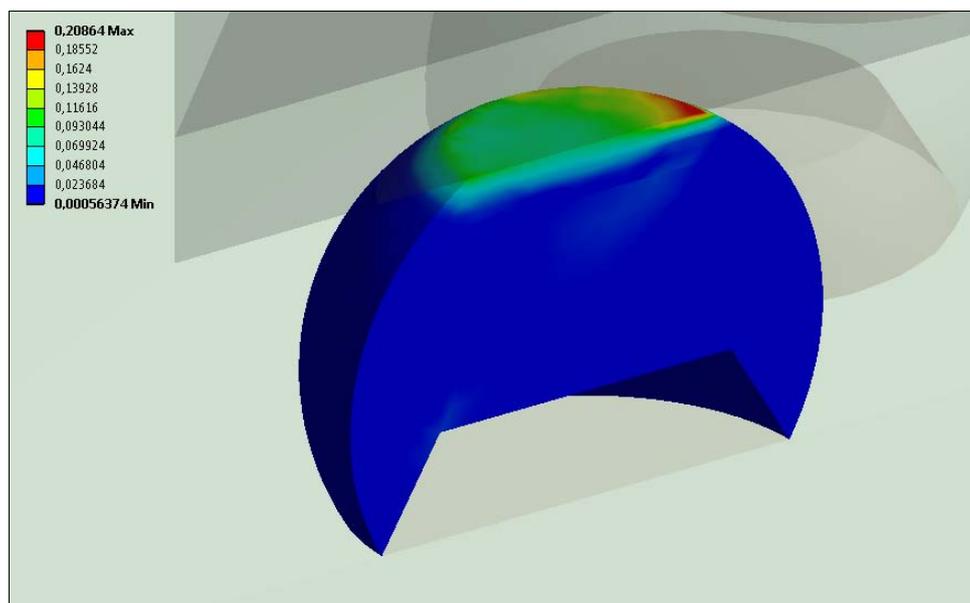


Figure 3-56 Déformation totale équivalente de von Mises dans le joint de brasure critique

Le graphique suivant présente les courbes de fatigue correspondant aux empilements DF et MC (Figure 3-57). Tout comme cela a été mis en évidence avec les composants LCC, les résultats obtenus montrent un décalage entre les courbes de fatigue correspondant à chaque configuration de PCB. Cependant, contrairement aux composants LCC, les pentes des deux courbes sont proches quel que soit l'empilement du PCB. Là encore, il serait intéressant de mener une série de simulations multi-physiques afin de prendre en compte les effets thermiques induits par la constitution des PCB de chaque véhicule de test. Une autre explication de ce décalage pourrait provenir du module d'Young du cuivre considéré ici comme une constante alors que sa dépendance en température pourrait avoir une influence sur la flexion de l'assemblage et donc ΔW .

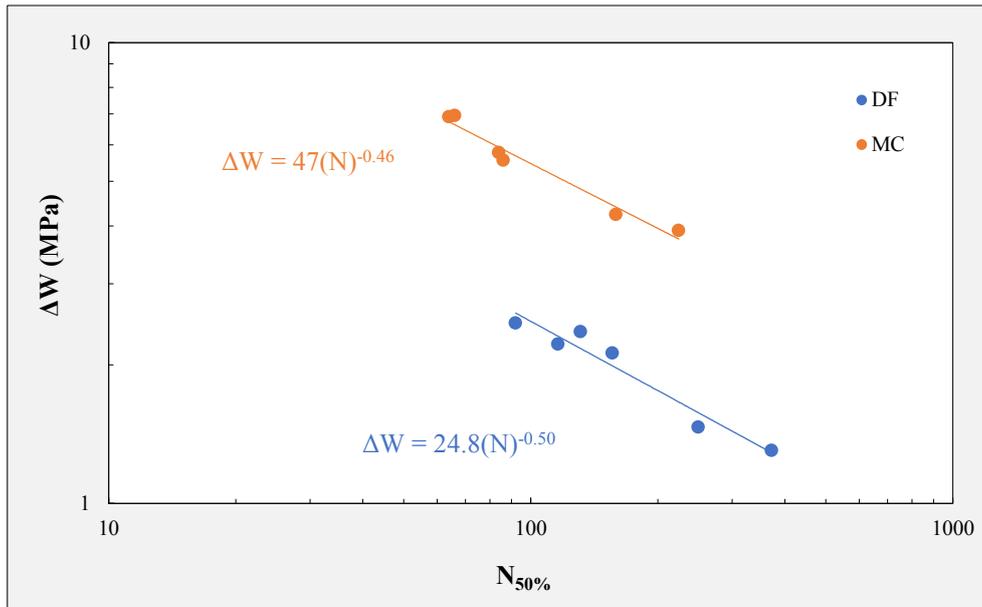


Figure 3-57 Courbes de fatigue thermomécaniques représentatives de l'endommagement des joints de brasure des composants WLP dans le cas des empilements de PCB DF et MC

d) *Composants résistifs*

Pour des raisons de symétrie, seulement 1/4 des assemblages résistifs est modélisé. La figure suivante présente le modèle géométrique correspondant au composant R2512 ainsi que le volume de brasure considéré pour le calcul de ΔW .

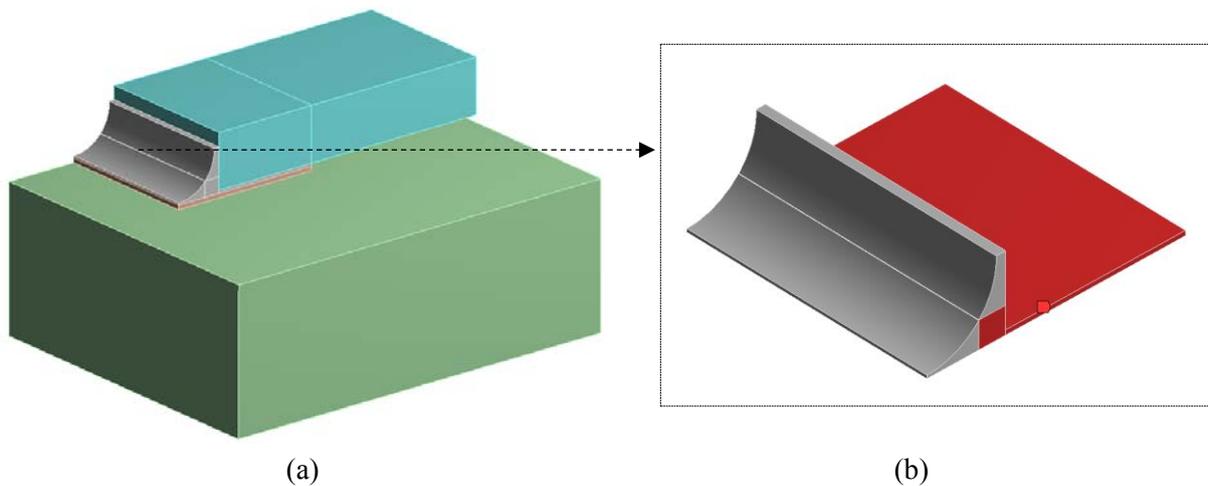


Figure 3-58 Modélisation du composant R2512. (a) Modèle géométrique. (b) Identification de la zone de récupération de la densité d'énergie de déformation inélastique au niveau du joint de brasure critique (volume rouge)

Tout comme les composants WLP, la constitution des boîtiers R2512, R2010 et R1210 est simple puisqu'ils sont principalement formés d'alumine Al_2O_3 (les terminaisons sur lesquelles viennent mouiller les joints de brasure sont constituées d'argent et d'étain mais elles ne participent pas à l'expansion globale du composant lors des cycles thermiques). Cette alumine est légèrement différente que celle des composants LCC (Tableau 3-9).

Tableau 3-9 Propriétés mécaniques de l'alumine constitutive des résistances

CTE ($^{\circ}C^{-1}$)	E (GPa)	ν
6.8×10^{-6}	280	0.23

La Figure 3-59 présente la cartographie des déformations totales équivalentes de von Mises dans le joint de brasure critique. Les résultats obtenus mettent bien en évidence les zones de fortes déformations situées sous le composant.

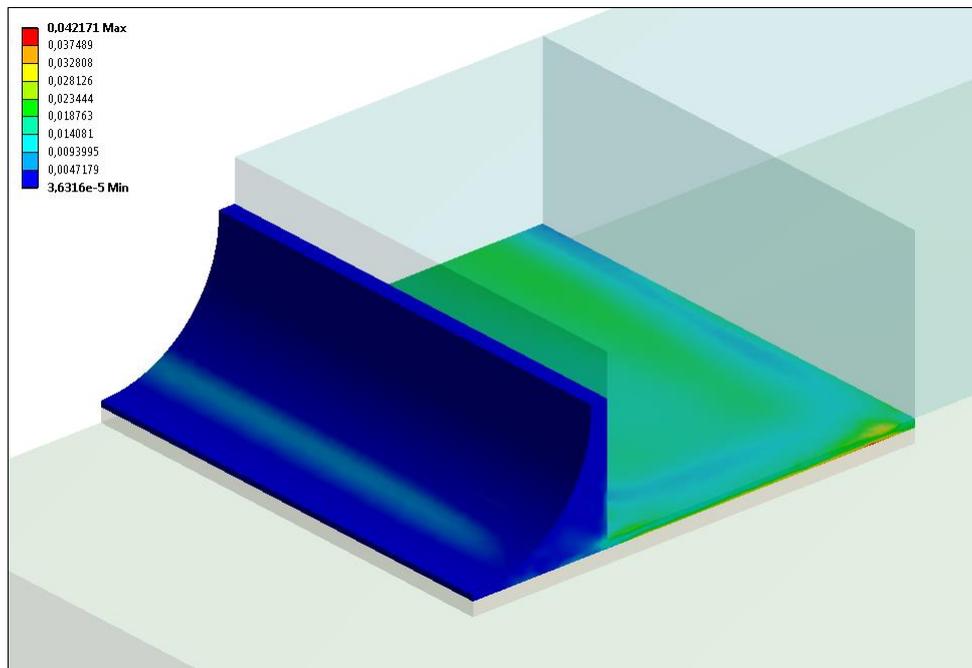


Figure 3-59 Déformation totale équivalente de von Mises dans le joint de brasure critique

Le graphique suivant présente les courbes de fatigue correspondant aux composants R2512 et R2010 (les composants R1210 n'ont pas permis de générer suffisamment de résultats en durée de vie pour les placer sur une courbe de fatigue) (Figure 3-60). Là aussi, une différence claire existe entre les empilements DF et MC. Par ailleurs, le type de résistance semble également avoir un impact sur le calcul du critère de fatigue puisque les points correspondants aux composants R2512 sont décalés par rapport à ceux issus des résistances R2010.

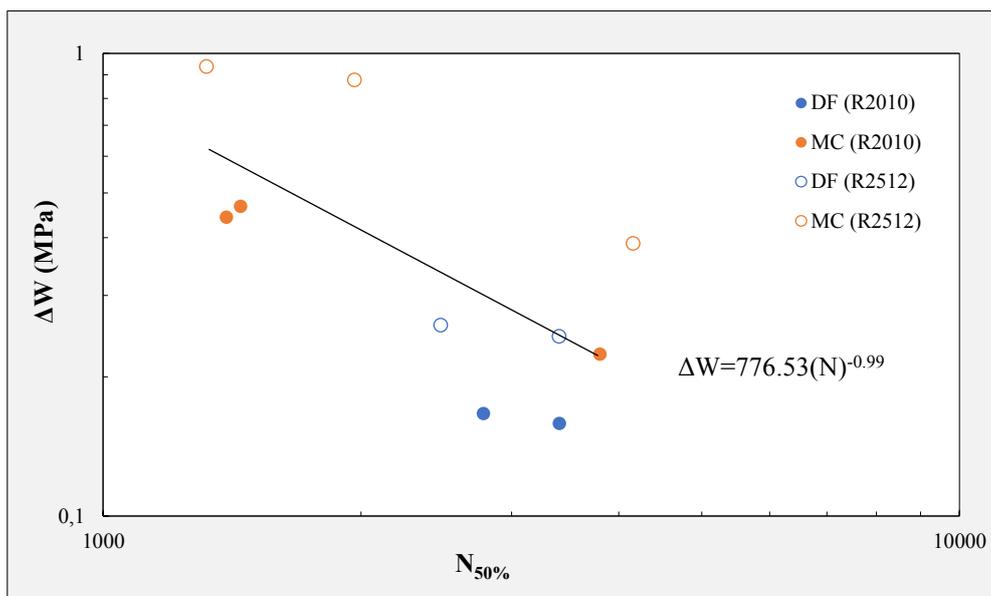


Figure 3-60 Courbe de fatigue thermomécanique représentative de l'endommagement des joints de brasure des composants résistifs dans le cas des empilements de PCB DF et MC

e) Synthèse du modèle de fatigue thermomécanique de l'alliage SAC305

Étant donné la forme des interconnexions et la constitution simple des composants WLP, le niveau de confiance associé au calcul du critère de fatigue dans la zone endommagée des billes de brasure critiques (régions corrélées aux sites de défaillance observés) est relativement bon. La simplicité des résistances R2512 et R2010 assure également un bon niveau de précision pour ce type de composant. Ces deux types de boîtiers sont en outre intéressants puisqu'ils représentent deux ordres de grandeur dans les deux directions (ordonnées et abscisses). Ils couvrent en effet une large gamme de durées de vie avec des composants WLP pouvant subir des défaillances très rapidement et des résistances ne voyant parfois pas s'initier et se propager de fissures de fatigue. La figure suivante présente la courbe de fatigue thermomécanique correspondant à l'alliage SAC305 obtenue avec les composants WLP400, WLP900, R2010 et R2512.

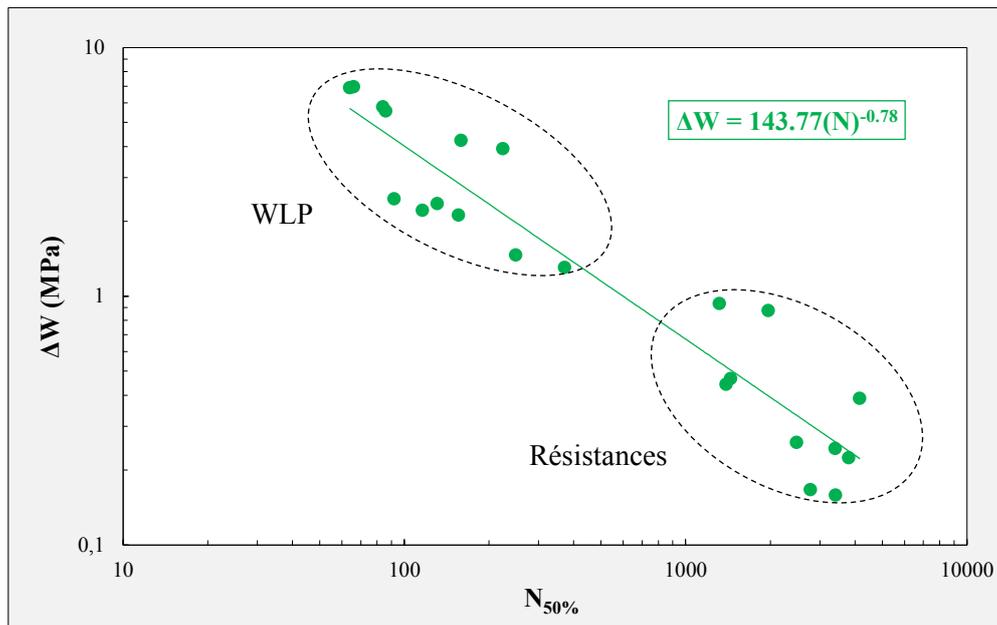


Figure 3-61 Modèle de fatigue thermomécanique associé à l'alliage SAC305 obtenu à partir des composants WLP et résistifs

Les points correspondant aux composants WLP et résistances sont bien alignés même si les dispersions dues à l'empilement des véhicules de test est toujours visible. L'étude bibliographique a permis de mettre en évidence deux lois de fatigue énergétiques correspondant à l'alliage SAC305 (partie 3.2.1.c). Le tableau suivant récapitule les valeurs des coefficients K_1 et K_2 obtenues dans la littérature ainsi que celles issues de la présente étude.

Tableau 3-10 Constantes du modèle de Morrow issues de la littérature et de ces travaux de thèse (ces derniers sont appelés « ESP » puisqu'ils ont été effectués dans le cadre du projet ESP)

Constantes	Chai (2013) [186]	Motalab (2013) [167]	ESP
K_1	3533	37.97	587.7
K_2	-2.6	-2.8	-1.6

Au-dessus de 100 cycles à défaillance la loi de fatigue obtenue dans le cadre de cette étude est plus conservatrice que celle déterminée par Chai. L'équation déterminée par Motalab constitue le modèle de fatigue thermomécanique le plus conservatif. La dispersion observée au niveau des données issues de la littérature est moindre mais il est important de noter que les modèles associés ont été obtenus à partir d'essais accélérés et simulations réalisés sur un seul type de composant (LCC avec une forme de

joint simplifiée) dans le cas de l'étude Chai et à partir d'essais mécaniques effectués sur des éprouvettes de caractérisation massives dans le cas de Motalab.

Il est important de se rendre compte que cette loi d'estimation de la durée de vie est basée sur un calcul de critère de fatigue (ΔW) lui-même basée sur un modèle de comportement (loi viscoplastique d'Anand) dont la valeur des paramètres peut être précisée en considérant d'autres essais de fluage (cf. partie 1.4.2). De plus, ce modèle de comportement est valable dans le cadre des larges déformations viscoplastiques isotropes et faibles déformations élastiques. Il ne prend donc pas en compte les effets cycliques induits sur les brasures SAC305. Le choix du modèle de comportement d'Anand, motivé par son utilisation déployée dans la littérature et son accessibilité dans le logiciel ANSYS, constitue donc déjà une première approximation pour le modèle de fatigue. Les dispersions observées sont également dues aux propriétés mécaniques des matériaux constitutifs des composants qui ne sont pas systématiquement connues avec précision. La nature anisotrope des joints brasés SAC305, ainsi que la non prise en compte des évolutions microstructurales au cours de l'endommagement thermomécanique, pourraient également participer aux dispersions constatées.

f) Comparaison avec le logiciel DfR Solutions Sherlock

Le calcul de la densité d'énergie de déformation inélastique accumulée au cours des cycles thermiques a également été effectué en considérant les équations (supposées) implémentées dans le logiciel Sherlock (équations (3-11) à (3-13)). Les différentes valeurs de critère de fatigue obtenues sont ensuite corrélées aux nombres de cycles à défaillance correspondant à chaque configuration d'essai afin de tracer la courbe de fatigue analytique correspondant à l'alliage SAC305. Afin de comparer les résultats issus des équations présentées et la réalité de l'outil, les différentes configurations testées ont également été modélisées dans le logiciel Sherlock (Figure 3-62).

