



HAL
open science

Investigation de l'évolution de la microstructure et de la plasticité des joints de brasure SAC sous effets du vieillissement thermomécanique

Georges Khoury

► **To cite this version:**

Georges Khoury. Investigation de l'évolution de la microstructure et de la plasticité des joints de brasure SAC sous effets du vieillissement thermomécanique. Electronique. Université de Bordeaux; Université de Sherbrooke (Québec, Canada), 2020. Français. NNT : 2020BORD0124 . tel-03053708

HAL Id: tel-03053708

<https://theses.hal.science/tel-03053708>

Submitted on 11 Dec 2020

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

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

THÈSE PRÉSENTÉE
POUR OBTENIR LE GRADE DE

**DOCTEUR DE
L'UNIVERSITÉ DE BORDEAUX**

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGÉNIEUR
SPÉCIALITÉ ÉLECTRONIQUE

Par **Georges KHOURY**

**INVESTIGATION DE L'ÉVOLUTION DE LA
MICROSTRUCTURE ET DE LA PLASTICITÉ
DES JOINTS DE BRASURE SAC
SOUS EFFETS DU VIEILLISSEMENT
THERMOMÉCANIQUE**

Sous la direction de Hélène FRÉMONT

Soutenue le 5 octobre 2020 à Talence

Membres du jury :

M. FORTUNIER, Roland¹

M. LANDESMAN, Jean-Pierre²

M. DALVERNAY, Olivier³

Mme. FRÉMONT, Hélène⁴

M. SYLVESTRE, Julien⁵

Mme. GUÉDON-GRACIA, Alexandrine⁴

Professeur

Professeur

Professeur

Maître de conférences HDR

Professeur agrégé

Maître de conférences

Président

Rapporteur

Rapporteur

Directrice

Co-directeur

Co-encadrante

¹ École Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique
Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes - UMR 5513, École Centrale de
Lyon, 36 av. Guy de Collongue, 69134 Écully CEDEX, France

² Université de Rennes 1
Institut de Physique de Rennes - UMR6251, Université de Rennes 1 - campus Beaulieu -
bât. 11E, 263 av. du Général Leclerc, 35042 Rennes CEDEX, France

³ École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes
Laboratoire Génie de Production, 47 av. d'Azereix - BP 1629, 65016 Tarbes CEDEX,
France

⁴ Université de Bordeaux
Laboratoire de l'Intégration du Matériau au Système - UMR5218, 351 cours de la Libéra-
tion, 33405 Talence CEDEX, France

⁵ Université de Sherbrooke
Institut Interdisciplinaire d'Innovation Technologique, 3000 Boulevard de l'Université -
pavillon P2, Sherbrooke, Québec J1K 0A5, Canada

La thèse a été préparée au laboratoire de l'Intégration du Matériau au Système, Talence, France.

RÉSUMÉ

Actuellement, les alliages SAC sont largement utilisés en tant que matériaux de brasure. Les joints de brasure SAC présentent une microstructure dynamique et qui évoluent excessivement sous différentes conditions de vieillissement. La caractéristique de visco-plasticité du SAC étant extrêmement sensible de sa microstructure complique l'évaluation et l'estimation de l'espérance de vie des joints.

Ce travail s'adresse à l'amélioration des prédictions de la fiabilité des joints de brasure SAC en contribuant à la compréhension de l'évolution de la microstructure et de la caractéristique mécanique de visco-plasticité du SAC. Ce travail consiste à étudier séparément l'évolution de la microstructure et de la plasticité sous effet du vieillissement.

L'étude de la microstructure a permis d'acquérir de nouvelles connaissances sur le *coarsening* sous différentes conditions de vieillissement. Cette étude a aussi permis d'évaluer l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage sur la base d'une analyse microstructurale et sur la base d'un cycle thermique avec les différentes conditions qu'il présente.

L'étude de la plasticité a permis d'évaluer l'effet du vieillissement avec cyclage thermique sur la tenue mécanique du SAC. Cette étude a aussi permis d'évaluer l'effet de la non prise en compte de l'évolution de la caractéristique mécanique de plasticité sur l'estimation de l'espérance de vie des joints de brasure en utilisant les simulations par EF.

Mots-clés : SAC, brasure sans plomb, microstructure, fatigue, vieillissement, visco-plasticité, plasticité, fiabilité, cyclage thermique, stockage isotherme.

ABSTRACT

Investigation into the Effects of ThermoMechanical Fatigue on the Evolution of the MicroStructure and the Plasticity of SAC Solder Joints

Nowadays, SAC alloys are widely used as soldering materials. The SAC solder joints have a dynamic microstructure which evolve excessively under different aging conditions. The characteristic of visco-plasticity of the SAC being extremely sensitive to its microstructure complicates the evaluation and the estimation of the life expectancy of the joints.