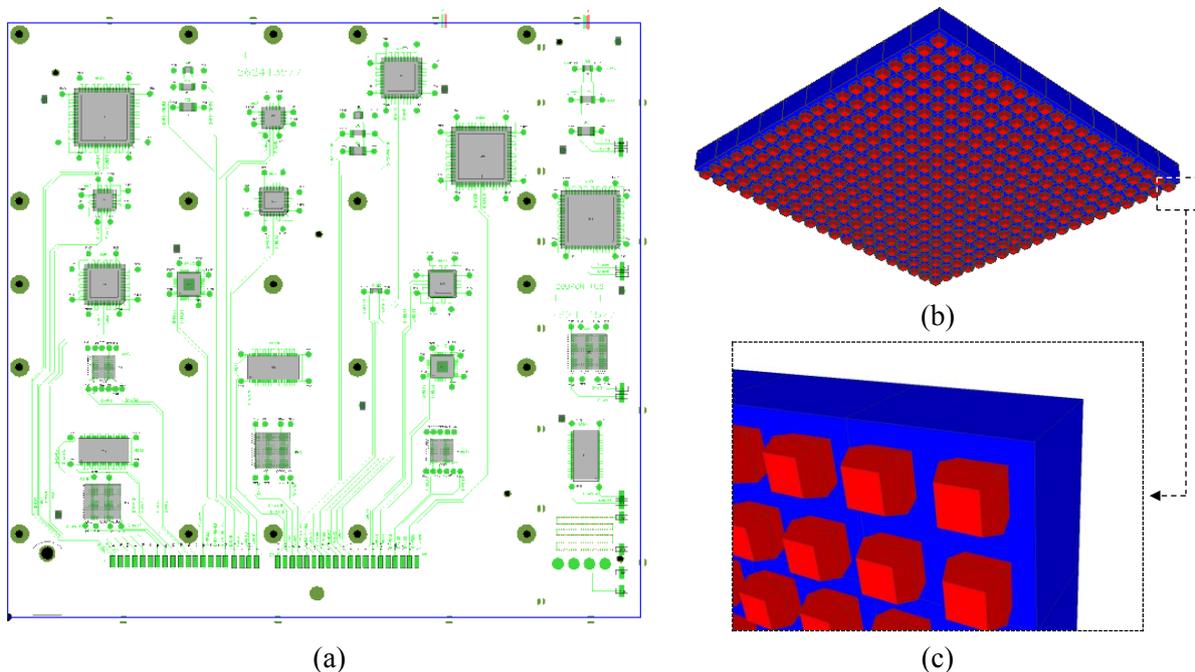


Figure 3-62 Modélisation du véhicule de test thermomécanique sous Sherlock. (a) Vue globale de l'assemblage. (b) Modèle géométrique correspondant au composant WLP400. (c) Vue détaillée montrant l'approximation géométrique faite sur les billes de brasure

Chaque densité d'énergie de déformation inélastique calculée est là encore corrélée aux nombres de cycles à défaillance obtenus lors des essais accélérés dans le but d'obtenir la courbe de fatigue

numérique associée au logiciel Sherlock. La Figure 3-63 présente une comparaison entre les courbes de fatigue analytique (équations (3-11) à (3-13)) et numériques (ANSYS et Sherlock), ainsi que le modèle de fatigue implémenté dans Sherlock et développé par Syed pour les alliages SAC [185]. Tous les points sont ici positionnés sur la courbe. Les résultats issus des simulations éléments-finis et des calculs analytiques sont très dispersés. Dans le cas du calcul analytique, cette dispersion peut être due à la multitude de paramètres utilisés pour le calcul de ΔW et pour lesquels il existe des incertitudes (sur les dimensions des joints de brasure notamment). En revanche, il est très intéressant de remarquer que les résultats issus du logiciel Sherlock ne présentent pas ce niveau de dispersion et la courbe de fatigue obtenue est relativement proche du modèle théorique de Syed. Cela montre donc que le formalisme mathématique développé pour calculer ΔW est différent de celui réellement implémenté dans l'outil Sherlock. Ce résultat est rassurant tant les valeurs calculées analytiquement surestime les valeurs de densité d'énergie de déformation inélastique. Cette surestimation est due aux hypothèses de calcul considérées qui ont pour conséquence de surévaluer les forces de cisaillement au niveau du joint de brasure. L'équation (3-12) présente en effet le terme $h_b/(A_b G_b)$ correspondant à la contribution élastique du cisaillement du joint d'interconnexion, conduisant ainsi à des valeurs irréalistes compte-tenu de la contrainte maximale correspondant à l'alliage SAC305 (pour le WLP900 dans les conditions du cycle 1, la contrainte atteinte vaut par exemple 457 MPa). Le terme tenant compte du temps de palier semble également surestimer les valeurs de cisaillement généré lors des différents cycles thermiques.

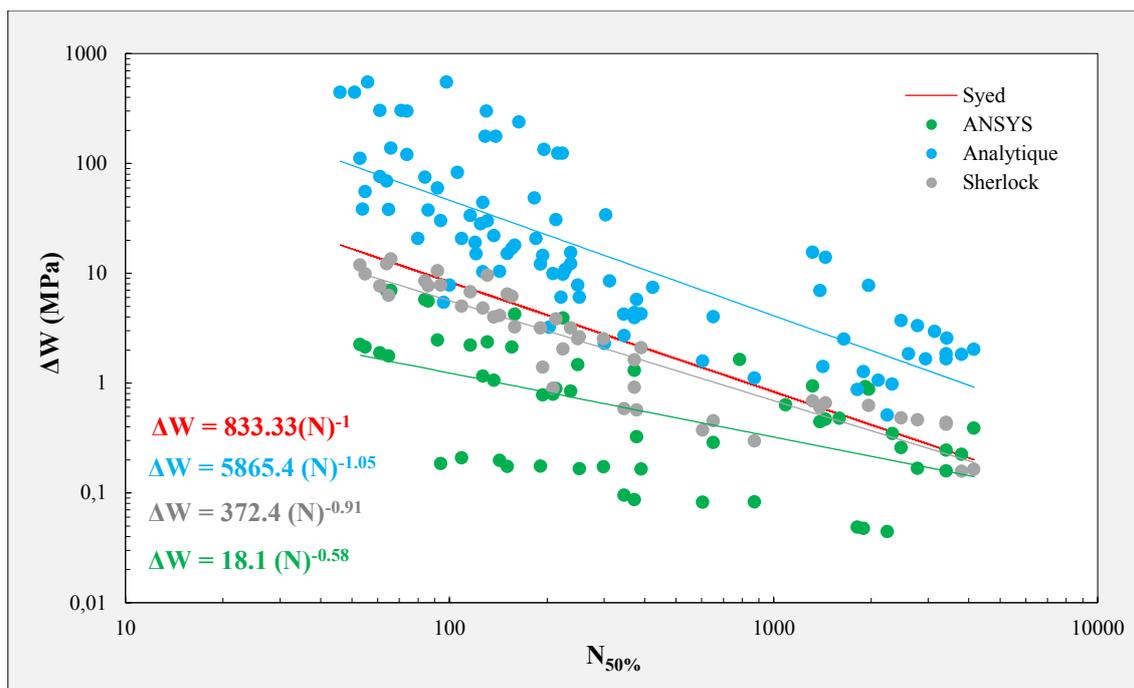


Figure 3-63 Comparaison entre les courbes de fatigue analytique et numériques correspondant à l'alliage SAC305

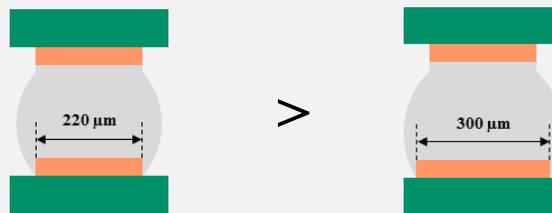
Le but est ici de comprendre la méthodologie utilisée dans Sherlock puisque c'est à partir de ce logiciel que les futurs travaux d'estimation de la durée de vie d'assemblages électroniques pourraient être effectués. Cette comparaison brute constitue donc une première étape permettant de mettre en regard les différents types de calculs. Elle montre notamment que le modèle de fatigue ANSYS est plus conservatif que le modèle Sherlock et que la pente de la courbe obtenue à partir des résultats d'essais et de la modélisation Sherlock est très proche de celle représentative de la loi de fatigue implémentée dans le logiciel (modèle de Syed).

3.3.5. Synthèse 3.3

Ce qu'il faut retenir

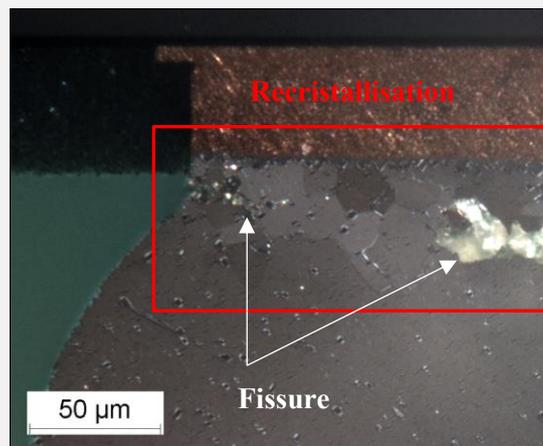
Essais accélérés en cyclage thermique

- Influence de la constitution du PCB sur la distribution thermique
- Influence du temps de palier : $N_{15 \text{ minutes}} > N_{30 \text{ minutes}} > N_{120 \text{ minutes}}$
- Influence de l'empilement du PCB sur la durée de vie : $N_{DF} > N_{MC}$
- Dans le domaine des fortes contraintes : $N_{KOKI} > N_{SAC305} > N_{SnPb36Ag2}$
- Équilibrage des plages de report en cuivre du PCB : $N_{\text{équilibré}} > N_{\text{non-équilibré}}$

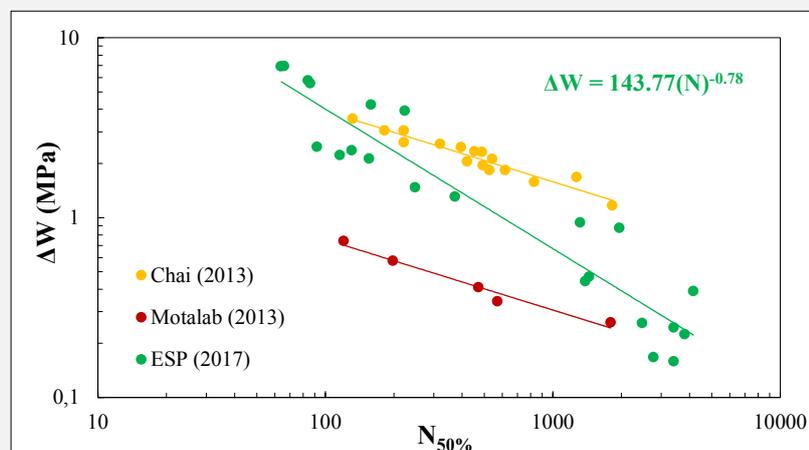


Analyse de défaillance des joints de brasure SAC305

- Apparition de grains β -Sn recristallisés au voisinage de la fissure



Courbes de fatigue thermomécanique correspondant à l'alliage SAC305



3.4. Endommagement microstructural des joints de brasure SAC305

Cette partie a pour but de comprendre l'évolution microstructurale observée au niveau des joints d'interconnexion SAC305 au cours de chargements thermomécaniques. L'endommagement de ce type de brasure est caractérisé par la création de grains β -Sn recristallisés à partir des phénomènes de restauration et de recristallisation. Cette modification morphologique est accompagnée du phénomène de coalescence des IMC Ag_3Sn favorisée par les déformations inélastiques générées au cours des cycles thermiques. L'évolution de la taille de ces précipités semble avoir un impact important sur la cinétique de recristallisation. À partir des véhicules de test VT5_A_MC_1,6_Cu :12_SAC305 ayant subis les cycles thermiques entre -55°C et 125°C pour 15 minutes de temps de palier, des analyses EBSD sont effectuées afin d'évaluer l'évolution microstructurale des joints brasés. Les coupons tests sont ainsi retirés de l'étuve à différents instants du cycle thermique et les composants considérés (WLP900 et R2512) sont donc représentatifs de différents niveaux d'endommagement. Les zones de fortes déformations sont dans un premier temps corrélées avec les régions recristallisées en comparant les résultats d'analyses éléments-finis avec les coupes micrographiques d'interconnexions fissurées observées en lumière polarisée. Les analyses EBSD permettent ensuite de caractériser l'évolution de la taille des grains β -Sn, leur orientation cristallographique, la désorientation cristalline (angles aux joints de grains), ainsi que la taille des particules Ag_3Sn .

3.4.1. Approche expérimentale

a) Échantillons de test

Parmi les boîtiers assemblés sur les différents coupons tests, l'étude se concentre ici sur les composants WLP900 et R2512. La morphologie de grains β -Sn des joints de brasure après assemblage par refusion a été évaluée par analyses EBSD dans le chapitre 1. Pour rappel, les interconnexions SAC305 après refusion présentent généralement quelques macrograins d'orientations cristallines privilégiées leur conférant ainsi une forte texturation cristallographique. Cette morphologie de macrograins, tout comme la morphologie de grains entrelacés parfois observée, est représentative du maillage hexacyclique. Les diagrammes de désorientations cristallines font ainsi apparaître une forte proportion d'angles de 60° autour des axes $[100]$. Ils correspondent aux joints de macles séparant les différents grains β -Sn. La Figure 3-64 rappelle l'état morphologique des joints de brasure correspondant aux composants WLP900 et R2512 avant endommagement.

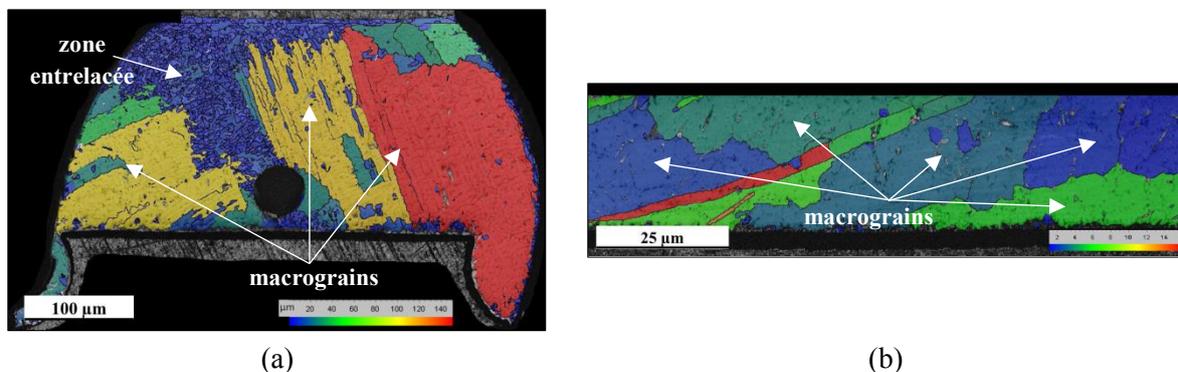


Figure 3-64 Morphologie des grains β -Sn après refusion. (a) WLP900. (b) R2512

Les coupons tests issus du VT5_A_MC_1,6_Cu :12_SAC305 représentent différents niveaux d'endommagement des joints brasés selon le composant considéré. Lors des essais accélérés correspondant au cycle 1, les durées de vie mesurées ($N_{50\%}$) correspondant aux boîtiers WLP900 et R2512 sont respectivement de 64 et 1716 cycles à défaillance. Le dommage accumulé dans un joint d'interconnexion est défini ici comme le nombre de cycles jusqu'au retrait du coupon test de l'enceinte thermique divisé par le nombre de cycles pour 50% de taux de défaillance.

$$D = \frac{n_{\text{retrait}}}{N_{50\%}} \quad (3-23)$$

D	Dommage
n_{retrait}	Temps de retrait de l'étuve
$N_{50\%}$	Nombre de cycles à défaillance

Lorsque le dommage vaut 0, cela signifie que le coupon test n'a subi aucun cycle thermique. La microstructure et la morphologie de grain β -Sn sont alors représentatives de l'état après refusion. Pour $0 < D < 1$, les joints de brasure présentent des fissures partielles et lorsque $D \geq 1$, les composants ont subi une défaillance. Les analyses EBSD réalisées sur les différents coupons tests vont permettre de caractériser les caractéristiques microstructurales en évolution au cours des cycles thermiques. Chaque image obtenue va ainsi donner une description à l'instant t de l'état interne des brasures. Les niveaux d'endommagement étudiés dans le cadre de ce travail sont déterminés à partir des résultats en durée de vie obtenus et des valeurs de résistances mesurées au niveau des composants WLP900 et R2512. Le tableau suivant donne les valeurs de continuités électriques des différents coupons tests, les temps de retrait de l'enceinte thermique ainsi que le niveau d'endommagement correspondant pour chaque composant.

Tableau 3-11 Résistance électrique mesurée et dommage calculé pour tous les composants WLP900 et R2512 de chaque coupon test (rouge : fissure totale / vert : absence de fissure ou fissure partielle)

Coupon test	Résistance (Ω)		n_{retrait}	Dommage D	
	WLP900	R2512		WLP900	R2512
1	15.3	90.9	0	<u>0</u>	<u>0</u>
2	O.L*	90.9	100	<u>1.56</u>	<u>0.06</u>
3	O.L	90.9	200	<u>3.12</u>	<u>0.12</u>
4	O.L	90.9	300	<u>4.69</u>	<u>0.17</u>
5	O.L	90.9	500	<u>7.81</u>	<u>0.29</u>
6	O.L	90.9	1000	<u>15.63</u>	<u>0.58</u>
7	O.L	O.L	1500	<u>23.44</u>	<u>0.87</u>
8	O.L	O.L	2000	<u>31.25</u>	<u>1.17</u>

*O.L = Open Loop (résistance infinie) → une fissure totale s'est propagée dans le joint de brasure

La fréquence de retrait pour le composant WLP900 n'est pas assez élevée et aucun composant faisant apparaître une fissure partielle n'a pu être considéré. Concernant les résistances R2512, la plupart d'entre elles fait apparaître des fissures partielles ($D < 1$) et seul le composant issu du coupon test 8 présente un joint de brasure totalement fissuré ($D > 1$). Ce boîtier a été prélevé après 2000 cycles thermiques alors que le nombre de cycles pour 50% de taux de défaillance est de 1716. Les mesures de continuité électrique sont donc cohérentes avec les résultats statistiques obtenus à partir de la distribution de Weibull. Les composants WLP900 issus des coupons tests 1 et 2, ainsi que les R2512 assemblées sur les coupons tests 1, 5, 6, 7 et 8 sont donc sélectionnés afin de procéder aux coupes micrographiques et aux analyses EBSD associées (caractères soulignés dans le tableau 3-11).

b) Procédure

L'étude métallographique est réalisée à l'aide d'observations au microscope optique en lumière blanche et lumière polarisée, ainsi que d'analyses EBSD. Pour rappel, ces dernières sont effectuées en utilisant une caméra Nordlys II S et les cartographies des joints de brasure sont réalisées en considérant un pas de $0.10\ \mu\text{m}$. Les différents clichés EBSD sont ensuite post-traités à l'aide du logiciel Channel V d'Oxford Instruments. Des essais de nanoindentation sont également mis en place afin de caractériser mécaniquement la microstructure endommagée des joints brasés WLP900. L'étude se concentre ici sur 4 caractéristiques microstructurales principales :

- Taille des grains $\beta\text{-Sn}$,
- Orientations cristallographiques des grains $\beta\text{-Sn}$,
- Désorientations cristallines aux joints de grains,
- Tailles de précipités Ag_3Sn .

La figure suivante décrit de façon schématique l'approche considérée pour l'étude de l'évolution microstructurale des interconnexions SAC305 au cours de cycles thermiques.

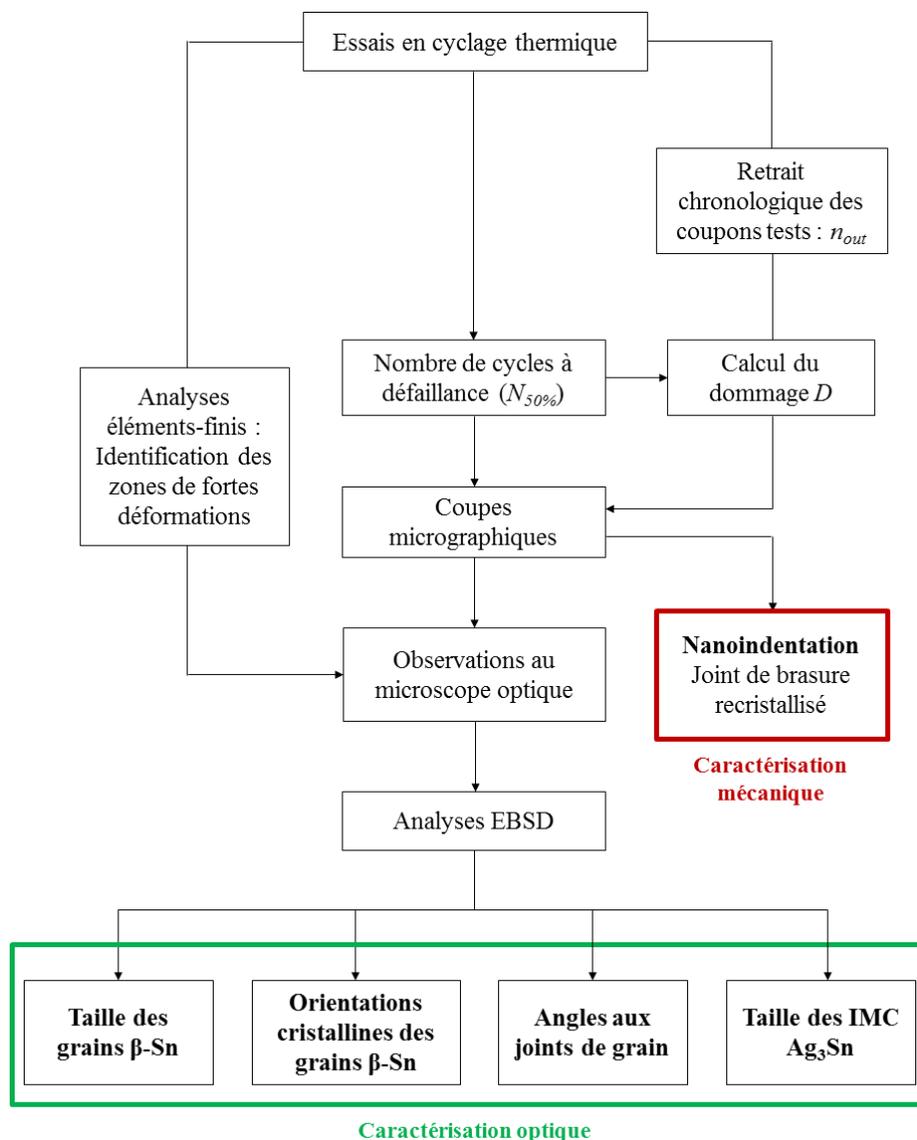


Figure 3-65 Procédure d'évaluation de l'évolution microstructurale des brasures SAC305

3.4.2. Résultats

a) Corrélation entre les zones de fortes déformations et le phénomène de recristallisation

En comparant les résultats obtenus à partir des simulations éléments-finis (partie 3.3.5) avec les analyses de défaillance correspondant aux composants WLP900 et R2512, il est possible de corréler les zones fortement déformées et le phénomène de recristallisation. La figure suivante présente la cartographie des déformations équivalentes de von Mises calculées dans les billes de brasure des composants WLP900 avec leur mode de rupture observé au microscope optique, ainsi que le phénomène de recristallisation.

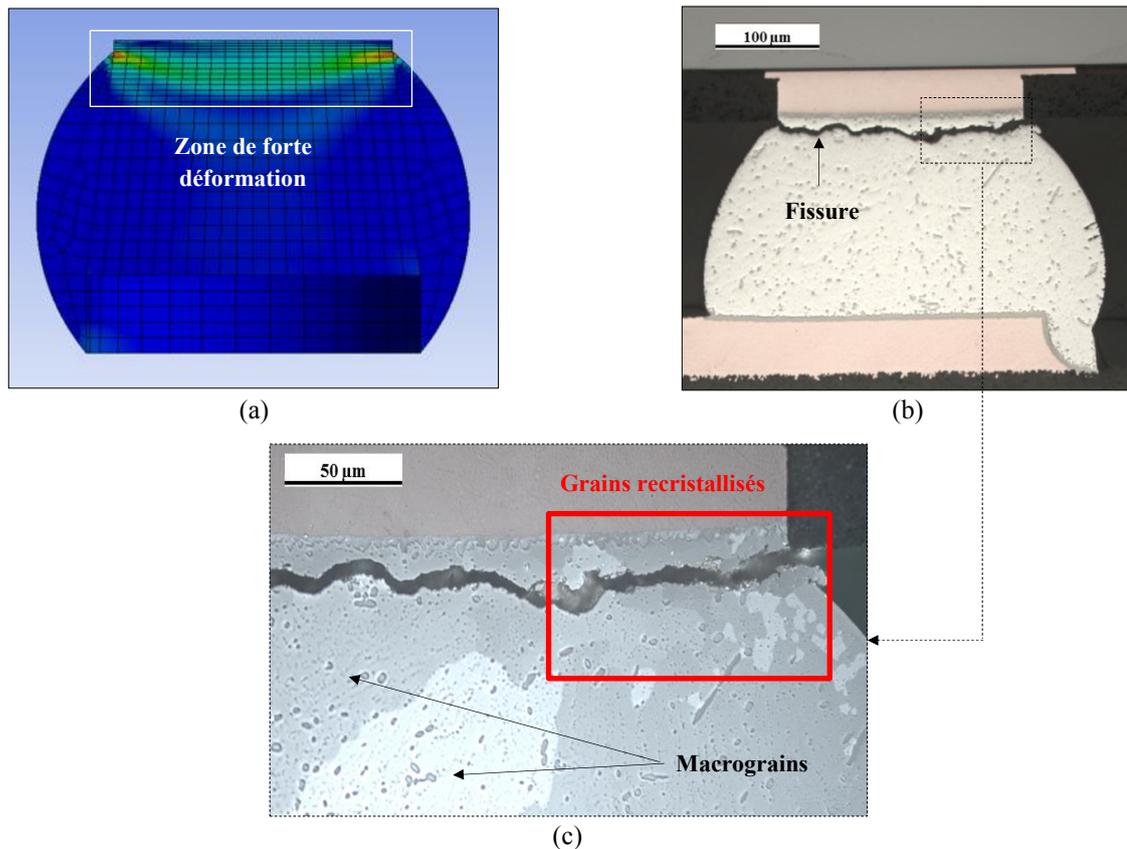


Figure 3-66 Corrélation entre les zones fortement déformées et le phénomène de recristallisation. (a) Identification des zones de fortes déformations par simulation éléments-finis. (b) Micrographie d'une bille de brasure fissurée observée au microscope optique en lumière blanche. (c) Observation du phénomène de recristallisation en lumière polarisée au voisinage de la fissure

Cette démarche pouvant paraître triviale, notamment à la vue des résultats exposés dans la littérature, est cependant importante ici car dans le cas des composants BGA, selon l'équilibrage des plages de report du composant et du PCB, les fissures de fatigue peuvent s'initier et se propager de l'un ou l'autre côté. Les calculs effectués à partir de la modélisation des assemblages non-équilibrés ont montré que les zones de fortes déformations sont localisées du côté du composant. Ces régions correspondent exactement aux zones recristallisées des billes de brasure. Étant donné les résultats obtenus avec les assemblages équilibrés, il serait intéressant d'effectuer des coupes micrographiques afin de vérifier si le phénomène de recristallisation a lieu du côté du PCB. Concernant les résistances R2512, les zones fortement contraintes sont localisées sous le composant (Figure 3-67).

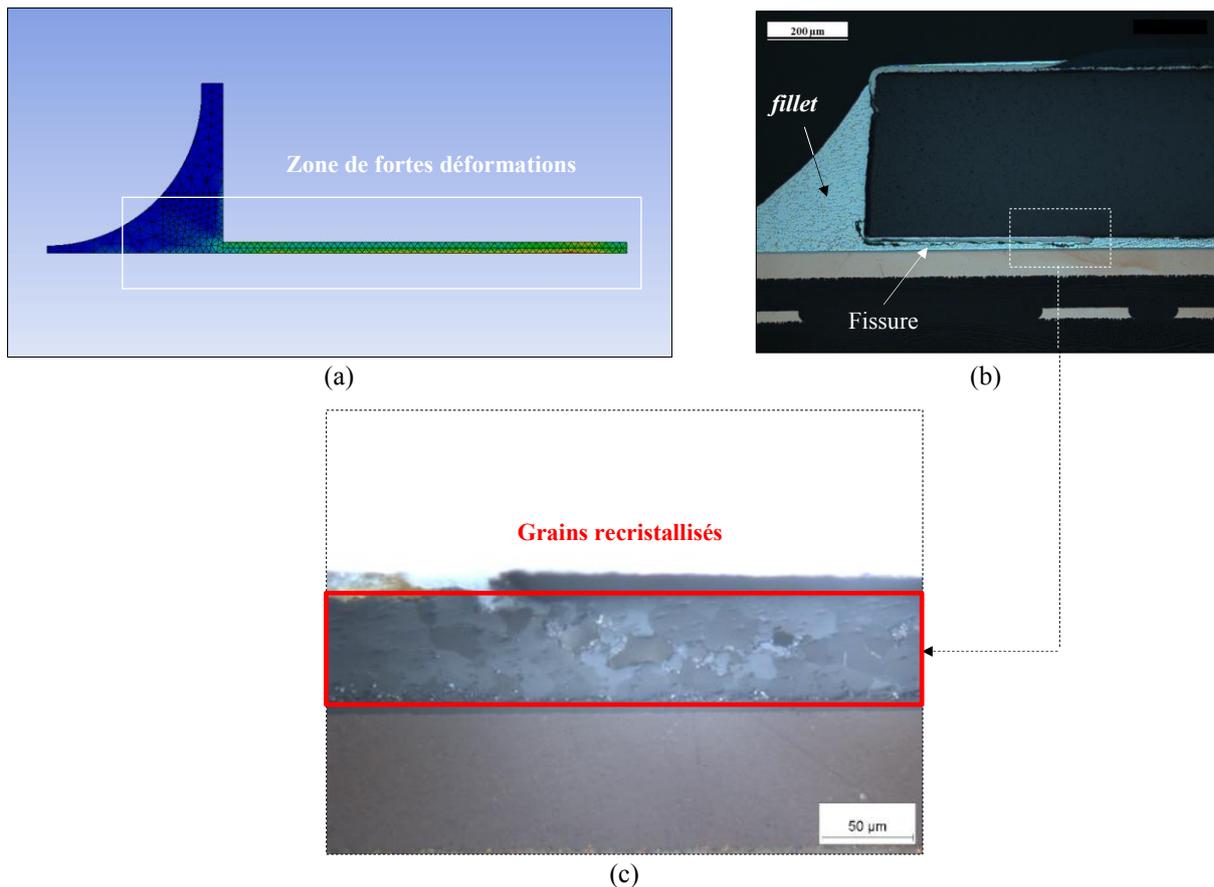


Figure 3-67 Corrélation entre les zones fortement déformées et le phénomène de recristallisation. (a) Identification des zones de fortes déformations par simulation éléments-finis. (b) Micrographie d'une brasure fissurée observée au microscope optique en lumière blanche (*fillet* en anglais, désigne la zone de la brasure remontant sur le côté de la résistance). (c) Observation du phénomène de recristallisation en lumière polarisée au voisinage de la fissure

Dans quelques rares cas, le phénomène de recristallisation n'a pas été observé dans les zones de fortes déformations où les fissures s'étaient propagées. Il est cependant important de noter que le microscope optique utilisé en lumière polarisée n'est qu'un moyen d'observation qualitatif de l'orientation cristalline des grains β -Sn. En conséquence, l'absence apparente de grains recristallisés ne signifie pas nécessairement que la recristallisation n'a pas eu lieu. La technique EBSD est plus appropriée lorsqu'il s'agit d'analyser la cristallographie des joints brasés. Elle est néanmoins plus difficile à mettre en œuvre et il est donc nécessaire d'identifier en amont les cas de recristallisation flagrante par microscopie optique en lumière polarisée.

b) Évolution de la taille et de l'orientation cristallographique des grains β -Sn

L'évolution de la taille des grains β -Sn et de leur texture cristallographique au cours de l'endommagement thermomécanique est étudiée à partir des coupes micrographiques des composants R2512. Les cycles thermiques induisent des déformations viscoplastiques déclenchant les phénomènes de restauration et de recristallisation. Des sous-joints faiblement désorientés sont d'abord créés et vont subir une croissance due à l'activation thermique et aux déformations générées dans la zone endommagée afin de réduire leur énergie de surface. Ils vont également subir des rotations au fur et à mesure des cycles thermiques, aboutissant ainsi à des grains recristallisés fortement désorientés. La zone endommagée est donc formée de joints de grains présentant de forts angles de désorientation et constituant donc un chemin de fissuration intergranulaire privilégiée. L'analyse des désorientations cristallines au niveau d'un joint de brasure endommagé montre ainsi que les angles aux joints de grains sont plus importants au voisinage de la fissure (Figure 3-68).

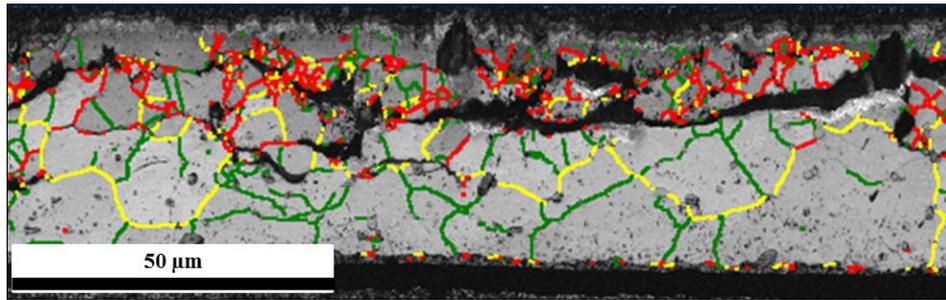


Figure 3-68 Cartographie des angles de désorientation aux joints de grains dans la zone de fortes déformations sous la résistance R2512 (vert : 0°-15°, jaune : 15°-45°, rouge : > 45°)

La forte texturation cristallographique observée après refusion disparaît donc progressivement au fur et à mesure que le dommage thermomécanique s'accumule au cours des cycles. La Figure 3-69 présente les images EBSD montrant les différentes orientations cristallines des grains β -Sn au niveau de résistances R2512 après refusion et endommagées : D = 0, 0.29 et 1.17 (soit après 0, 500 et 2000 cycles). Les différentes figures de pôle associées mettent bien en évidence la perte de texturation cristallographique caractérisée par la diminution du MUD (68 > 29.41 > 8.57).

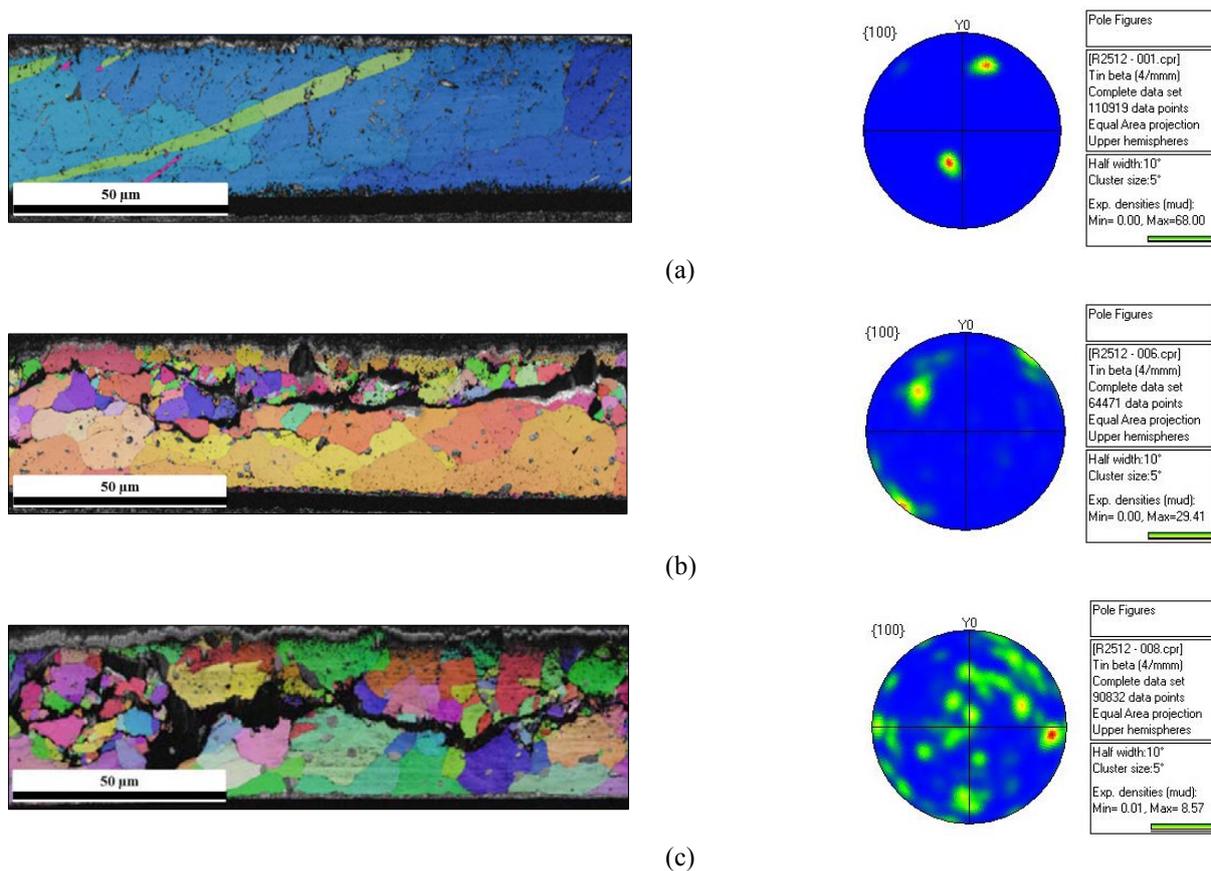


Figure 3-69 Évolution de la texture cristallographique des interconnexions SAC305 après cyclage thermique. Cartographies EBSD et figures de pôle associées correspondant aux R2512 retirées de l'enceinte thermique après (a) 0, (b) 500 et (c) 2000 cycles

Des mesures de taille de grains β -Sn ont ensuite été effectuées à partir des coupons tests retirés de l'étuve après 500, 1000, 1500 et 2000 cycles thermiques (Figure 3-71). Les coupes micrographiques associées correspondent ainsi à trois composants R2512 présentant des fissures partielles (D = 0.29, 0.58 et 0.87) et une résistance totalement fissurée (D = 1.17). Il est intéressant de remarquer que quel que soit le niveau d'endommagement des joints de brasure, les distributions de tailles de grains

recristallisés sont similaires. Cela pourrait vouloir dire que la cinétique de recristallisation est importante et que la taille des grains β -Sn atteint rapidement une valeur seuil à partir de laquelle aucune évolution n'a lieu. La résistance R2512 issue du coupon test retiré après 2000 cycles présente cependant une plus grande population de grains de taille légèrement plus importante. La fraction de grains β -Sn dont le diamètre équivalent est supérieur à $9 \mu\text{m}$ est en effet plus élevée que pour les autres joints brasés. Cette observation peut être expliquée par le phénomène de croissance des grains ayant lieu à « haute » température lors des paliers à 125°C . Ce phénomène microstructural est thermodynamiquement contrôlé par la minimisation de l'énergie de surface, où les joints de grains peuvent se mouvoir et « consommer » les plus petits grains voisins, jusqu'à obtenir des tailles de grains β -Sn plus importantes.