This work is aimed at improving the predictions of SAC solder joints reliability by contributing to expand knowledge on the evolution of the microstructure and the mechanical characteristic of visco-plasticity of SAC. This work consists in studying separately the evolution of microstructure and plasticity under the effect of aging.

The study of the microstructure allowed the gain of new knowledge on the coarsening under different aging conditions. This study also allowed the evaluation of the hypothesis of linear damage accumulation on the microstructural analysis basis and on the basis of a thermal cycle with all the different conditions that it presents.

The study of plasticity allowed the assessment of the effect of aging with thermal cycling on the mechanical strength of the SAC. This study also allowed the evaluation of the effect of not taking into account the evolution of the mechanical characteristic of plasticity on the estimation of the life expectancy of the solder joints using finite element simulations.

Keywords: SAC, lead-free solder, microstructure, fatigue, aging, visco-plasticity, plasticity, reliability, thermal cycling, isothermal storage.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier ma directrice de thèse Mme. Hélène FRÉMONT pour son encadrement, sa gentillesse, la liberté qu'elle m'a donnée pour prendre en main mes travaux de recherche, la confiance qu'elle a eu en moi et surtout pour son amitié.

J'adresse également mes remerciements à M. Bernard PLANO pour m'avoir formé à utiliser le MEB et pour les heures passées à faire des analyses EDS et à M. Serge DESTOR pour m'avoir aidé avec le travail pénible d'usinage de l'Invar et de l'Inox.

Merci à l'équipe « PACE » et en particulier à Mme. Alexandrine GUÉDON-GRACIA et à M. Faïçal ARABI.

Je tiens à remercier Messieurs Roland FORTUNIER, Jean-Pierre LANDESMAN et Olivier DALVERNY pour l'honneur qu'ils m'ont fait à participer au jury.

Je remercie particulièrement ma famille et mon amie Safae KARIMI.

TABLE DES MATIÈRES

1	INTRODUCTION	1
2	ÉTAT de l'ART	3
2.1	Introduction	3
2.2	Fiabilité en microélectronique	4
2.2.1	Fiabilité et microstructure des joints de brasure SAC	4
2.2.2	Approches et méthodes d'évaluation de la fiabilité	12
2.3	Déformations permanentes des matériaux	18
2.3.1	Caractéristiques et mécanismes de déformations permanentes	18
2.3.2	Modèles de visco-plasticité, de plasticité et de fluage	21
2.3.3	Vieillessement isotherme et déformations permanentes	24
2.4	Techniques expérimentales de mesure de la plasticité et du fluage et divergence des résultats	28
2.5	Conclusion	30
3	Investigation des effets du vieillissement et de la fatigue sur la micro-structure du SAC	33
3.1	Introduction	33
3.2	Essais de vieillissement	35
3.3	Méthodes d'analyse destructives	36
3.3.1	Méthode de préparation d'échantillons : micro-sections	36
3.3.2	Microscopies optique et électronique à balayage	38
3.3.3	Spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie	39
3.4	Échantillons de boîtiers BGA	40
3.4.1	Présentation des véhicules de test	40
3.4.2	Objectifs, plan d'expérience et essai de vieillissement	41
3.4.3	Résultats et discussion	43
3.5	Échantillons de condensateurs céramiques	53
3.5.1	Présentation des véhicules de test	53
3.5.2	Objectifs, plan d'expérience et essai de vieillissement	54
3.5.3	Critère de <i>coarsening</i>	57
3.5.4	Résultats et discussion	62
3.6	Conclusion	74
4	Évaluation des effets du vieillissement avec cyclage thermique sur la caractéristique de plasticité d'alliage à base de SAC305	77
4.1	Introduction	77
4.2	Méthodologie expérimentale	79
4.2.1	Fabrication des échantillons	79
4.2.2	Montage de vieillissement	85
4.2.3	Essai de vieillissement	88

4.2.4	Tests mécaniques	91
4.2.5	Évaluation des <i>voids</i>	97
4.3	Résultats expérimentaux	98
4.3.1	Présentation des résultats	98
4.3.2	Modélisation	103
4.3.3	Simulation	108
4.4	Conclusion	117
5	Conclusion et perspectives	119
A	Détails des étapes de prépolissage et de polissage	129
B	Méthode de préparation d'échantillons pour l'imagerie MEB	131
C	Exemple du <i>coarsening</i> d'une microstructure unidimensionnelle	133
D	Vitesses de fluage secondaire définies par l'évolution du modèle d'<i>Anand</i>	135
E	Propriétés des matériaux et détails de simulation	137
	LISTE DES RÉFÉRENCES	141