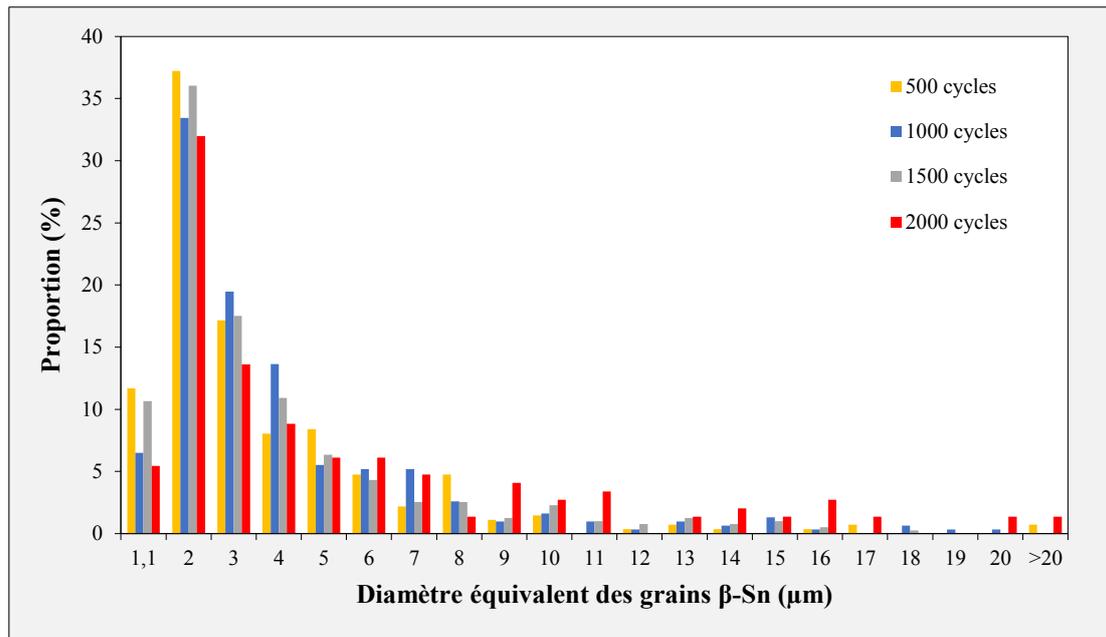


Figure 3-70 Distribution de la taille des grains β -Sn en fonction de l'endommagement thermomécanique

c) Évolution des macles hexacycliques

Cette section a pour objectif d'étudier comment les macles hexacycliques caractéristiques de l'état microstructural des interconnexions SAC305 après refusion évoluent au cours des cycles thermiques. Afin de déterminer l'influence de l'endommagement thermomécanique sur ces macles hexacycliques, le diagramme de désorientations cristallines est tracé pour trois niveaux d'endommagement différents :

- $D = 0$ (0 cycle),
- $D = 0.29$ (500 cycles),
- $D = 1.17$ (2000 cycles).

La Figure 3-71 présente la distribution des angles de désorientation pour les résistances R2512 correspondant à ces niveaux d'endommagement. Ces résultats montrent que les macles hexacycliques tendent à disparaître lorsque l'endommagement thermomécanique augmente. Une diminution importante de joints de grains présentant des angles de désorientation autour de 60° est en effet mise en évidence. Une conséquence intéressante de ce résultat est qu'aucune région entrelacée n'a été observée sur des interconnexions endommagées. La diminution progressive des grains désorientés de 60° est en outre accompagnée d'une légère augmentation de la population d'angles $> 15^\circ$ caractéristiques de la zone recristallisée.

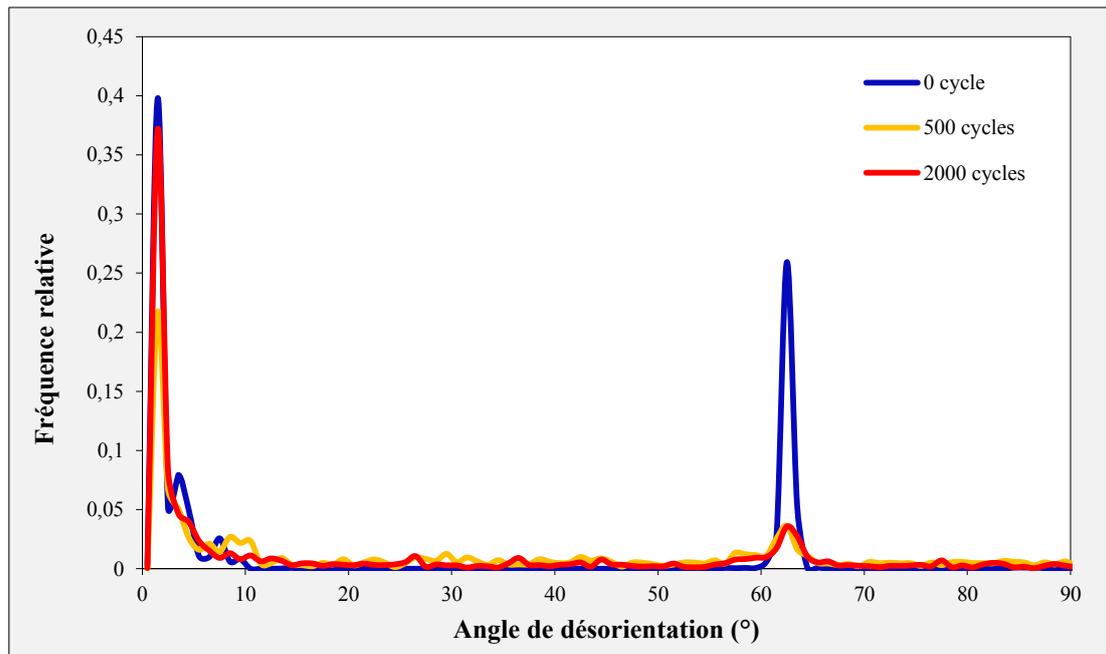


Figure 3-71 Évolution des angles de désorientation au cours des cycles thermiques. Les macles hexacycliques tendent à disparaître au fur et à mesure de l'endommagement thermomécanique comme cela est mis en évidence avec les courbes jaune ($D = 0.29$) et rouge ($D = 1.17$) qui ne présentent pas de pic aussi important autour de 60°

d) *Évolution de la taille des précipités Ag_3Sn*

Il est intéressant de noter que l'endommagement thermomécanique des joints de brasure est accompagné d'une perte de structure dendritique dans les zones de fortes déformations. La microstructure des régions endommagées consiste alors en une matrice β -Sn dans laquelle sont dispersés des précipités Ag_3Sn de plus grandes tailles. Il y a donc un adoucissement continu et hétérogène (car localisé dans les zones fortement déformées) des joints de brasure au cours des cycles thermiques. La coalescence des intermétalliques Ag_3Sn activée par la température est également couplée à un phénomène de coalescence contrôlé par la déformation générée au cours des cycles. Cinq coupes micrographiques correspondant à différents niveaux d'endommagement thermomécanique sont sélectionnées afin de mettre en évidence l'évolution des dimensions de ces phases intermétalliques (Figure 3-73).

- $D = 0$ (0 cycles),
- $D = 0.29$ (500 cycles),
- $D = 0.58$ (1000 cycles),
- $D = 0.87$ (1500 cycles),
- $D = 1.17$ (2000 cycles).

Alors que la microstructure du joint brasé après refusion présente une distribution organisée d'intermétalliques Ag_3Sn nanométriques dans les espaces interdendritiques, les régions endommagées sont constituées de particules de plus grandes tailles principalement localisées au niveau des joints de grains et ainsi dispersées de façon moins dense. Pendant la restauration, les dislocations peuvent en effet bouger et entraîner des atomes étrangers. Il peut donc y avoir une migration des espèces avec ségrégation aux joints de grains. Or, les zones endommagées sont caractérisées par la formation progressive de grains recristallisés fortement désorientés au cours des cycles thermiques. Cette observation suggère donc que la coalescence locale des IMC Ag_3Sn induite par les déformations thermomécaniques est contrôlée par la diffusion aux joints de grains. Plus la taille des phases Ag_3Sn

est importante et la densité de leur distribution est faible, moins les dislocations générées par les déformations viscoplastiques sont susceptibles d'être bloquées. La figure suivante présente l'évolution de la taille des intermétalliques Ag_3Sn au cours de l'endommagement thermomécanique.

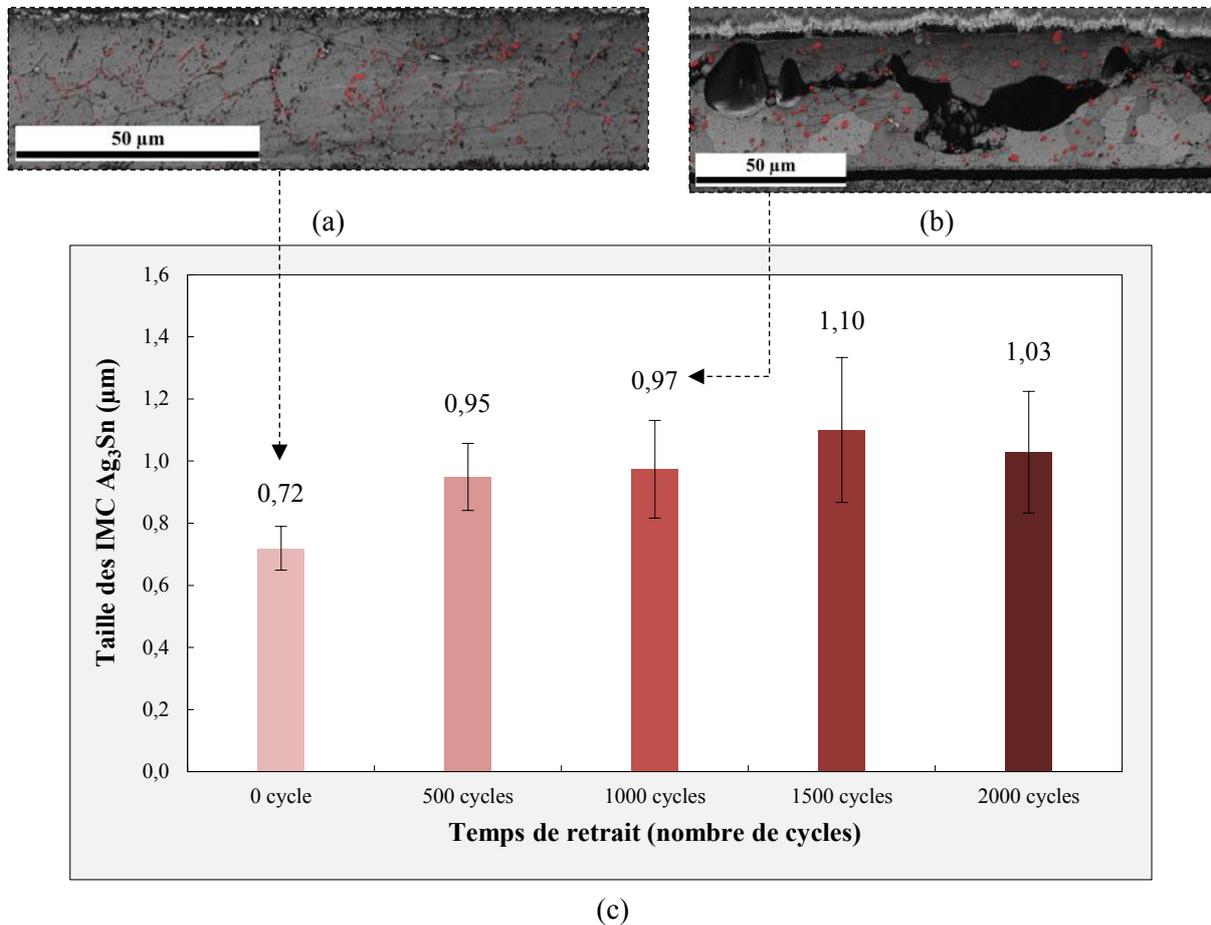


Figure 3-72 Exemples de mesures des tailles d'intermétalliques Ag_3Sn après (a) 0 et (b) 1000 cycles. (c) Évolution de la taille des phases Ag_3Sn en fonction de l'endommagement thermomécanique accumulé

En résumé, le dommage thermomécanique accumulé modifie la taille et l'espacement des IMC Ag_3Sn , entraînant un adoucissement local du joint de brasure. Après coalescence des particules Ag_3Sn , les régions concernées ne sont donc plus capables de résister aux déformations viscoplastiques générées au cours des cycles thermiques. Le mouvement des dislocations aboutit ainsi aux phénomènes de restauration et de recristallisation, amenant finalement à la défaillance des joints de brasure. L'évolution des phases Ag_3Sn semble donc directement corrélée à l'endommagement thermomécanique des joints de brasure SAC305.

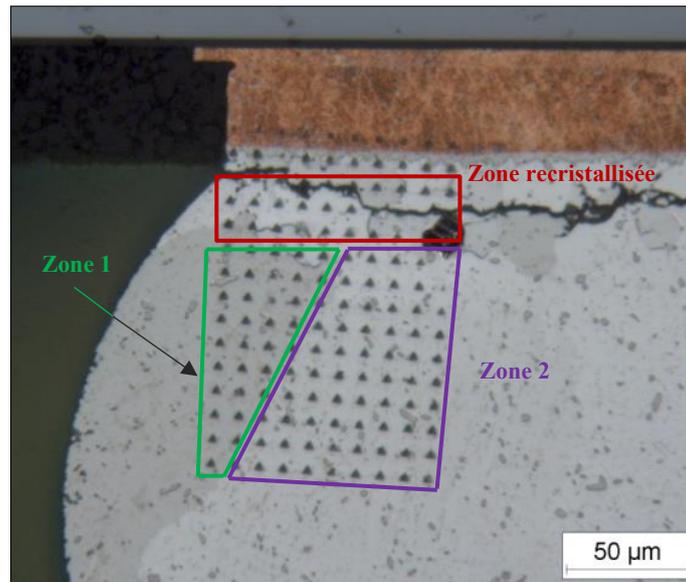
3.4.3. Essais de nanoindentation

La corrélation entre les évolutions microstructurales observées et les propriétés mécaniques résultantes est étudiée à partir d'essais de nanoindentation. Les mesures sont d'abord effectuées au niveau d'une bille de brasure endommagée. Les composants WLP900 sont en effet adaptés puisque leurs interconnexions offrent une large surface sur laquelle les indentations peuvent être effectuées. Des essais sont ensuite réalisés au niveau de joints brasés issus des résistances R2512. Pour ce type de composant, l'indentation des zones fortement déformées sous la résistance est complexe du fait de la faible hauteur de brasure. Les essais sont donc effectués dans la brasure remontant sur les côtés du

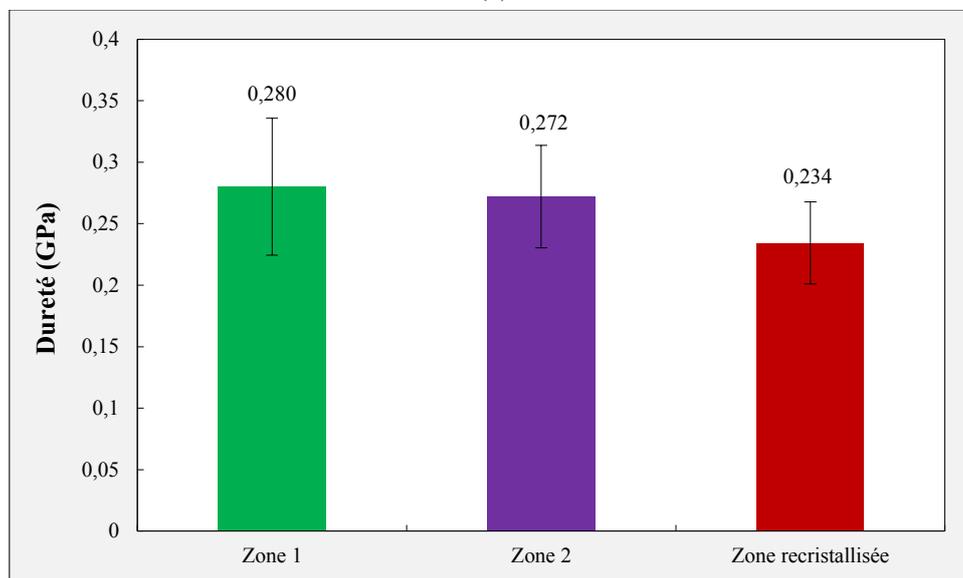
composant (*solder fillet* en anglais). Les conditions d'essai sont identiques à celles décrites dans le chapitre 1 (partie 1.3.4).

a) WLP900

La caractérisation mécanique est effectuée sur une bille de brasure totalement fissurée présentant une zone recristallisée du côté du composant et une région non endommagée constituée de deux macrograins d'orientations cristallines différentes. La figure suivante présente la bille de brasure considérée avec ses zones d'indentation sélectionnées ainsi que les mesures de dureté obtenues.



(a)



(b)

Figure 3-73 Caractérisation mécanique d'une bille de brasure endommagée. (a) Micrographie présentant les zones d'indentation. (b) Mesures de dureté correspondant à chaque zone

La dureté mesurée dans la zone recristallisée est inférieure à celles obtenues à partir des indentations effectuées dans les macrograins. Le phénomène de recristallisation génère en effet des grains β -Sn non-écrouis et dont les contraintes résiduelles sont relaxées après fissuration. Tout comme cela a été montré pour les joints de brasure non-endommagés (partie 1.3.4.d)), la dureté ne semble pas

dépendre de l'orientation cristalline des macrograins. Les valeurs mesurées sont par ailleurs inférieures à celles obtenues sur joints brasés après refusion (Figure 1-45). Même si cette zone de brasure ne subit pas de déformations inélastiques significatives, les intermétalliques Ag_3Sn croissent cependant sous l'action de la température et sont donc moins susceptibles d'altérer le mouvement des dislocations générées lors de l'indentation.