LISTE DES FIGURES

2.1	Effet du contraste en coefficient de dilatation thermique	6
2.2	Simulation par EF du cyclage thermique	7
2.3	Forme dendritique du $\beta - Sn$	9
2.4	Particules Ag_3Sn	9
2.5	Images MEB d'échantillons SAC305 avant et après vieillissement isotherme	10
2.6	Évolution de la taille des Ag_3Sn et de leur nombre en fonction de la durée de vieillissement	10
2.7	Morphologie des grains	12
2.8	Courbes d'un test contrainte-déformation	19
2.9	Courbe de fluage	20
2.10	Déformation par déplacement des dislocations	21
2.11	Modélisation mathématique de l'érouissage	23
2.12	Évolution de la caractéristique de plasticité du SAC305	25
2.13	Données de vitesse de fluage secondaire	26
2.14	Énergie de déformation permanente dissipée par cycle	27
2.15	Montage expérimental utilisé par <i>Wiese et al.</i>	28
2.16	Variabilité des données de plasticité et de fluage du SAC305	29
3.1	Enceinte climatique et étuve de stockage isotherme	35
3.2	Moule désassemblé avec clip	36
3.3	Prépolisseuse	37
3.4	Polisseuse	38
3.5	Échantillon de boîtier BGA après polissage	39
3.6	Échantillon de boîtier BGA préparé pour l'introduction au MEB	39
3.7	Carte de circuit imprimé avec les 8 boîtiers BGA	40
3.8	Boîtier BGA	41
3.9	Début du profil thermique des boîtiers BGA	42
3.10	Dessin illustratif du boîtier BGA	43
3.11	Images optiques en lumière polarisée de joints de brasure	44
3.12	Image optique en lumière normale d'un joint de brasure	45
3.13	Image MEB d'un joint de brasure de la troisième rangée de l'échantillon B7	45
3.14	Cartographie EDS	45
3.15	Images MEB prises dans un délai d'un an depuis le moment de la refusion	46
3.16	Profil de concentration atomique par EDS à l'interface entre le boîtier BGA et le joint	47
3.17	Images MEB aux interfaces	47
3.18	Analyse EDS ponctuelle	48
3.19	Analyse EDS ponctuelle	48
3.20	Modèle de simulation de deux boîtiers BGA	51
3.21	Carte de circuit imprimé avec des condensateurs céramiques	53
3.22	Condensateurs céramiques	53

3.23	Profils thermiques	55
3.24	Début du profil thermique standard des condensateurs céramiques	56
3.25	Début du profil thermique sans paliers des condensateurs céramiques	56
3.26	Méthode d'acquisition des images MEB	58
3.27	Binarisation des images MEB	58
3.28	Méthode de traitement des images MEB	60
3.29	Algorithme pour déterminer le coefficient de <i>coarsening</i>	60
3.30	Exemple du <i>coarsening</i> d'une vraie microstructure	61
3.31	Microstructure des joints des condensateurs	62
3.32	Analyses EDS ponctuelles	63
3.33	Exemples d'évaluation du coefficient de <i>Coarsening</i> et du rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$	64
3.34	Résultats d'évaluation du coefficient de <i>coarsening</i>	65
3.35	Résultats d'évaluation du rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$	65
3.36	Corrélation entre les paramètres des distributions de coefficients de <i>coarsening</i> et de rapports surfaciques $\beta - Sn$ /surface_totale	69
3.37	<i>Coarsening</i> au niveau des phases du $Sn - Pb$ eutectique	70
3.38	Bande dépouillée de particules Ag_3Sn	72
3.39	Couche de brasure au-dessous des condensateurs	73
4.1	Barrette d'Invar après usinage	79
4.2	Détails du procédé initial de fabrication des échantillons	80
4.3	Détails du procédé adopté pour la fabrication des échantillons	81
4.4	Four à phase vapeur	82
4.5	Profil de refusion	82
4.6	Image MEB d'une portion du joint d'un échantillon	83
4.7	Cartographie EDS	84
4.8	Profil de concentration atomique par EDS à l'interface	84
4.9	Schéma illustratif des contraintes	85
4.10	Montage du véhicule de test	86
4.11	Tests préliminaires de fluage	87
4.12	Début du profil thermique des échantillons	89
4.13	Simulation par EF pour évaluer la DED et le F.A. des joints	90
4.14	Système de test mécanique avec échantillon	92
4.15	Principe du de fonctionnement de la machine Instron	93
4.16	Données brutes des tests mécaniques	96
4.17	Mesure de l'extensomètre et déformation en cisaillement du joint	96
4.18	Exemple de traitement d'une image optique d'un joint	97
4.19	Courbes des tests contrainte-déformation	98
4.20	Résultats d'évaluation de la contrainte de <i>yield</i> et de la contrainte ultime	99
4.21	Taux de variation	100
4.22	Résultats d'étude paramétrique du modèle de plasticité de <i>Weibull</i>	104
4.23	Résultats d'étude paramétrique du modèle de plasticité en tangente hyperbolique	106
4.24	Résultats de modélisation	107

4.25	Modèle de simulation	109
4.26	Courbes contrainte-déformation définies par l'évolution du modèle d' <i>Anand</i>	111
4.27	Résultats de simulation par EF	112
4.28	Évolution de la DED accumulée par cycle	113
4.29	Comparaison entre le pré-vieillissement avec cyclage thermique et le pré- vieillissement isotherme	115
B.1	Échantillon de boîtier BGA après polissage	131
B.2	Échantillon de boîtier BGA préparé pour l'introduction au MEB	131
C.1	Exemple du <i>coarsening</i> d'une microstructure unidimensionnelle	133
D.1	Vitesses de fluage secondaire définies par l'évolution du modèle d' <i>Anand</i>	135
E.1	Modèle de simulation	137
E.2	Conditions aux limites de simulation	138
E.3	Dimensions des matériaux du boîtier BGA	138
E.4	Paramètres mécaniques des matériaux du boîtier BGA	139
E.5	Paramètres mécaniques du matériau de brasure	139
E.6	Profil de température de simulation	140

LISTE DES TABLEAUX

2.1	Évolution de la microstructure en fonction de la durée de vieillissement isotherme	11
3.1	Nombre de cycles thermiques endurés par chaque boîtier BGA	42
3.2	Nombre de condensateurs céramiques pour chaque condition d'essai	57
3.3	Paramètres des distributions de coefficients de <i>coarsening</i> et de rapports surfaciques $\beta - Sn$ /surface_totale	69
4.1	Nombre d'échantillons pour chaque niveau de vieillissement	95
4.2	Facteurs de proportionnalité décrivant l'évolution des paramètres du modèle d' <i>Anand</i>	110
A.1	Étapes de prépolissage et de polissage	129

LISTE DES ACRONYMES

Acronyme	Définition
SAC	Alliage de brasure à base d'Étain (<i>Sn</i>), d'Argent (<i>Ag</i>) et de Cuivre (<i>Cu</i>)
SAC305	Alliage $Sn - 3,0Ag - 0,5Cu$ (en pourcentage massique : 96,5% d'étain, 3% d'argent et 0,5% de cuivre)
EF	Éléments Finis
QFP	<i>Quad Flat Package</i> , type de boîtier pour assemblage en électronique et en microélectronique
BGA	<i>Ball Grid Array</i> , matrice de billes de brasure
MEB	Microscopie Électronique à Balayage
FR4	<i>Flame Resistant 4</i> , laminés époxy à renfort de verre
CAO	Conception Assistée par Ordinateur
IMS	laboratoire de l'Intégration du Matériau au Système
DED	Densité d'Énergie de Déformation
F.A.	Facteur d'Accélération
BT	Bismaleimide Triazine
ESPI	<i>Electronic Speckle Pattern Interferometry</i>

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

Parmi les différents alliages sans Pb , les matériaux de brasure les plus utilisés actuellement dans le domaine de la microélectronique appartiennent à la famille des alliages $Sn - Ag - Cu$ (SAC). La microstructure et la tenue mécanique du SAC évoluent continuellement sous l'effet des différentes conditions de vieillissement dues à l'utilisation et qui sont reproduites en laboratoire de façon plus ou moins exacte lors des essais de qualification. Il existe une causalité mutuelle entre la microstructure et la caractéristique de visco-plasticité du SAC qui gère la dynamique de cette évolution. L'étude de la fiabilité des joints SAC est donc une tâche complexe. En règle générale, l'évolution de la microstructure et de la visco-plasticité du SAC n'est pas prise en compte par les modèles de fatigue. On peut craindre que l'estimation de l'espérance de vie des joints résultant des essais de qualification soit faussée. Approfondir notre compréhension sur l'évolution de la microstructure et de la caractéristique de visco-plasticité du SAC sous effet du vieillissement par cyclage thermique est une nécessité afin de pouvoir développer des modèles de fatigue mécanistiques qui donnent des estimations précises.

Dans ce travail de recherche on s'est intéressé à l'amélioration des prédictions d'espérance de vie des joints de brasure SAC. Le travail de cette thèse a pour but de contribuer à la compréhension de l'évolution du SAC sous effet du vieillissement. L'évolution de la microstructure et l'évolution de la caractéristique de plasticité sous effet du vieillissement par cyclage thermique sont étudiées séparément.