La mesure de dureté au cours des cycles thermiques peut donc constituer un bon indicateur permettant d'évaluer qualitativement l'endommagement d'une interconnexion SAC305. Les déformations inélastiques générées vont en effet d'abord créer des sous-grains écrouis (augmentation de la dureté) qui vont progressivement se débarrasser des dislocations accumulées par le mécanisme de recristallisation (diminution de la dureté). D'autres mesures seront nécessaires afin d'avoir une meilleure compréhension de l'évolution des propriétés mécaniques dans les zones de fortes déformations.

b) R2512

Une série de mesures est également réalisée sur des coupes micrographiques de résistances R2512 issues du VT4_A_DF_0,8_Cu :12_SAC305 (condition 1). Les coupons test considérés sont ici retirés de l'enceinte thermique après 0, 500, 1000 et 3000 cycles. La Figure 3-74 présente les micrographies correspondant aux joints brasés après refusion et endommagé après 3000 cycles de température.

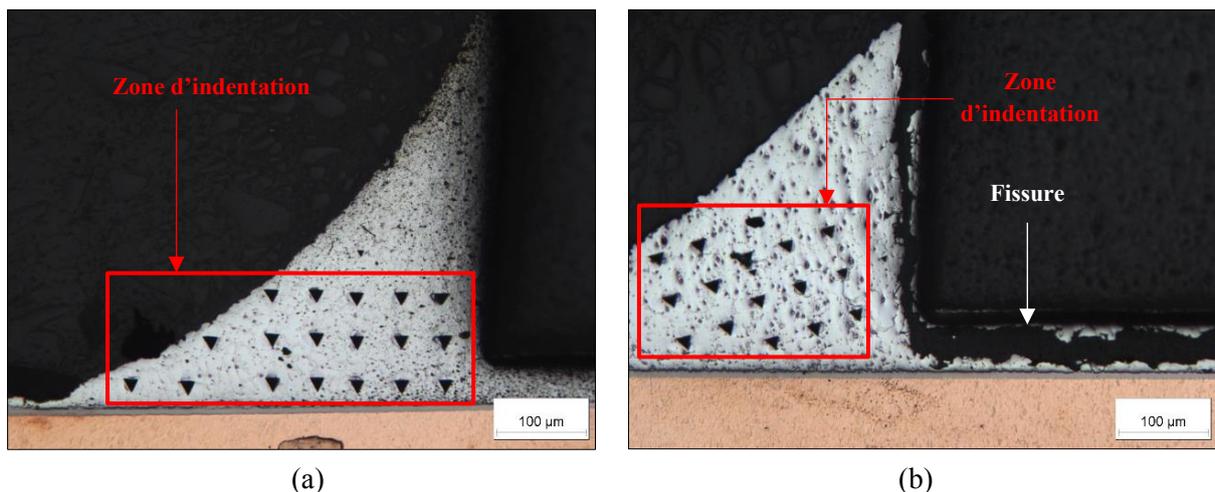


Figure 3-74 Caractérisation mécanique des joints de brasure de résistances R2512 après (a) 0 et (b) 3000 cycles

Les mesures obtenues montrent une évolution non monotone de la dureté au cours de l'endommagement thermomécanique (Figure 3-75). Entre 0 et 500 cycles thermiques, la dureté mesurée augmente en effet de 79%. Après 500 cycles supplémentaires, la valeur de dureté obtenue chute cependant de 22% et atteint finalement une valeur minimale après 3000 cycles thermiques. Même si les mesures ne sont pas effectuées dans les zones de fortes déformations, les variations de dureté sont ici cohérentes avec l'évolution de la taille des particules Ag_3Sn décrite dans la section précédente. Le graphique (Figure 3-75) présente l'évolution de la dureté mesurée à partir des coupes micrographiques issues des résistances R2512.

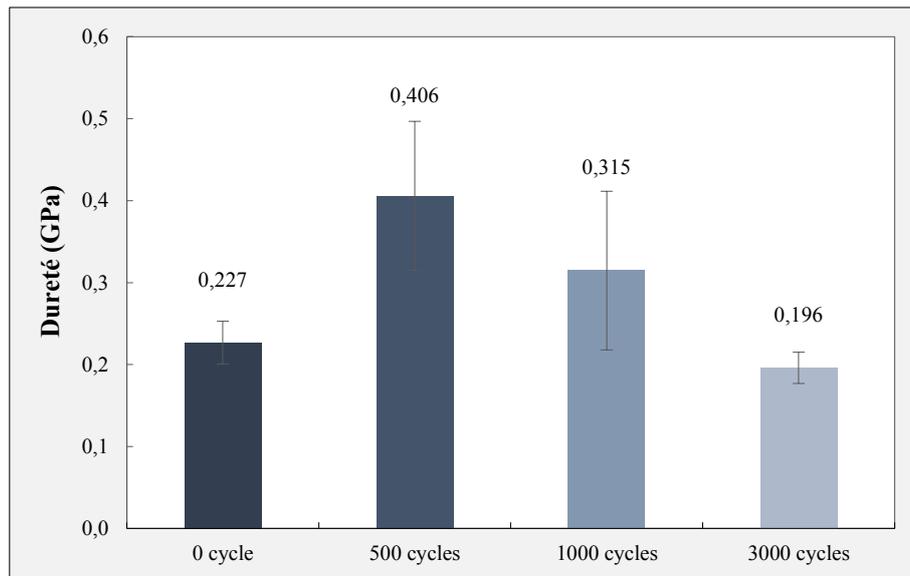


Figure 3-75 Évolution de la dureté mesurée au niveau des joints brasés des résistances R2512 après refusion et endommagés

3.4.4. Conclusion

Deux phénomènes microstructuraux consécutifs ont lieu lors de l'endommagement thermomécanique des joints de brasure SAC305 : la restauration suivie de la recristallisation. Le procédé de restauration semble constituer un prérequis à l'initiation de la recristallisation. Le réarrangement des dislocations créées au cours des cycles thermiques par les déformations inélastiques engendrent en effet le phénomène de polygonisation où des sous-grains faiblement désorientés sont formés. Cette structure cellulaire interne aux macrograins initiaux subit ensuite des rotations au fur et à mesure de l'endommagement thermomécanique, aboutissant ainsi à la création de grains recristallisés fortement désorientés. Le réseau de joints de grains à forts angles de désorientation cristalline constitue un chemin privilégié de fissuration. Le mode de défaillance observé est ainsi la rupture intergranulaire par un mécanisme de glissement aux joints de grains.

Les principales observations effectuées à travers l'étude des évolutions microstructurales des joints de brasure SAC305 peuvent être résumées comme suit :

- Le phénomène de recristallisation est observé dans les zones de fortes déformations des joints brasés (création d'une microstructure équiaxe avant fissuration),
- Il y a une perte de texturation cristallographique au cours de l'endommagement thermomécanique,
- La morphologie de grains β -Sn entrelacés n'est jamais observée au niveau d'interconnexions endommagées,
- Il y a création de joints de grains à forts angles de désorientation cristalline, favorisant les ruptures intergranulaires,
- Les fissures de fatigue se propagent par un mécanisme de glissement aux joints de grains,
- La coalescence des intermétalliques Ag_3Sn activée par la température et les déformations a lieu et facilite la nucléation du phénomène de recristallisation,
- Quel que soit le niveau de dommage, la taille des grains β -Sn semble rester constante au voisinage de la fissure,
- La zone recristallisée présente une dureté moins élevée du fait de la relaxation des contraintes et du réseau moins dense d'intermétalliques Ag_3Sn de taille plus importante.

Il n'existe aujourd'hui pas de modèle de fatigue tenant compte de l'endommagement progressif des joints de brasure SAC305 avec le phénomène de recristallisation. La construction des boucles d'hystérésis jusqu'à défaillance d'un assemblage électronique pourrait constituer un bon moyen pour mettre en évidence une variable d'endommagement. L'évolution au cours du temps de la forme des boucles pourrait en effet permettre de dégager une corrélation entre la densité d'énergie de déformation accumulée et la recristallisation.

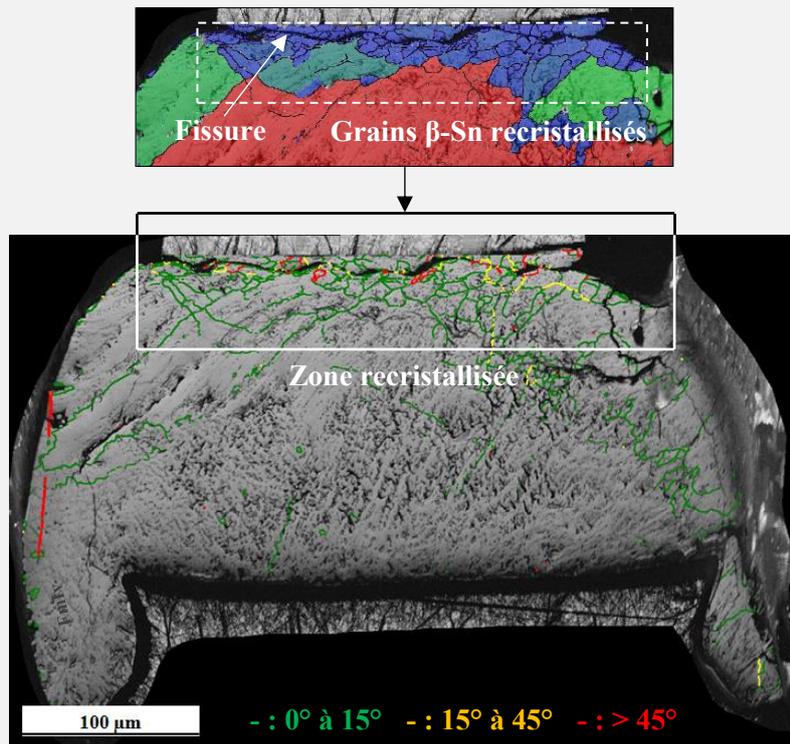
3.4.5. Synthèse 3.4

Ce qu'il faut retenir

Endommagement microstructural des brasures SAC305

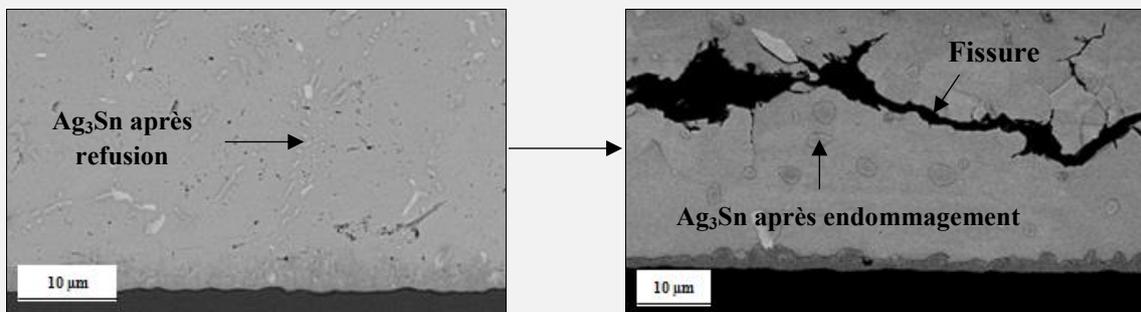
3 étapes fondamentales menant à la défaillance

- Création de sous-grains faiblement désorientés : **Restauration**
- Rotation et formation de grains de plus faibles dimensions: **Recristallisation**
- Forte désorientation cristalline aux joints de grains: **Fissure intergranulaire**



Évolution des intermétalliques internes Ag_3Sn

- Coalescence des phases Ag_3Sn due aux déformations inélastiques et à la température
- Inhibition de la recristallisation en dessous d'une certaine taille et densité d'IMC Ag_3Sn



- Évolution non monotone de la dureté dans les zones endommagées au cours des cycles

3.5. Conclusion du chapitre 3

Les essais accélérés en étuve thermique se sont déroulés tout au long de la thèse. Ils ont permis de générer une quantité importante de données en durée de vie pour différents types de composants CMS. Ils ont en outre montré l'influence de certains paramètres environnementaux sur la fatigue thermomécanique des joints de brasure SAC305. L'empilement des PCB est un facteur de 1^{er} ordre puisque il définit, pour un composant donné, le différentiel de CTE générant les déformations en cisaillement dans la brasure. L'amplitude thermique est également un paramètre prépondérant dans la mesure où elle détermine l'angle maximal de cisaillement. Les temps de palier semblent quant à eux jouer un rôle non négligeable sur la microstructure des interconnexions SAC305 et donc sur leur comportement thermomécanique résultant. Les différents essais ont ensuite été modélisés afin de calculer la densité d'énergie de déformation inélastique accumulée au cours des cycles thermiques. La corrélation entre le critère de fatigue calculé pour chaque configuration et la durée de vie correspondante a permis de tracer plusieurs courbes de fatigue. Il n'est en effet pour le moment pas possible de déterminer un modèle de fatigue thermomécanique unique à partir des résultats issus des composants LCC, WLP, TSOP50 et résistances car le degré de dispersion est trop important. La complexité de construction des boîtiers LCC et TSOP50, couplée à la forme non-triviale de leurs joints d'interconnexion, ne permet en effet pas de calculer la densité d'énergie de déformation inélastique avec le niveau de précision souhaité. En revanche, les composants WLP et résistifs sont mono-matériau (silicium et alumine respectivement) et présentent des géométries de joints brasés simples. À partir des résultats obtenus pour ces deux types de boîtiers, un modèle de fatigue thermomécanique couvrant de larges domaines de densités d'énergie inélastique et de durées de vie (deux ordre de grandeur) a pu être déterminé pour l'alliage SAC305.

Le calcul du critère de fatigue a également été effectué selon le formalisme décrit par DfR Solutions et qui est supposé être implémenté dans le logiciel Sherlock. La corrélation des calculs du critère de fatigue obtenus avec les durées de vie issues des essais accélérés a montré une forte dispersion des résultats. Les calculs ont en outre mis en évidence la surestimation de la densité d'énergie de déformation inélastique obtenue. Cette dispersion et surestimation peuvent être dues aux hypothèses de calcul imposées par le formalisme (comportement élastique de la brasure notamment), aux incertitudes existant sur les propriétés mécaniques des matériaux de l'assemblage et les dimensions des joints de brasure. Une modélisation a ensuite été effectuée avec le logiciel Sherlock afin de comparer les différents modèles de fatigue obtenus. Les simulations ont permis d'obtenir une courbe de fatigue relativement proche du modèle de Syed implémentée dans l'outil Sherlock.

Comme il l'a été explicité précédemment, l'évolution thermique des véhicules de test n'a pas été étudiée dans le cadre de ces travaux de thèse. En considérant des profils thermiques parfaits, les calculs éléments-finis ont de fait surestimé les valeurs d'énergie de déformation inélastique dissipée. Le modèle de fatigue thermomécanique obtenu doit donc être affecté d'un facteur de sécurité afin d'éviter de surestimer la durée de vie d'équipements électroniques embarqués. Afin de s'affranchir de cette imprécision, de futurs travaux vont être réalisés afin de prendre en compte les profils thermiques réels mesurés au niveau des différents assemblages de test via les sondes PT100. Les valeurs de densité d'énergie de déformation inélastique calculées pourront alors être utilisées pour construire une courbe de fatigue thermomécanique plus précise. Une autre étape permettant d'affiner encore le niveau de précision sur le calcul du critère de fatigue serait d'effectuer une analyse multi-physique. En connaissant les propriétés thermiques des différents matériaux constitutifs de l'assemblage, la distribution de la température en tout point du véhicule de test pourra être déterminée et constituée une donnée d'entrée pour le calcul thermomécanique. Cette démarche est cependant très consommatrice

sur le plan du temps. Il est également important de se rendre compte que le temps de propagation des fissures n'est pas pris en compte ici. Ce paramètre peut cependant avoir une influence non négligeable sur la prédiction de la durée de vie de certains boîtiers. Selon les dimensions des joints de brasure, le temps nécessaire à la rupture totale de contact peut en effet être différent (les aires de rupture correspondant aux composants WLP900 et LCC68 valent par exemple respectivement 0.03 mm^2 et 1.26 mm^2). Il faut donc se demander si cette énergie est représentative de l'énergie nécessaire à l'initiation de la fissure ou bien si elle englobe les deux composantes : $N_{\text{initiation}} + N_{\text{propagation}} = N_{\text{défaillance}}$.

Les analyses de défaillance ont montré l'apparition du phénomène de recristallisation dans les zones endommagées au voisinage des fissures de fatigue. Dans la gamme de température considérée ($T_H > 0.3 - 0.4$), l'alliage SAC305 principalement constitué d'étain est en effet susceptible de subir ce type de modification morphologique. La recristallisation est également accompagnée de différentes évolutions microstructurales ayant un impact sur l'endommagement thermomécanique des joints de brasure SAC305. Les intermétalliques Ag_3Sn vont d'abord croître et permettre le mouvement des dislocations dans les zones de fortes déformations. La formation de sous-grains faiblement désorientés va ensuite évoluer vers une microstructure de grains $\beta\text{-Sn}$ recristallisés présentant de fortes désorientations cristallines aux joints de grains. Ainsi, le mode de défaillance principalement observé est la fissuration intergranulaire par un mécanisme de glissement aux joints de grains. Toutes ces évolutions dépendent des conditions d'essai dans lesquelles les joints d'interconnexion ont été testés. Les temps de palier peuvent notamment jouer le rôle des conditions de stockage isotherme pendant lesquels les phénomènes microstructuraux activés en températures peuvent avoir lieu. La coalescence des précipités intermétalliques Ag_3Sn interviendra ainsi plus rapidement (en matière de nombre de cycles) dans le cas des paliers de 120 minutes que ceux de 30 ou 15 minutes. Si ces phases atteignent les dimensions seuils favorables à l'initiation de la recristallisation, l'endommagement thermomécanique et la fissuration des joints de brasure interviendront d'autant plus rapidement. De fait, les assemblages soumis à cette condition de cyclage thermique long ont globalement montré une plus faible durabilité. Toutes ces observations mettent en relief la nécessité de bien identifier le profil de vie des équipements électroniques embarqués en amont de l'estimation de leur durée de vie. Les amplitudes et paliers thermiques mis en jeu dans de telles applications peuvent en effet influencer directement sur la microstructure des joints de brasure et donc sur leur comportement thermomécanique.

Le lien entre la densité d'énergie de déformation ΔW et le phénomène de recristallisation pourrait être établi en construisant les boucles d'hystérésis ($\gamma - \tau$) jusqu'à rupture des assemblages de test. L'apparition des grains $\beta\text{-Sn}$ recristallisés devrait en effet modifier le comportement mécanique des joints de brasure et ces variations morphologiques pourraient être visualisées par des changements de forme des courbes d'hystérésis successives.