Dans le deuxième chapitre de cette thèse, un état de l'art sur la fiabilité des joints de brasure, la visco-plasticité et la microstructure des joints SAC est présenté. Les approches d'évaluation de la fiabilité sont présentées ainsi que les conditions typiques conduisant à la défaillance des joints de brasure. Les déformations permanentes, leurs mécanismes et leurs modélisations sont détaillés. Les effets du vieillissement isotherme sur la microstructure et sur la visco-plasticité présentés dans ce chapitre correspondent à l'étape d'introduction la plus essentielle aux chapitres qui suivent.

Le troisième chapitre de cette thèse est consacré à l'investigation des effets du vieillissement et de la fatigue sur la microstructure des joints de brasure SAC. Deux types de

composants, des boîtiers BGA et des condensateurs céramiques, sont considérés. Des composants ayant subi des conditions de pré-vieillissement isotherme à température ambiante et pour des durées différentes selon le type de composant, sont soumis à des essais de vieillissement. Dans ce chapitre on analyse les micro-sections des joints de boîtiers BGA afin d'évaluer l'effet du pré-vieillissement isotherme à température ambiante et l'effet du cyclage thermique sur la microstructure. On analyse aussi les micro-sections des joints de condensateurs céramiques dans le but d'évaluer la différence entre l'impact de la pure fatigue et l'impact de la fatigue par fluage couplée au vieillissement isotherme sur l'évolution du *coarsening* de la microstructure. On présente une technique expérimentale développée afin de pouvoir évaluer et quantifier le *coarsening* des joints.

Le quatrième chapitre de cette thèse est dédié à l'étude de l'évolution de la plasticité sous effet du vieillissement avec cyclage thermique. On présente un montage expérimental pensé et développé afin de pouvoir répliquer les conditions de contrainte ressenties par les joints pendant les cycles d'opération sur des échantillons en configuration de joints à simple recouvrement. Différents niveaux de vieillissement sont considérés. Des tests mécaniques contrainte-déformation sont réalisés en cisaillement à température ambiante et pour une vitesse de déformation en cisaillement du joint de $0,8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Une analyse portant sur un travail de traitement de données et de modélisation est fournie. Des résultats de simulations basées sur les conclusions tirées sont présentés.

CHAPITRE 2

ÉTAT de l'ART

2.1 Introduction

Actuellement, les alliages SAC sont largement utilisés comme matériau de brasure. Ces alliages ternaires sont à base d'étain, d'argent et de cuivre. La teneur en argent et en cuivre varie mais l'étain reste le constituant largement dominant. La microstructure du SAC est une mosaïque de 3 constituants : la phase $\beta-Sn$ et les intermétalliques Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 . Cette microstructure est très dynamique et elle est fortement liée à la visco-plasticité du matériau. L'étude de la fiabilité des joints de brasure SAC est un sujet très populaire en raison des difficultés et des problématiques en attente d'être résolues.

Dans ce chapitre, on introduit les généralités associées à la fiabilité des joints de brasure en microélectronique. On présente des travaux intéressants pour ce travail de recherche et qui portent sur l'évolution de la microstructure du SAC. Ensuite on introduit les généralités associées à la visco-plasticité et à la modélisation des déformations permanentes. On présente aussi des résultats de la littérature qui montrent l'évolution de la caractéristique de visco-plasticité sous effet du vieillissement. Ce chapitre sera l'occasion de montrer les manquements dans la littérature et d'identifier les niches à explorer.

2.2 Fiabilité en microélectronique

La fiabilité est une discipline qui traite l'espérance de survie et le bon fonctionnement d'un produit sous des conditions déterminées. La capacité du produit de résister à l'environnement et aux contraintes imposées par son profil de mission en conditions de fonctionnement est quantifiée par la durée de vie jusqu'à la défaillance du produit et tout en conservant ses propriétés au niveau exigé. L'étude de la fiabilité revient à analyser de manière statistique le taux de survie, en surveillant l'occurrence de défaillance, des membres d'une certaine population de produits en fonction du temps.

Dans le domaine de la microélectronique, l'évaluation de la fiabilité est faite en adoptant différentes stratégies. Parmi les différents problèmes liés à la fiabilité dans ce domaine, cette étude se concentre sur l'état des joints de brasure qui présente l'une des problématiques majeures du domaine. La taille des joints, la complexité de leur microstructure et la diversité des alliages utilisés comme matériau de brasure compliquent l'estimation de l'espérance de vie des joints. L'aspect purement statistique de l'étude de la fiabilité des joints doit donc être progressivement remplacé par un aspect plus mécanistique qui se base sur l'identification des modes de défaillance et de la compréhension des mécanismes physiques impliqués.

On trouve dans ce domaine et pour cette discipline, des pratiques anciennes utilisées surtout par les industriels et des hypothèses adoptées qui risquent de ne pas être valables pour certains matériaux de brasure. Les travaux de recherche menés sur la fiabilité en microélectronique identifient ces pratiques et ces hypothèses et essaient de trouver des solutions sûres et extensives en se basant sur une compréhension physique des mécanismes de défaillance.