Conclusion générale

Ce mémoire a présenté un travail de recherche contribuant à une meilleure compréhension du comportement en fatigue mécanique et thermomécanique de joints de brasure sans plomb. Les travaux ont traités tant l'étude des physiques de dégradation que de la mise au point de méthodes d'évaluation de durée de vie. L'étude développée porte plus précisément sur l'alliage sans plomb : 96.5Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305). Cette composition est largement utilisée dans l'industrie électronique et constitue l'alliage de substitution privilégié aux compositions étain-plomb habituellement considérées avant la mise en place de la législation RoHS. Une large campagne de caractérisation a donc été réalisée afin de déterminer ses lois de comportement élastique et viscoplastique. Celles-ci constituent une partie essentielle des données d'entrée qui permettent le calcul des contraintes et des déformations au niveau des joints d'interconnexion. En se basant sur les résultats d'essais accélérés en vibrations et cyclage thermique, les lois de fatigue mécanique et thermomécanique de l'alliage SAC305 ont pu être déterminées. Ces modèles ne sont cependant pas « universels » et s'appliquent dans un cadre défini de composants et de profils de vie. Cet objectif d'universalité vers lequel il faudrait tendre, reste très complexe à atteindre du fait de la multitude de configurations d'assemblages électroniques possibles (évolution des composants dont les propriétés mécaniques des matériaux constitutifs ne sont pas nécessairement connues) et de la diversité des environnements dans lesquels ils sont utilisés. Les résultats exposés dans ce manuscrit de thèse ont néanmoins posé des bases de travail solides pour l'étude approfondie des deux régimes de fatigue investigués.

La **caractérisation de l'alliage SAC305** a été effectuée et a permis de déterminer ses propriétés mécaniques (E , σ_e , σ_{max}) à travers des essais d'écroutissage menés à différentes vitesses de déformation et températures. Une série d'essai en fluage a ensuite permis de mettre en évidence l'impact de la température sur le comportement viscoplastique de ce type de brasure. À partir des résultats obtenus à différentes contraintes appliquées et températures, la loi viscoplastique d'Anand a enfin pu être déterminée. L'influence de la microstructure de l'alliage SAC305 a en outre été étudiée puisque ces différents essais de caractérisation ont d'abord été réalisés sur des éprouvettes de test issues d'un barreau d'alliage laminé présentant une microstructure et morphologie de grains β -Sn différentes des joints brasés. Afin de se rapprocher de l'état microstructural réel des brasures et de s'assurer de la pertinence des lois de comportement établies, des éprouvettes coulées ont alors été fabriquées. Les coupes micrographiques ont montré une morphologie de macrograins caractéristique des joints d'interconnexion obtenus après brasage par refusion. La caractérisation réalisée à partir d'analyses EBSD a en effet mis en évidence la présence de quelques grains β -Sn par brasure, dont la taille est du même ordre de grandeur que le joint lui-même. Elle a en outre montré la forte texturation cristallographique des joints brasés qui présentent généralement trois orientations cristallines privilégiées. Enfin, l'étude des désorientations cristallines a permis de mettre en évidence le phénomène de maillage hexacyclique caractéristique des interconnexions SAC305 après refusion. Outre les essais de nanoindentation qui ont permis de caractériser mécaniquement les différentes morphologies de grains β -Sn, la construction expérimentale de plusieurs courbes d'hystérésis (γ - τ) a apporté un niveau de compréhension supplémentaire au comportement thermomécanique de l'alliage SAC305 à l'échelle du joint brasé. Ces boucles caractéristiques de l'endommagement subi par les brasures SAC305, permettent de mesurer la densité d'énergie de déformation accumulée au cours des cycles thermiques. Cette dernière constitue le critère de fatigue considéré lors de l'évaluation de la durabilité thermomécanique des assemblages électroniques SAC305. Les différents résultats de caractérisation obtenus dans ce chapitre 1 ont constitué les bases de travail pour l'étude de la fatigue mécanique et thermomécanique de l'alliage SAC305.

La **fatigue mécanique en vibrations et en chocs** a été étudiée en considérant les propriétés élastiques des joints d'interconnexion SAC305. La méthode développée dans cette partie a consisté à déterminer le critère d'endommagement en modélisant les différentes configurations d'essais accélérés par simulations éléments-finis. Cette étude numérique a donc d'abord été précédée d'une importante campagne d'essais au cours de laquelle des assemblages électroniques ont subi des sollicitations en vibrations sinusoïdales à leur fréquence de résonance. Afin de calculer avec précision les contraintes et les déformations au niveau du joint de brasure critique, des mesures de déformées modales au vibromètre laser à balayage ont été réalisées et ont permis de recalibrer le modèle numérique avec les essais. À partir des données en durée de vie recueillies et du calcul du critère adapté à l'endommagement mécanique des joints de brasure, la loi de fatigue mécanique de l'alliage SAC305 a pu être déterminée. En réalité, plusieurs modèles ont été obtenus selon l'échelle considérée et la précision voulue. L'approche mésoscopique permettant l'évaluation locale de la déformation surfacique du PCB au voisinage du joint de brasure critique constitue ainsi un moyen simple et rapide d'estimer la durée de vie d'un assemblage électronique. Le modèle de Basquin reliant la déformation élastique dans la zone fortement endommagée des brasures critiques et le nombre de cycles à défaillance est plus précis mais il nécessite également une modélisation plus détaillée de l'assemblage. Cette dernière approche microscopique est donc plus consommatrice vis à vis du temps d'investigation mais rend compte du comportement mécanique et des caractéristiques dimensionnelles des joints brasés. La durabilité mécanique en vibrations aléatoires a ensuite été étudiée à travers une série d'essais accélérés et de mesures surfaciques du PCB par une jauge de déformation. Le signal temporel issu de ce capteur a ensuite été post-traité par l'algorithme de comptage *rainflow* et une méthode d'évaluation de la durabilité en vibrations aléatoires basée sur les courbes de fatigue obtenues précédemment a été explicitée. Contrairement aux composants fissurés issus des essais en vibrations harmoniques qui ont montré une majorité de ruptures dans le joint brasé, l'analyse de défaillance des véhicules de test considérés pour les essais en vibrations aléatoires a dévoilé une proportion équivalente de fissures dans la brasure et à l'interface entre la couche de finition et l'épaisseur intermétallique du côté du composant. Ces différentes observations en microscopie optique ont permis d'expliquer les fortes dispersions expérimentales obtenues en vibrations. Elles mettent ainsi en exergue la nature conservatrice des lois de fatigue obtenues. La tenue mécanique aux chocs a enfin été investiguée à travers l'utilisation de profils SRC. La sensibilité à froid des brasures SAC305 n'a pas été vérifiée puisque les durées de vie obtenues ici augmentent lorsque la température diminue. La mesure du déplacement relatif de l'assemblage de test a permis de montrer l'impact prépondérant de la température sur son comportement dynamique et donc sur l'endommagement mécanique des joints d'interconnexion. Malgré des déplacements extrema plus importants, l'amortissement est en effet significativement plus important à basse température. L'analyse de défaillance a enfin révélé la vulnérabilité des interfaces intermétallique / couche de finition où la quasi-totalité des fissures de fatigue a été observée. Ce dernier résultat a permis d'expliquer les performances similaires des alliages SAC305 et SnPb36Ag2 à basses températures. Un des objectifs principaux des travaux de thèse (Figure 8) était de déterminer les coefficients K_m et c_m correspondant au critère de fatigue mécanique X_m . Deux lois de fatigue indépendantes des conditions aux limites du système ont été déterminées en fonction de l'échelle considérée :

- **Loi de fatigue mésoscopique** : le critère de fatigue X_m correspond à la déformation surfacique locale du PCB ($\Delta \epsilon_{\text{PCB}}$) et les constantes du modèle sont $K_m = 0.0023$ et $c_m = -0.142$,
- **Loi de fatigue microscopique** : le critère de fatigue X_m correspond à la déformation élastique équivalente de von Mises ($\Delta \epsilon_{\text{eq}}$) dans la zone fortement endommagée du joint de brasure critique et les constantes du modèle sont $K_m = 0.0078$ et $c_m = -0.149$.

La **fatigue thermomécanique de l'alliage SAC305** a enfin été étudiée à travers une importante campagne d'essais accélérés en cyclage thermique couplée à la modélisation éléments-finis des véhicules de test considérés. Plusieurs cycles de température ont ainsi été définis et ont permis de générer un nombre important de données en durée de vie. Les simulations numériques ont ensuite été réalisées afin de calculer la densité d'énergie de déformation inélastique représentative de l'endommagement thermomécanique des joints de brasure SAC305. Ce critère de fatigue énergétique a été déterminé en considérant le modèle viscoplastique d'Anand dont les 9 paramètres ont été recalés au chapitre 1. La corrélation des résultats numériques obtenus sous ANSYS avec le nombre de cycles à défaillance correspondant à chaque configuration d'essai a permis de tracer la courbe de fatigue thermomécanique correspondant à l'alliage SAC305. Celle-ci est cependant très dispersée si tous les types de boîtiers sont pris en compte. Les composants WLP et résistifs dont la construction et la forme des joints sont relativement simples permettent en revanche d'obtenir, avec un bon niveau de confiance, un modèle de fatigue couvrant plusieurs ordres de grandeurs de durées de vie et de densités d'énergie de déformation inélastique. Le critère énergétique est en réalité moyenné dans une zone précise des joints de brasure où les déformations sont les plus importantes. Ces zones endommagées sont le siège de transformations microstructurales caractéristiques du dommage thermomécanique subi par les joints de brasure SAC305. La coalescence des intermétalliques Ag_3Sn permet dans un premier temps le mouvement des dislocations dans les zones de fortes déformations inélastiques. Des sous-grains faiblement désorientés sont ensuite formés et subissent des rotations menant au phénomène de recristallisation. Cette modification morphologique aboutie à la formation de grains $\beta\text{-Sn}$ recristallisés fortement désorientés, favorisant ainsi la fissuration intergranulaire par glissement aux joints de grains. La courbe de fatigue obtenue à partir des simulations est donc relativement précise puisqu'elle prend en compte la zone du joint brasé dans laquelle ont lieu les évolutions microstructurales et où les déformations viscoplastiques sont les plus importantes. Le modèle de fatigue thermomécanique a par ailleurs été évalué à l'aide du logiciel DfR Solutions Sherlock. Cet outil de calcul acquis par Safran Electronics & Defense, permet d'estimer la durée de vie des assemblages électroniques soumis à des chargements thermiques et vibratoires. La modélisation des différents essais en cyclage thermique a permis de calculer les densités d'énergie de déformation inélastique propres à chaque configuration et d'obtenir une loi de fatigue très proche de celle implémentée dans le logiciel. Un des objectifs principaux des travaux de thèse était de déterminer les coefficients K_t et c_t correspondant au critère de fatigue mécanique X_t . Les paramètres matériaux correspondant aux lois de fatigue thermomécanique déterminées dans ce chapitre 3 sont les suivants :

- Loi de fatigue déterminée à partir d'ANSYS : le critère de fatigue X_t correspond à la densité d'énergie de déformation inélastique accumulée dans les zones de fortes déformations des joints de brasure (ΔW). Les constantes du modèle sont $K_t = 18.1$ et $c_t = -0.58$,
- Loi de fatigue déterminée à partir de Sherlock : le critère de fatigue X_t correspond également à la densité d'énergie de déformation inélastique (ΔW) mais aucune zone n'est cette fois-ci définie pour le calcul de sa moyenne. Les constantes du modèle sont $K_t = 372.4$ et $c_t = -0.91$.

Perspectives de travail

Les travaux présentés dans ce mémoire ouvrent sur un nombre relativement important de perspectives, compléments de certaines parties ou nouveaux axes d'étude.

Tout d'abord, au niveau de la caractérisation de l'alliage SAC305, de nouvelles éprouvettes coulées ont été fabriquées et de nouveaux essais d'écroutissage et de fluage vont être mis en place afin d'enrichir la base expérimentale existante et d'affiner l'identification des paramètres du modèle d'Anand utilisés pour la description du comportement viscoplastique des interconnexions SAC305. D'autre part, un système de refroidissement de ces éprouvettes coulées a également été développé dans le but de permettre l'élaboration de plusieurs morphologies de grains β -Sn selon la vitesse imposée. Des essais de caractérisation menés sur ce type d'échantillons permettraient de mettre en évidence l'influence des différentes morphologies rencontrées sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305.

Concernant la caractérisation à l'échelle du joint brasé, d'autres assemblages hystérésis vont être fabriqués afin de s'assurer de la répétabilité de l'expérimentation et d'étudier d'autres niveaux de contrainte. Plusieurs cartes hystérésis vont en outre être assemblées dans le but de réaliser des essais en cyclage thermique correspondant aux conditions testées expérimentalement, afin de corréliser les différentes densités d'énergie de déformation mesurées à une durée de vie associée.

En ce qui concerne la suite des travaux liés à la fatigue mécanique des joints de brasure SAC305, de nouveaux essais de caractérisation devront être effectués afin d'évaluer l'impact de la loi de comportement attribuée à l'alliage SAC305 pour ce type de sollicitation. L'étude développée dans ces travaux de thèse a considéré, en première approximation, les propriétés élastiques de la brasure. Celles-ci sont basées sur la bibliographie et la caractérisation menée au chapitre 1 qui ne couvrent cependant pas les domaines de vitesses de déformation mises en jeu lors des essais en vibrations. Il conviendra entre autre de caractériser l'alliage SAC305 à grandes vitesses de déformation.

Enfin, des essais de fatigue mécanique en flexion et en cisaillement avaient été considérés lors de la définition des travaux de thèse. Pour des raisons de temps, seules les éprouvettes de flexion ont pu être assemblées. Des essais préliminaires ont été effectués et leur poursuite serait intéressante notamment dans le but d'obtenir des résultats en fatigue mécanique isotherme qui pourront être comparés à ceux issus des essais accélérés en cyclage thermique.

Références bibliographiques

- [1] D. Schatzel, "Reliability of carbon core laminate construction in printed circuit boards utilizing Stablcor™", NASA Electronic Parts and Packaging (NEPP) Program-Office of Safety and Mission Assurance, 2009.
- [2] C. Guiles, R. Cucamonga, "Everything you ever wanted to know about laminates... but were afraid to ask", Arlon-Materials for Electronics, November 2008.
- [3] R. Bryce, "Smaller Faster Lighter Denser Cheaper : How Innovation Keeps Proving the Catastrophists Wrong", Public Affairs, 1st Edition, ISBN 978-1-161039-525-0, 2014.
- [4] S. Choi, C. Thomas, F. Weig, "Advanced-packaging technologies : The implications for first movers and fast followers", McKinsey on Semiconductors, No. 4, 2014, pp. 55-62, pp. 55-62.
- [5] C.E. Bauer, "3D Packaging, Interconnection & Assembly", SMTA, 2013.
- [6] Roadmap iNEMI, 2015.
- [7] J.W. Evans, "A guide to lead-free solders : Physical metallurgy and reliability", Werner Engelmaier Dipl.-Ing., ISBN 978-1-84628-309-3, 2007.
- [8] P. Gao, J. Lin, Y. Lei, "Drop performance research of silver content on the SnAgCu based lead-free solder of joint level", 14th International Conference on Electronic Packaging Technology, 2013.
- [9] J. Cerazy, M. Ed, S. Cottingham, "Lead Babies : How heavy metals are causing our children's autism, ADHD, learning disabilities, low IQ and behavior problems", iUniverse, ISBN 978-1-4401-8807-7, 2009.
- [10] K.J. Puttlitz, K.A. Stalter, "Handbook of lead-free solder technology for microelectronic assemblies", Marcel Dekker, ISBN 0-8247-4870-0, 2004.
- [11] S. Ganesan, M.G. Pecht, "Lead-free Electronics", John Wiley & Sons, ISBN 978-0-471-78617-7, 2006.
- [12] K. J. Puttlitz, K. A. Stalter, "Handbook of Lead-Free Solder Technology for Microelectronic Assemblies", CRC Press, ISBN 9780824748708, 2004.
- [13] G. Henshall, P. Roubaud, G. Chew, S. Prasad, F. Carson, E. O'Keeffe, R. Bulwith, "Impact of component terminal finish on the reliability of Pb-free solder joints", Journal of SMT Article, Vol. 15, No. 4, 2002.
- [14] S. Starr, "Market outlook for the global electronics supply chain : IPC update", IPC APEX EXPO, Buzz Session 6, 2016.

- [15] K. Subramanian, "Lead-free solders: Materials reliability for electronics", ISBN 978-0-470-97182-6, 2012.
- [16] L.J. Turbini, G.C. Munie, D. Bernier, J. Gamalski, D.W. Bergman, "Examining the environmental impact of lead-free soldering alternatives", IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing, Vol. 24, No. 1, 2001, pp. 4-9.
- [17] N. Itsubo, J. Noh, A. Inaba, "Life cycle impact assessment of lead-free solder considering the trad-off relationship between toxic impact and other impact categories", Materials Transactions, Vol. 45, No. 11, 2004, pp. 3194-3200.
- [18] E. Silva, M. Estrela, E.M.D. Lopes, "Assessment of lead-free solder environmental benefits when used in electrical and electronic equipment", 2012 International Workshop on Environment and Alternative Energy, 2012.
- [19] Board Reflow Process Recommendations, Intel Packaging Databook, Revised 12-2007.
- [20] US Navy course NAVEDTRA 14269, "Aerographer's Mate : Module 1 - Surface Weather Observations", 1999, p. 63.
- [21] www.weatherspark.com.
- [22] H. Qi, M. Osterman, M. Pecht, "Modeling of combined temperature cycling and vibration loading on PBGA solder joints using an incremental damage superposition approach", IEEE Transactions on Advanced Packaging, Vol. 31, No. 3, 2008, pp. 463-478.
- [23] J.H.L. Pang, F.L. Wong, K.T. Heng, Y.S. Chua, C.E. Long, "Combined vibration and thermal cycling fatigue analysis for SAC305 lead free solder assemblies", 63rd IEEE Electronic Components and Technology Conference, 2013, pp. 1300-1307.
- [24] M. Reynell, "Advanced thermal analysis of packaged electronic systems using computational fluid dynamics techniques", Computer-aided engineering Journal, Vol. 7, No. 4, 1990, pp. 104-106.
- [25] M.G. Pecht, "Prognostics and health management of electronics", John Wiley & Sons, ISBN 978-0-470-27802-4, 2008.
- [26] E. Gebhardt and G. Petzow, "The Constitution of the System Ag-Cu-Sn", Zeitschrift fuer Metallkunde 50, pp. 597-605, 1959.
- [27] C.M. Miller, I.E. Anderson and J.F. Smith, "A viable tin-lead solder substitute: Sn-Ag-Cu", Journal Electronic Materials, Vol. 23, Issue 7, pp. 595-601, 1994.
- [28] K. W. Moon, W. J. Boettinger, U. R. Kitten, F. S. Biancanello and C. A. Handwerker, "Experimental and thermodynamic assessment of Sn-Ag-Cu solder alloys", Journal of Electronic Materials, Vol. 29, pp. 1122-1136, 2000.

- [29] M. E. Loomans, M. E. Fine, "Tin-silver-copper eutectic temperature and composition", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31, Issue 4, pp. 1155-1162, 2000.
- [30] W. J. Plumbridge, "Recent Observations on Tin Pest Formation in Solder Alloys. *Journal of Electronic Materials*", Vol. 37, No. 2, pp. 218–223, 2008.
- [31] T.R. Bieler, H. Jiang, L. P. Lehman, T. Kirkpatrick and E. J. Cotts, "Influence of Sn Grain Size and Orientation on the Thermomechanical Response and Reliability of Pb-free Solder Joints", *Electronic Components and Technology Conference*, pp. 1462-1467, 20.
- [32] S. Mukherjee, B. Zhou, A. Dasgupta, T.R. Bieler, "Multiscale modeling of the anisotropic transient creep response of heterogeneous single crystal SnAgCu solder", *International Journal of Plasticity*, Vol. 78, pp. 1-25, 2016.
- [33] L.P. Lehman et al., "Growth of Sn and intermetallic compounds in Sn-Ag-Cu solder", *Journal of Electronic Materials*, Vol. 33, No. 12, pp. 1429-1439, 2004.
- [34] J. Gong, C. Liu, P.P. Conway, V.V. Silberschmidt, "Micromechanical modelling of SnAgCu solder joint under cyclic loading: Effect of grain orientation", *Computational Materials Science*, Vol. 39, No. 1, pp. 187-197, 2007.
- [35] M. Mueller, S. Wiese, M. Roellig, K.-J. Wolter, "Effect of Composition and Cooling Rate on the Microstructure of SnAgCu-Solder Joints", *Electronic Components and Technology Conference Proceedings*, pp. 1579-1588, 2007.
- [36] G. Cuddalorepatta, M. Williams, A. Dasgupta, "Viscoplastic Creep Response and Microstructure of As-Fabricated Microscale Sn-3.0Ag-0.5Cu Solder Interconnects", *Journal of Electronic Materials*, Vol. 39, No. 10, pp. 2292-2309, 2010.
- [37] M. Meilunas, A. Primavera, S.O. Dunford, "Reliability and failure analysis of lead-free solder joints", *Proceedings, IPC Annual Meeting, S08-5-1*, 2002.
- [38] Y. Kariya, N. Williams, C. Gagg, W. Plumbridge, "Tin pest in Sn-0.5 wt.% Cu lead-free solder", *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, Vol. 53, No. 6, pp. 39-41, 2001.
- [39] S. Belyakov, "Lead-free soldering alloys : microstructure optimization for electronic applications", *Master of Philosophy Dissertation, University of Leicester*, 2009.
- [40] J. Karppinen, "Reliability assessment of electronic assemblies under multiple interacting loading conditions", *Doctoral dissertation, Aalto University*, 2013.
- [41] S.K. Kang et al., "The microstructure, thermal fatigue, and failure analysis of near-ternary eutectic Sn-Ag-Cu solder joints", *Materials Transactions*, Vol. 45, No. 3, pp. 695-702, 2004.
- [42] S. K. Kang, W. K. Choi, D. Y. Shih, D. W. Henderson, T. Gosselin, A. Sarkhel, C. Goldsmith and K. Puttlitz, "Ag₃Sn Plate Formation in the Solidification of Near-Ternary Eutectic Sn-Ag-Cu", *ECTC Proceedings*, pp. 64-70, 2003.

- [43] A.U. Telang, T. R. Bieler, J. P. Lucas, K. N. Subramanian, L. P. Lehman, Y. Xing and E. J. Cotts, "Grain Boundary Character and Grain Growth in Bulk Tin and Bulk Pb-free Solder Alloys", *Journal of Electronic Materials*, Vol. 33, No. 12, pp. 1412-1423, 2004.
- [44] T.R. Bieler, T.-K. Lee, "Lead-free Solder", *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, pp. 1-12, 2010.
- [45] L.P. Lehman, Y. Xing, T.R. Bieler, E.J. Cotts, "Cyclic twin nucleation in tin-based solder alloys", *Acta Materialia*, Vol. 58, pp. 3546-3556, 2010.
- [46] M. Mueller, S. Wiese, K.-J. Wolter, "The twinning phenomenon in SnAgCu solder balls", *ECTC Proceedings*, pp. 1027-1036, 2009.
- [47] B. Arfaei et al., "Improving the thermomechanical behavior of lead free solder joints by controlling the microstructure", *InterSociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems*, 2012.
- [48] K.S. Kim, S.H. Huha, K. Sukanumab, "Effects of cooling speed on microstructure and tensile properties of Sn-Ag-Cu alloys", *Materials Science and Engineering*, Vol. 333, No.1-2, pp. 106-114, 2002.
- [49] J.C. Riou, M.A. Bahi, N. Monchicourt, "Validation du profil de refusion four à convection utilisé pour le projet ESP", *Rapport interne Safran Electronics & Defense*, 2014.
- [50] M. Schlesinger, M. Paunovic, "Modern electroplating", John Wiley & Sons, ISBN 978-0-470-16778-6, 2010.
- [51] K.S. Kim, S.H. Huha and K. Sukanumab, "Effects of intermetallic compounds on properties of Sn-Ag-Cu lead-free soldered joints", *Journal of Alloys and Compounds*, Vo. 352, No. 1-2, pp. 226-236, 2003.
- [52] Z. Mei, M. Ahmad, M. Hu, G. Ramakrishna, "Kirkendall voids at Cu/solder interface and their effects on solder joint reliability", *ECTC Proceedings*, 2005..
- [53] C.E. Ho, S.C. Yang, C.R. Kao, "Interfacial reaction issues for lead-free electronic solders", *Lead-Free Electronic Solders*, pp.155-174, 2007.
- [54] A. Choubey, "Microstructural changes under isothermal aging and their influence on thermal fatigue reliability for tin-lead and lead-free solder joints [...]", *PhD Thesis Dissertation*, University of Maryland, 2007.
- [55] W. Engelmaier, "Solder joints in electronics: design for reliability", in *Proceedings TMS Annual Meeting Design Reliability. Solders Solder Interconnections*, pp. 9-19, 1997.
- [56] C. Hillman, N. Blattau, J. Arnold, T. Johnston, and S. Gulbrandsen; J. Silk and A. Chiu, "Gold Embrittlement In Lead-Free Solder", *SMTA International*, 2013.

- [57] F. Song, S. Lee, K. Newman, B. Sykes, and S. Clark, "High-Speed Solder Ball Shear and Pull Tests vs. Board Level Mechanical Drop Tests: Correlation of Failure Mode and Loading Speed", ECTC Proceedings, pp. 1504-1513, 2007.
- [58] Y. Zheng, C. Hillman, and P. McCluskey, "Intermetallic Growth on PWBs Soldered with Sn3.8Ag0.7Cu", ECTC Proceedings, pp. 1226-1231, 2002.
- [59] K.Y. Lee, L. Ming, D.R. Olsen, W.T. Chen, B.T.C. Tan and S. Mhaisalkar, "Microstructure, Joint Strength and Failure Mechanism of Sn-Ag, Sn-Ag-Cu versus Sn-Pb-Ag Solders in BGA Packages", ECTC Proceedings, pp. 478-485, 2001.
- [60] T. Cheng Chiu, K. Zeng, R. Stierman and D. Edwards, K. Ano, "Effect of Thermal Aging on Board Level Drop Reliability for Pb-free BGA Packages", ECTC Proceedings, pp. 1256-1262, 2004.
- [61] M. Berthou, "Fiabilité des assemblages sans plomb en environnement sévère", Thèse de doctorat, Université de Bordeaux 1, 2012.
- [62] X. Luhua, J.H.L Pang, H. P. Kithva and T.H. Low, "Isothermal and thermal cycling aging on IMC growth rate in lead-free and lead based solder interface", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, Vol. 28, No. 3, pp. 408-414, 2005.
- [63] Rapport Projet 1, 2010.
- [64] L. Qi, J. Huang, X. Zhao and H. Zhang, "Effect of thermal-shearing cycling on Ag₃Sn microstructural coarsening in SnAgCu solder", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 469, No. 1-2, pp.102-107, 2009.
- [65] P.S. Chauhan, S. Mukherjee, M. Osterman, A. Dasgupta, M. Pecht, "Effect of Isothermal Aging on Microstructure and Creep Properties of SAC305 Solder: A Micromechanics Approach", InterPack Proceedings, pp. 1-7, 2013.
- [66] R. Aspandiar, "Voids in Solder Joints", Journal of SMT Article, Vol. 19, No. 4, pp. 406-415, 2006.
- [67] M. Yunus, A. Primavera, K. Srihari, J.M. Pitarresi, "Effect of voids on the reliability of BGA/CSP solder joints", IEEE/CPMT Proceedings, 2000.
- [68] M. Ueshima, M. Nodera, T. Tajika, "Mechanism of shrinkage cavities and method for restricting them in SnAgCu alloy system", IPC-Soldertec Conference on Lead-free Electronics, pp. 114-121, 2006.
- [69] M.A. Previti, M. Holtzer, T. Hunsinger, "Four ways to reduce voids in BGA/CSP package to substrate connections", SMTA International Conference, pp. 655-662, 2010.
- [70] H. Ma, J.C. Suhling, Y. Zhang, P. Lall, M.J. Bozack, "The influence of elevated temperature aging on reliability of lead free solder joints", ECTC Proceedings, 2007.

- [71] M. Motalab, "A constitutive model for lead free solder including aging effects and its application to microelectronic packaging", PhD Dissertation, Auburn University, 2013.
- [72] J.H.L. Pang, "Lead free solder : mechanics and reliability", Springer, ISBN 978 1 4614 0463 7, 2012..
- [73] S. Wiese, K.J. Wolter, "Microstructure and creep behaviour of eutectic SnAg and SnAgCu solders", *Microelectronic Reliability*, Vol. 44, pp. 1923-1931, 2004.
- [74] J.P. Clech, "SMT solder joint reliability", Séminaire SAFRAN Sagem, 2014.
- [75] D. Grivas, K. Murty, J. Morris, "Déformation of Pb-Sn eutectic alloys at relatively high strain rates", *Acta Metallurgica*, Vol. 27, pp. 731-737, 1979.
- [76] J. Gong et al., "Mesomechanical modelling of SnAgCu solder joints in flip-chip", *Computational Material Science*, Vol. 43, pp. 199-211, 2008.
- [77] J. Castellanos, I. Rieiro, M. Carsi, O.A. Ruano, "Analysis of Garofalo equation parameters for an ultrahigh carbon steel", *Journal of Material Sciences*, Vol.45, pp. 5522-5527, 2010.
- [78] G.Z. Wang, Z.N. Cheng, K. Becker, J. Wilde, "Applying Anand Model to Represent the Viscoplastic Deformation Behaviour of Solder Alloys", *Journal of Electronic Packaging*, Vol.123, pp. 247-253, 1998.
- [79] A. Zéanh, "Contribution à l'amélioration de la fiabilité des modules IGBT utilisés en environnement aéronautique", Dissertation de thèse, Université Fédérale de Toulouse-Midi-Pyrénées, 2009.
- [80] M. Kuna and S. Wippler, "A cyclic viscoplastic and creep damage model for lead free solder alloys", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 77, No. 18, pp. 3635-3647, 2010.
- [81] N. Bai and X. Chen, "A new unified constitutive model with short- and long-range back stress for lead-free solders of Sn-3Ag-0.5Cu and Sn-0.7Cu", *International Journal of Plasticity*, Vol. 25, No. 11, pp. 2181-2203, 2009.
- [82] M. Grieu, "Etude de la fatigue des joints brasés de composants électroniques soumis à des sollicitations thermomécaniques, vibratoires et combinées", Thèse de l'Ecole des Mines de Paris, 2010.
- [83] E.S.W. Poh et al., "Lead-free solder material characterization for thermo-mechanical modeling", *EuroSimE Proceedings*, pp. 1-8, 2008.
- [84] K. Mysore, G. Subbarayan, V. Gupta, R. Zhang, "Constitutive and aging behavior of Sn3.0Ag0.5Cu solder alloy", *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing*, Vol. 32, No. 4, pp. 221-232, 2009.

- [85] F.X. Che, X. Zhang, "The study of mechanical properties of Sn-Ag-Cu lead-free solders with different Ag contents and Ni doping under different strain rates and temperatures", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 507, pp. 215-224, 2010.
- [86] D. Herkommer, J. Punch, M. Reid, "Constitutive modeling of joint-scale SAC305 solder shear samples", *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, Vol. 3, No. 2, 2013.
- [87] T. Hisada et al., "Mechanical properties of Sn-58Bi, In-3Ag and SAC305 solders measured with fine diameter specimens", *CPMT symposium*, 2013.
- [88] M.M. Basit, M. Motalab, J.C. Suhling, P. Lall, "The effects of aging on the Anand viscoplastic constitutive model for SAC305 solder", *ITherm conference*, 2014.
- [89] R. Tian, Y. Tian, C. Wang, "Influence of low temperature on tensile properties and fracture behavior of Sn3Ag0.5Cu solder alloy", *ICEPT Proceedings*, pp. 116-118, 2016.
- [90] M.S. Alam, M. Basit, J.C. Suhling, P. Lall, "Mechanical characterization of SAC305 lead free solder at high temperatures", *ITherm conference*, pp. 755-760, 2016.
- [91] E.H. Wong et al., "Stress-strain characteristics of tin-based solder alloys for drop-impact modeling", *Journal of Electronic Materials*, Vol. 37, No. 6, pp. 829-836, 2008.
- [92] F. Qin, T. An, N. Chen, "Strain rate effects and rate-dependant constitutive models of lead-based and lead-free solders", *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 77, 2010.
- [93] S.T. Jenq, H-H Chang, Y-S Lai, T-Y Tsai, "High strain rate compression behavior for Sn-37Pb eutectic alloy, lead-free Sn-1Ag-0.5Cu and Sn-3Ag-0.5Cu alloys", *Microelectronics Reliability*, Vol. 49, pp. 310-317, 2009.
- [94] T.T. Nguyen, S. Park, "Characterization of elasto-plastic behavior of actual SAC solder joints for drop test modeling", *Microelectronics Reliability*, Vol. 51, pp. 1385-1392, 2011.
- [95] G. Cuddalorepatta, D. Herkommer, A. Dasgupta, "Stress relaxation characterization of hypoeutectic Sn3.0Ag0.5Cu Pb-free solder : experiment and modeling", *EuroSimE Proceedings*, 2007.
- [96] K. Setty, G. Subbarayan, L. Nguyen, "Powercycling reliability, failure analysis and acceleration factors of Pb-free solder joints", *ECTC Proceedings*, 2005.
- [97] S. Sahasrabudhe, E. Monroe, S. Tandon, M. Patel, "Understanding the effect of dwell time on fatigue life of packages using thermal shock and intrinsic material behavior", *ECTC Proceedings*, 2003.
- [98] X. Fan, G. Rasier, V.S. Vasudevan, "Effects of dwell time and ramp rate on lead-free solder joints in FCBGA packages", *ECTC Proceedings*, 2005.

- [99] R. Darveaux, C. Reichman, "Solder alloy creep constants for use in thermal stress analysis", *Journal of SMT Article*, Vol. 26, No. 2, pp. 11-20, 2013.
- [100] B. Banijamali, I. Mohammed, "Modification to Darveaux solder joint fatigue life prediction method for flip-chip solder joints", *IMAPS Proceedings*, 2008.
- [101] M. Motalab, M. Basit, J.C. Suhling, "Creep test method for determination of Anand parameters for lead free solders and their variation with aging", *ITherm conference*, pp. 127-142, 2014.
- [102] F. Gao, H. Nishikawa, T. Takemoto, J. Qu, "Mechanical properties versus temperature relation of individual phases in Sn-3.0Ag-0.5Cu lead-free solder alloy", *Microelectronics Reliability*, Vol. 49, pp. 296-302, 2009.
- [103] C. Morillo, M. Osterman, M. Pecht, "Creep activation energy of SAC305 using nano-indentation", *Application note*, Keysight Technologies, 2014.
- [104] M. Hasnine et al., "Nanomechanical characterization of lead free solder joints", *MEMS and Nanotechnology*, Vol. 5, pp. 11-22, 2014.
- [105] M. Hasnine et al., "Nanomechanical characterization of SAC305 solder joints - Effects of aging", *ITherm conference*, pp. 152-162, 2014.
- [106] R.R. Chromik, R.P. Vinci, S.L. Allen, M.R. Notis, "Measuring the mechanical properties of Pb-free solder and Sn-based intermetallics by nanoindentation", *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 66-69, 2003.
- [107] X. Deng, N. Chawla, K.K. Chawla, M. Koopman, "Deformation behavior of (Cu, Ag)-Sn intermetallics by nanoindentation", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 4291-4303, 2004.
- [108] T.T. Nguyen, D. Yu, S.B. Park, "Characterizing the mechanical properties of actual SAC105, SAC305, and SAC405 solder joints by Digital Image Correlation", *Journal of Electronic Materials*, Vol. 40, No. 6, 2011.
- [109] M. Dusek, C. Hunt, "The measurement of creep rates and stress relaxation for micro sized lead-free solder joints", *National Physical Laboratory report*, 2005.
- [110] D.R. Shirley, "Transient and steady-state creep in Sn-Ag-Cu lead-free solder alloy : experiments and modeling", *PhD dissertation*, University of Toronto, 2009.
- [111] T. Sawamura, "Difference between various Sn/Ag/Cu solder compositions", *Almit Technology presentation*, 2005.
- [112] X. Li, B. Bhushan, "A review of nanoindentation continuous stiffness measurement technique and its application", *Materials Characterization*, Vol. 48, pp. 11-36, 2002.

- [113] H. Chen, B. Yan, M. Yang, X. Ma, M. Li, "Effect of grain orientation on mechanical properties and thermomechanical response of Sn-based solder interconnects", *Materials Characterization*, Vol. 85, pp. 64-72, 2013.
- [114] L.O. Bueno et al., "Correlation between creep and hot tensile behaviour for 2.25Cr-1Mo steel from 500°C to 700°C Part 1 [...]", *Matéria*, Vol. 17, No. 3, pp. 1098-1108, 2011.
- [115] C-M Hsu, A-D Lin, J-H Kuang, "The creep parameters of SAC305 unleaded solders", *Advances in Materials Science and Engineering*, pp. 1-10, 2013.
- [116] P.M. Hall, "Forces, moments, and displacements during thermal chamber cycling of leadless ceramic chip carriers soldered to printed boards", *IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology*, Vol. 7, No. 4, pp. 314-327, 1984.
- [117] E. Jih, Y-H. Pao, "Evaluation of design parameters for leadless chip resistors solder joints", *Transactions of the ASME*, Vol. 117, No. 2, pp. 94-99, 1995.
- [118] J.P. Clech, "Solder reliability solutions : a PC-based design-for-reliability tool", *Soldering and Surface Mount Technology*, Vol. 9, No. 2, pp. 45-54, 1997.
- [119] R.J. Roark, "Formulas for stress and strain", New York : McGraw-Hill, 1975.
- [120] J.P. Clech, "Chapter 2 : Solder properties, joint mechanics, fatigue and failure", EPSI Inc., 1998-2001.
- [121] Y-H. Pao, S. Badgley, R. Govilla, L. Baumgartner, R. Allor, R. Cooper, "Measurement of mechanical behavior of high lead-tin solder joints subjected to thermal cycling", *Journal of Electronic Packaging*, Vol. 114, pp. 135-144, 1992.
- [122] G. Wang, Z. Cheng, K. Becker, J. Wilde, "Applying Anand model to represent the viscoplastic deformation behavior of solder alloys", *Journal of Electronic Packaging*, Vol. 123, No. 3, pp. 247-253, 2001.
- [123] www.dmesures.fr/images/FT_jauges_accessoires/dtcolles.pdf.
- [124] A. Shirazi, "A hybrid approach to characterization and life assessment of trilayer assemblies of dissimilar materials under thermal cycles", PhD dissertation, Ryerson University, 2011.
- [125] E.H. Wong, C.K. Wong, "Tri-layer structures subjected to combined temperature and mechanical loadings", *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, Vol. 31, No. 4, pp. 790-800, 2009.
- [126] D. Steinberg, "Vibration analysis for electronic equipment", 3rd edition, John Wiley & Sons, Inc. 2000.
- [127] O.H. Basquin, "The experimental law of endurance tests", *Proceedings ASTM*, 1910.