2.2.1 Fiabilité et microstructure des joints de brasure SAC

2.2.1.1 Fiabilité des joints de brasure SAC

La fiabilité d'un composant ou d'un assemblage microélectronique est étroitement liée et principalement dictée par la fiabilité de ses joints de brasure. Les joints représentent le maillon le plus faible relativement à la fiabilité globale du composant ou de l'assemblage microélectronique. Les joints de brasure sont les éléments les plus susceptibles à défaillir [37] essentiellement en raison de leur température homologe, définie comme étant le rapport de la température actuelle du matériau à sa température de fusion, qui devient élevée quand le composant ou l'assemblage est alimenté et opérationnel. La fiabilité des joints,

leur comportement électrique, mécanique et thermique souhaité étant acquis après la refusion, se résume à leur capacité de maintenir leurs caractéristiques durant la période et sous les conditions spécifiées dans le cahier de charge du composant ou de l'assemblage. L'étude de la fiabilité des joints se résume principalement à la surveillance de la survenue d'une défaillance au niveau d'un des joints du composant ou de l'assemblage. Les conditions que subissent les joints et qui mènent à la défaillance peuvent être divisées en catégories. On mentionne par la suite les conditions et les facteurs les plus typiques et les plus connus comme cause de défaillance des joints de brasure.

Choc mécanique : Pour certaines applications, comme les applications automobiles par exemple, le profil de mission d'un composant ou d'un assemblage microélectronique inclut l'exposition fréquente aux chocs mécaniques. Un tel choc est un soudain pic d'accélération ressenti par les éléments du composant ou de l'assemblage. L'amplitude des contraintes générées dans les joints durant la courte durée d'un choc est un des facteurs qui mènent à la rupture des joints.

Vibration : En contraste avec les chocs mécaniques, les vibrations sont ressenties par les joints en tant que des oscillations rapides et périodiques autour d'une position de repos et qui persistent sur des longues durées. L'amplitude des contraintes engendrées est faible relativement à celle d'un choc mécanique.

Courant électrique : Le passage du courant électrique à travers un joint est la source de l'électromigration. Pour des densités de courant importantes, le transport des atomes suit la direction du flux d'électrons et fragilise certaine zone d'un joint de brasure. En outre, le courant électrique augmente la température des joints et comme la plupart des mécanismes de défaillance sont activés thermiquement, le courant électrique joue un rôle clé en ce qui concerne la fiabilité des joints de brasure.

Humidité : L'humidité affecte fortement la formation des oxydes et peut causer la corrosion en présence de gradient de potentiel et d'espèces ioniques [41, 87].

Vieillessement thermique : L'effet conjoint de la température ambiante et de la dissipation d'énergie par effet Joule impacte la microstructure des joints et l'incite à évoluer principalement à cause du phénomène de diffusion. Le SAC manifeste cette évolution par le *coarsening* [63], la croissance des intermétalliques de contact [6, ch. 2], la coalescence des phases intermétalliques [21, 93] et la croissance des grains [96]. Cette évolution de

la microstructure modifie la caractéristique mécanique de visco-plasticité des joints SAC [51, 52, 63].

Fatigue (thermomécanique) : Le cyclage thermique, couplé au fait qu'il existe un contraste en coefficient de dilatation thermique entre les deux supports auxquels un joint est attaché, mène à la fatigue des joints de brasure [53, ch. 17]. Les variations de température subies par l'ensemble d'une puce reportée sur un substrat par exemple, induiront la dilatation et la contraction de la puce et du substrat. La différence en coefficient de dilatation thermique de ces derniers fera en sorte que le déplacement de la base de contact du joint du côté de la puce sera différent de celui de la base de contact du joint du côté du substrat. Le gauchissement (ou fléchissement) étant négligé, la figure 2.1 présente la situation où la majorité des billes de brasure subissent des déformations de cisaillement. En fait, le gauchissement se produit afin de minimiser les contraintes en cisaillement, car les déformations qu'elles engendrent sont les plus importantes [18], tout en générant des contraintes en tension et en compression perpendiculairement au plan du substrat. Dans ces conditions, l'évolution de la microstructure du SAC est similaire à celle qui se manifeste dans les conditions de vieillissement thermique, où aucune contrainte externe n'est appliquée, sauf qu'au lieu de la croissance de certains grains au détriment d'autres il y aura recristallisation là où des niveaux de contrainte sont les plus élevés. Il faut bien insister sur le fait qu'il existe un lien direct entre la recristallisation et la défaillance des joints [6, ch. 4].

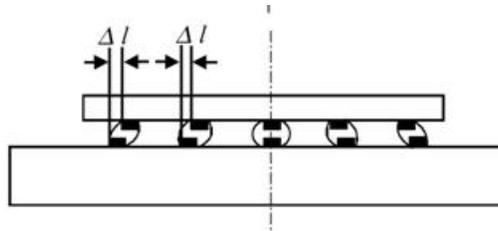


Figure 2.1 Effet du contraste en coefficient de dilatation thermique sur les joints d'une puce reportée sur un substrat ; Δl désigne la différence en déplacement entre la base de contact du joint du côté de la puce et celle du côté du substrat pour une bille donnée [86].

L'enchevêtrement et la similitude parmi les facteurs cités ci-dessus rend l'étude de la fiabilité une tâche compliquée. On s'intéresse par la suite au cyclage thermique puisque c'est l'essai de vieillissement accéléré le plus utilisé pour l'évaluation de la fiabilité des joints et puisque, même s'il ne permet pas de répliquer les conditions réelles du cyclage en mode

d'opération normale [18], il correspond aux conditions de fatigue thermomécanique. La figure 2.2 montre les données de température, de contrainte et de déformation plastique d'une simulation par EF du cyclage thermique. Au cours du cyclage thermique, il est presque impossible de faire la distinction entre les effets du vieillissement thermique et ceux de la fatigue thermomécanique surtout sur le palier supérieur de température, entre les points *d* et *e* marqués sur le profil de température, où le vieillissement thermique, et plus précisément isotherme, est très actif. Dans la littérature, on trouve une distinction entre deux types de fatigue thermomécanique [14, 34, 39, 99], et qui sont la fatigue par fluage (ou la fatigue-fluage) et la pure fatigue (ou la fatigue plastique). La fatigue par fluage est définie dans la littérature comme étant la fatigue se manifestant principalement à cause des déformations par fluage. La pure fatigue est déterminée comme étant la fatigue se manifestant principalement à cause des déformations plastiques en régime oligocyclique et sans présence du fluage.

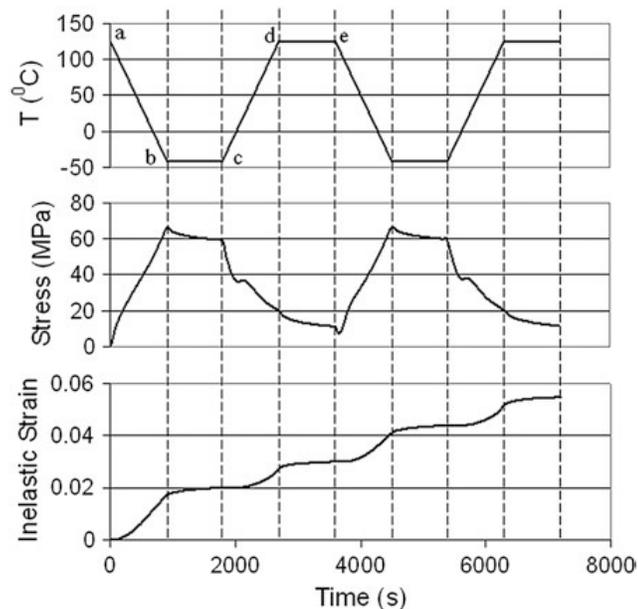


Figure 2.2 Simulation par EF du cyclage thermique [82, ch. 6].

On a déjà parlé des effets du vieillissement thermique et de la fatigue thermomécanique sur l'évolution de la microstructure et il est important de noter que l'évolution de la microstructure a des effets importants sur la caractéristique mécanique de visco-plasticité. Dans la littérature, les effets de l'évolution de la microstructure du SAC, sous effet du vieillissement thermique, sur la réduction de la résistance au fluage [9, 17, 63] et à la traction [54] sont corrélés et modélisés en considérant, parmi les divers aspects de la microstructure,

les valeurs moyennes de taille et/ou de distance de séparation des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn comme les principaux facteurs qui contrôlent le niveau d'écrouissage du matériau. On peut trouver aussi des travaux de recherche qui évaluent la dégradation de la caractéristique mécanique de visco-plasticité de manière systématique et quantitative mais sans établir un lien direct entre cette dégradation et l'évolution de la microstructure [49, 61]. En fait, la tâche d'établir un lien direct microstructure et la caractéristique de visco-plasticité est une tâche très compliquée qui nécessite un effort collectif et s'y attaquer morceau par morceau est la bonne approche. Par contre, se concentrer quasi-entièrement sur l'effet du vieillissement thermique au lieu de s'intéresser aussi à l'effet combiné de ce dernier avec la fatigue thermomécanique (ce qui correspond aux conditions du cyclage thermique) présente un manquement important.