- [128] Y.S. Chen, C.S. Wang, Y.J. Yang, "Combining vibration test with finite element analysis for the fatigue life estimation of PBGA components", *Microelectronics Reliability*, Vol. 48, No. 4, pp. 638-644, 2008.
- [129] F.X. Che, J.H.L. Pang, "Vibration reliability test and finite element analysis for flip chip solder joints", *Microelectronics Reliability*, Vol. 49, No. 7, pp. 754-760, 2009.
- [130] Y. Zhou, A. Dasgupta, "Vibration durability assessment of Sn3.0Ag0.5Cu & Sn37Pb solders under harmonic excitation", *Proceedings of the IMECE*, 2007.
- [131] L. Tao, B. Zhou, K. Pan, Y. En, Y. Gong, "Harmonic vibration analysis and S-N curve estimate of PBGA mixed solder joints", *ICEPT Conference*, 2014.
- [132] D. Yu, A. Al-Yafawi, T.T. Nguyen, S. Park, S. Chung, "High-cycle fatigue life prediction for Pb-free BGA under random vibration loading", *Microelectronics Reliability*, Vol. 51, No. 3, pp. 649-656, 2011.
- [133] S.F. Wong, P. Malatkar, C. Rick, V. Kulkarni, I. Chin, "Vibration testing and analysis of Ball Grid Array package solder joints", *ECTC Conference*, 2007.
- [134] J. Varghese, A. Dasgupta, "An experimental approach to characterize rate-dependent failure envelopes and failure site transitions in surface mount assemblies", *Microelectronics Reliability*, Vol. 47, pp. 1095-1102, 2006.
- [135] R.A. Amy, G. Aglietti, G. Richardson, "Board-level vibration failure criteria for Printed Circuit Assemblies: an experimental approach", *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing*, Vol. 33, No. 4, pp. 303-311, 2010.
- [136] Z. Hongwu, Z. Tianhao, L. Yang, S. Fenglian, "Effect of temperature on failure mode of solder joint under vibration loading condition", *ICEPT Conference*, pp. 853-856, 2013.
- [137] Y. Cinar, J. Jang, G. Jang, S. Kim, J. Jang, "Effect of solder pads on the fatigue life of FBGA memory modules under harmonic excitation by using a global-local modeling technique", *Microelectronics Reliability*, Vol. 53, No. 12, pp. 2043-2051, 2013.
- [138] MIL-STD-202G, "Test method standard : Electronic and electrical component parts", USA Department of Defense, 2002.
- [139] JESD22-B103B, "Vibration, variable frequency", *JEDEC Standard*, 2006.
- [140] T.E. Wong, F.W. Palmieri, B.A. Reed, H.S. Fenger, H.M. Cohen, K.T. Teshiba, "Durability / reliability of BGA solder joints under vibration environment", *ECTC Conference*, 2000.
- [141] Y. Zhou, M. Al-Bassyouni, A. Dasgupta, "Harmonic and random vibration durability of SAC305 and Sn37Pb solder alloys", *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, Vol. 33, No. 2, pp. 319-328, 2010.

- [142] Y. Zhou, "Harmonic and random vibration durability investigation for SAC305 (Sn3.0Ag0.5Cu) solder interconnects", PhD Dissertation University of Maryland, 2008.
- [143] F. Liu, G. Meng, "Random vibration reliability of BGA lead-free solder joint", *Microelectronics Reliability*, Vol. 54, No. 1, pp. 226-232, 2014.
- [144] F. Liu, Y. Lu, Z. wang; Z. Zhang, "Numerical simulation and fatigue life estimation of BGA packages under random vibration loading", *Microelectronics Reliability*, Vol. 55, No. 12, pp. 2777-2785, 2015.
- [145] H.W. Zhang, Y. Liu, F.L. Sun, "Effect of elevated temperature on PCB responses and solder interconnect reliability under vibration loading", *Microelectronics Reliability*, Vol. 55, No. 11, pp. 2391-2395, 2015.
- [146] IPC/JEDEC-9703, "Mechanical shock test guidelines for solder joint reliability", 2009.
- [147] JESD22-B111A, "Board level drop test method of components for handheld electronic products", 2016.
- [148] MIL-STD-810F, "Test method standard for environmental engineering considerations and laboratory tests", USA Department of Defense, 2000.
- [149] T.Y. Tee, H.S. Ng, C.T. Lim, E. Pek, Z. Zhong, "Impact life prediction modeling of TFBGA packages under board level drop test", *Microelectronics Reliability*, Vol. 44, No. 7, pp. 1131-1142, 2004.
- [150] P. Lall, D. Panchagade, D. Iyengar, J. Suhling, "Life prediction and damage equivalency for shock survivability of electronic components", ITherm Conference, 2006.
- [151] R.S. Pandher, B.G. Lewis, R. Vangaveti, B. Singh, "Drop shock reliability of lead-free alloys - Effect of micro-additives", ECTC Conference, 2007.
- [152] Y. Lei, J. Yang, J. Lin, H. Fu, "The influence of silver content on the reliability of lead-free solder joints under drop condition", ICEPT Conference, pp. 826-829, 2013.
- [153] P. Gao, J. Lin, Y. Lei, G. Wen, "Drop performance research of silver content on the SnAgCu based lead-free solder of joint level", ICEPT Conference, pp. 809-813, 2013.
- [154] F. Che, J-E. Luan, K.Y. Goh, X. Baraton, "Drop impact life model development for FBGA assembly with lead-free solder joint", EPTC Conference, pp. 656-662, 2009.
- [155] Z.J. Xu, T. Jiang, F.B. Song, J.C.C. Lo, S.W.R. Lee, "Modeling of board level solder joint reliability under mechanical drop test with the consideration of plastic strain hardening of lead-free solder", CPMT Symposium Japan, 2010.
- [156] A.F.M. Yamin, N.M. Shaffiar, W.K. Loh, M.N. Tamin, "Damage progression in BGA solder joints during board-level drop test", EPTC Conference, 2011.

- [157] F.X. Che, J.H.L. Pang, "Study on board-level drop impact reliability of Sn-Ag-Cu solder joint by considering strain rate dependent properties of solder", *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, Vol. 15, No. 2, pp. 181-190, 2015.
- [158] R.P.L. Sanga, G.E. Ntamack, K. Mansouri, T. Beda, S.C. D'Ouazzane, "Evaluation of the mechanical characteristics of composite materials based on the temperature. Application to composite epoxy + glass", *J. Mater. Environ. Sci.*, Vol. 4, No. 6, 2013.
- [159] L. Zhang, R. Sitaraman, V. Patwardhan, L. Nguyen, N. Kelkar, "Solder joint reliability model with modified Darveaux's equations for the micro SMD Wafer Level-Chip Scale package family", *ECTC Conference*, pp. 572-577, 2003.
- [160] M. Berthou, "Fiabilité des assemblages sans-plomb en environnement sévère", Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1, 2012.
- [161] G. Limaye, "High temperature vibration fatigue life prediction and high strain rate material characterization of lead-free solders", PhD Dissertation, Auburn University, 2013.
- [162] G. Chen, L. Yu, Y-H. Mei, X. Li, X. Chen, G-Q. Lu, "Reliability comparison between SAC305 joint and sintered nanosilver joint at high temperatures for power electronic packaging", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 214, pp. 1900-1908, 2014.
- [163] M. Matsuishi, T. Endo, "Fatigue of metals subjected to varying stress - Fatigue lives under random loading", *Japan Society of Mechanical Engineers*, pp. 37-40, 1968.
- [164] www.hbm.com/en/2960/strain-gauge-adhesives-x280/.
- [165] PR NORMDEF 0101, "Guide d'application de la démarche de personnalisation en environnement mécanique", Ministère de la Défense, 2009.
- [166] L.D. Slifka, "An accelerometer based approach to measuring displacement of a vehicle body", Master of Science in Engineering, University of Michigan, 2004.
- [167] M. Motalab, "A constitutive model for lead free solder including aging effects and its application to microelectronic packaging", PhD Dissertation, Auburn University, 2013.
- [168] F.X. Che, J.H.L. Pang, "Fatigue reliability analysis of Sn-Ag-Cu solder joints subject to thermal cycling", *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, Vol. 13, No. 1, pp. 36-49, 2013.
- [169] L.F. Coffin, "A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal", *Transactions of the ASME*, Vol. 76, pp. 931-950, 1954.
- [170] L-C. Wen, R.G. Ross Jr., "Comparison of LCC solder joint life predictions with experimental data", *Journal of Electronic Packaging*, Vol. 117, pp. 109-115, 1995.

- [171] M. Motalab, M. Mustafa, J.C. Suhling, J. Zhang, J. Evans, M.J. Bozack, P. Lall, "Correlation of reliability models including aging effects with thermal cycling reliability data", ECTC Conference, 2013.
- [172] T.J. Kilinski, J.R. Lesniak, B.I. Sandor, "Chapter 13 : Modern approaches to fatigue life prediction of SMT solder joints", "Solder Joint Reliability", J.H. Lau, editor, pp. 384-405, 1991.
- [173] H. Solomon, "Fatigue of 60/40 Solder", IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology, Vol. 9, No. 4, pp. 423-432, 1986.
- [174] S. Knecht, L. Fox, "Chapter 16 : Integrated matrix creep : application to accelerated testing and lifetime prediction", "Solder Joint Reliability", J.H. Lau, editor, pp. 508-544, 1991.
- [175] A. Syed, "Thermal fatigue reliability enhancement of plastic ball grid array (PBGA) packages", ECTC Conference, pp. 1211-1216, 1996.
- [176] J.H.L. Pang, T-I. Tan, S.K. Sitaraman, "Thermo-mechanical analysis of solder joint fatigue and creep in a flip chip on board package subjected to temperature cycling loading", ECTC Conference, pp. 878-883, 1998.
- [177] P. Chauhan, M. Osterman, S.W. Ricky Lee, M. Pecht, "Critical review of the Engelmaier model for solder joint creep fatigue reliability", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, Vol. 32, No. 3, pp. 693-700, 2009.
- [178] W. Engelmaier, "Creep fatigue model for SAC405/305 solder joint reliability estimation - a proposal", Global SMT & Packaging, pp. 46-48, 2008.
- [179] W. Engelmaier, "Solder creep-fatigue model parameters for SAC & SnAg lead-free solder joint reliability estimation", IPC Proceedings, 2009.
- [180] F. Chai, M. Osterman, M. Pecht, "Strain-range-based solder life predictions under temperature cycling with varying amplitude and mean", IEEE Transactions on Device and Materials Reliability, Vol. 14, No. 1, pp. 351-357, 2014.
- [181] J.H.L. Pang, B.S. Xiong, T.H. Low, "Low cycle fatigue models for lead-free solders", Thin Solid Films, Vol. 462-463, pp. 408-412, 2004.
- [182] S.K. Sitaraman, K. Kacker, "Chapter 8 : Thermomechanical reliability prediction of lead-free solder interconnects", "Lead-Free Solder: Interconnect Reliability", D. Shangguan, editor, pp. 181-198, 2005.
- [183] J.D. Morrow, "Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals", "Internal friction, damping, and cyclic plasticity", ASTM STP 378, pp. 45-84, 1965.
- [184] I. Kim, S-B. Lee, "Fatigue life evaluation of lead-free solder under thermal and mechanical loads", ECTC Conference, pp. 95-104, 2007.

- [185] A. Syed, "Accumulated creep strain and energy density based thermal fatigue life prediction models for SnAgCu solder joints", ECTC Conference, Vol. 1, pp. 737-746, 2004.
- [186] F. Chai, "Solder interconnect life prediction under complex temperature cycling with varying mean and amplitude", PhD Dissertation, University of Maryland, 2013.
- [187] N. Blattau, C. Hillman, "An Engelmaier model for leadless ceramic chip devices with Pb-free solder", Archives Dfr Solutions, 2006.
- [188] R. Darveaux, "Effect of simulation methodology on solder joint crack growth correlation", ECTC Conference, pp. 1048-1058, 2000.
- [189] D. Yu, H. Lee, S. Park, "Reliability assessment of preloaded solder joint under thermal cycling", Journal of Electronic Packaging, Vol. 134, No. 4, pp. 1-6, 2012.
- [190] M. Basit, M. Motalab, J.F. Suhling, Z. Hai, J. Evans, M.J. Bozack, P. Lall, "Thermal cycling reliability of aged PBGA assemblies - comparison of Weibull failure data and finite element model predictions", ECTC Conference, pp. 106-117, 2015.
- [191] K.C. Norris, A.H. Landzberg, "Reliability of controlled collapse interconnections", Journal of Research and Development, Vol. 13, No. 3, pp. 266-271, 1969.
- [192] Pan et al., "An acceleration model for Sn-Ag-Cu solder joint reliability under various thermal cycle conditions", Proceedings of SMTA International, pp. 876-883, 2005.
- [193] J. Miremadi, G. Henshall, A. Allen, E. Benedetto, M. Roesch, "Lead-free solder joint reliability model enhancement", IMAPS, 2009.
- [194] V. Vasudevan, X. Fan, "An acceleration model for lead-free (SAC) solder joint reliability under thermal cycling", ECTC Conference, pp. 139-145, 2008.
- [195] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J.J. Jonas, "Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions", Progress in Materials Science, Vol. 60, pp. 130-207, 2014.
- [196] P. Borgesen, L. Yang, A. Qasaimeh, L. Yin, M. Anselm, "A mechanistically justified model for life of SnAgCu solder joints in thermal cycling", SMTA Pan Pacific Symposium, 2013.
- [197] B. Zhou, T.R. Bieler, T-K. Lee, W. Liu, "Characterization of recrystallization and microstructure evolution in lead-free solder joints using EBSD and 3D-XRD", Journal of Electronic Materials, Vol. 42, No. 2, pp. 319-331, 2012.
- [198] H. Che, M. Mueller, T.T. Matilla, J. Li, X. Liu, K-J. Wolter, M. Paulasto-Kröckel, "Localized recrystallization and cracking of lead-free solder interconnections under thermal cycling", Journal of Materials Research, Vol. 26, No. 16, pp. 2103-2116, 2011.

- [199] H. Chen, J. Han, J. Li, M. Li, "Inhomogeneous deformation and microstructure evolution of Sn-Ag-based solder interconnects during thermal cycling and shear testing", *Microelectronics Reliability*, Vol. 52, pp. 1112-1120, 2012.
- [200] T.R. Bieler et al., "Influence of Sn grain size and orientation on the thermomechanical response and reliability of Pb-free solder joints", *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, Vol. 31, No. 2, pp. 370-381, 2008.
- [201] S. Mukherjee, B. Zhou, A. Dasgupta, T.R. Bieler, "Multiscale modeling of the anisotropic transient creep response of heterogeneous single crystal SnAgCu solder", *International Journal of Plasticity*, Vol. 78, pp. 1-25, 2016.
- [202] Y. Kanda, Y. Kariya, T. Tasaka, "Effect of strain-enhanced microstructural coarsening on the cyclic strain-hardening exponent of Sn-Ag-Cu joints", *Materials Transactions*, Vol. 53, pp. 2072-2077, 2012.
- [203] B. Arfaei, S. Mahin-Shirazi, S. Joshi, M. Anselm, "Reliability and failure mechanism of solder joints in thermal cycling tests", *ECTC Conference*, pp. 976-985, 2013.
- [204] L. Yin, L. Wentlent, L. Yang, B. Arfaei, A. Oasaimh, P. Borgesen, "Recrystallization and precipitate coarsening in Pb-free solder joints during thermomechanical fatigue", *Journal of Electronic Materials*, Vol. 41, No. 2, 2012.
- [205] A. Qasaimh, Y. Jaradat, L. Wentlent, L. Yang, L. Yin, B. Arfaei, P. Borgesen, "Recrystallization behavior of lead free and lead containing solder in cycling", *ECTC Conference*, pp. 1175-1781, 2011.
- [206] R. Parker, R. Coyle, G. Henshall, J. Smetana, E. Benedetto, "iNEMI Pb-free alloy characterization project report : Part II - Thermal fatigue results for two commontemperature cycles", *SMTA International Conference Proceedings*, pp. 348-358, 2012.
- [207] U. Sahaym et al., "Recrystallization and Ag₃Sn particle redistribution during thermomechanical treatment of bulk Sn-Ag-Cu solder alloys", *IEEE Transactions on components, Packaging and Manufacturing Technology*, Vol. 3, No. 11, pp. 1868-1875, 2013.
- [208] X. Xu, G. Chen, M. Cheng, "Study on local recrystallization and damage mode of lead-free BGA solder joint", *ICEPT Conference*, pp. 356-359, 2014.
- [209] JESD22-A104D, "Température cycling", *JEDEC Standard*, 2005.
- [210] IPC-9701A, "Performance test methods and qualification requirements for surface mount solder attachments", *IPC standard*, 2002.
- [211] M. Osterman et al., "Effect of temperature cycling parameters (dwell and mean temperature) on the durability of Pb-free solders", *IMAPS Symposium*, 2010.

- [212] C. Zhai, Sidharth, R. Blish, "Board level solder reliability versus ramp rate and dwell time during temperature cycling", IEEE Transactions on Device and Materials Reliability, Vol. 3, No. 4, pp. 207-212, 2003.
- [213] T. An, F. Qin, "Cracking of the intermetallic compound layer in solder joints under drop impact loading", Journal of Electronic Packaging, Vol. 133, No. 3, pp. 1-7, 2011.
- [214] L. Zhang, C-Y. Huang, W. Huang, T-M. Li, J. Hua, "Study of PAKage-on-PAKage solder joints under random vibration load based on Patran", ICEPT Conference, pp. 443-447, 2016.
- [215] J.P. Clech, "Solder reliability solutions : a PC-based design-for-reliability tool", Surface Mount International Proceedings, pp. 136-151, 1996.
- [216] H. Mavoori, J. Chin, S. Vaynman, B. Moran, L. Keer and M. Fine, "Creep, Stress Relaxation, and Plastic Deformation in Sn-Ag and Sn-Zn Eutectic Solders" Journal of Electronic Materials, Vol. 27, No. 7, pp. 783-790, 1997.
- [217] D. Grivas, K.L. Murty, J.W. Morris Jr., "Deformation of Pb-Sn eutectic alloys at relatively high strain rates", Acta Metallurgica, Vol. 27, pp. 731-737, 1979.
- [218] L.P. Lehman, Y. Xing, T.R. Bieler and E.J. Cotts, "Cyclic twin nucleation in tin-based solder alloys", Acta Materialia, Vol. 58, No. 18, pp. 3546-3556, 2010.