Durant un cycle thermique d'un essai de vieillissement, les conditions varient énormément entre le palier supérieur de température, le palier inférieur et la montée et descente de température. La distinction entre les différentes conditions subies par les joints pourra être une bonne approche pour attaquer le sujet de l'étude du lien entre la microstructure et la caractéristique de visco-plasticité surtout que la littérature ne manque pas de précédents. Dans son travail, *Engelmaier*[18] a raisonné en décomposant le cycle thermique standard, utilisé pour accélérer les conditions de vieillissement lors des essais de qualification, en phases. Cette décomposition comprend les phases transitoires de montée et de descente en température et les phases correspondantes aux deux paliers de température. Il faut noter que les effets d'un cycle thermique sont une succession de ces différentes conditions. Ainsi, concernant le cyclage thermique on parlera de vieillissement par cyclage thermique tout en notant, principalement, la présence de la pure fatigue (correspondant essentiellement à la montée et descente de température), de la fatigue par fluage et le vieillissement isotherme (correspondant essentiellement au palier supérieur de température).

2.2.1.2 Microstructure des joints de brasure SAC

Le SAC est un alliage métallique à base de Sn , Ag et Cu . Le SAC est utilisé comme matériau de brasure pour des compositions proches de celle de l'eutectique qui est estimée théoriquement être $Sn - 3,66Ag - 0,91Cu$. La microstructure des joints de brasure SAC comporte 3 phases élémentaires : $\beta - Sn$ et les intermétalliques Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 . La composition exacte du SAC déterminera quelles seront les phases primaires de cet alliage ternaire [42, ch. 3]. En dehors de la réaction eutectique, la phase $\beta - Sn$ est présente sous forme dendritique. La figure 2.3 montre la forme dendritique du $\beta - Sn$ et la figure 2.4

montre les particules Ag_3Sn .

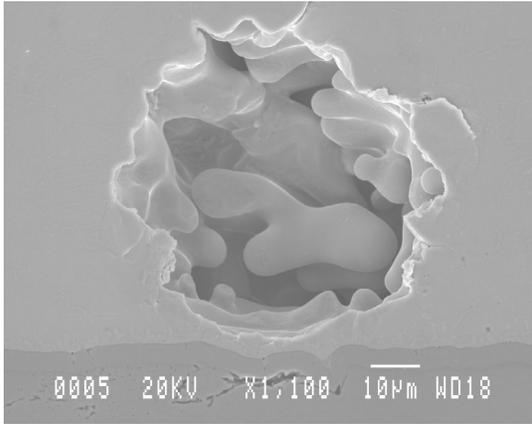


Figure 2.3 Image MEB de l'intérieur d'un *void* d'un joint de brasure SAC et qui montre la forme dendritique du $\beta - Sn$.

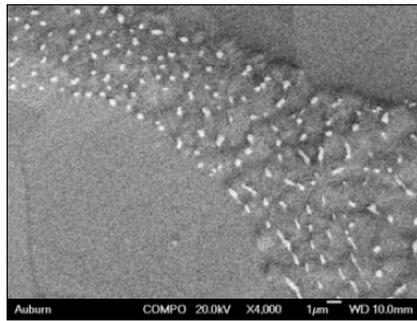


Figure 2.4 Image MEB de l'intérieur d'un *void* d'un joint de brasure SAC et qui montre des particules Ag_3Sn .

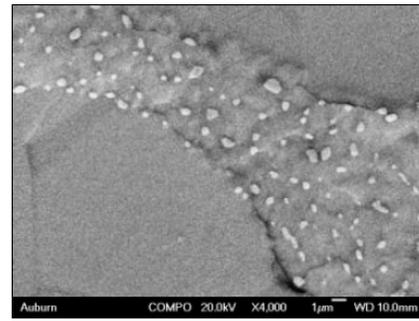
Parmi les différents aspects de la microstructure déjà introduits, on note principalement le *coarsening*. Concernant les brasures SAC, on trouve dans la littérature deux niveaux de *coarsening* [9]. Le premier est le *coarsening* de la taille des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn dispersées dans le volume des joints SAC. Le deuxième est le *coarsening* au niveau des phases, eutectique et $\beta - Sn$.

Fu et al.[23] ont mené une étude portant sur le *coarsening* des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn du SAC305 en vieillissement isotherme. Ils ont mesuré l'évolution des dimensions des intermétalliques et de leur nombre. La figure 2.5 montre le *coarsening* des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn en présentant des images MEB avant et après vieillissement isotherme pour les mêmes zones d'un joint SAC305. La figure 2.6 montre une partie de leurs résultats. Leurs résultats montrent principalement une augmentation de la taille moyenne des Ag_3Sn et de la distance moyenne de séparation entre eux et une diminution de leur nombre. La procédure expérimentale qu'ils ont appliquée consiste à préparer les micro-sections de leurs échantillons avant de les faire endurer du stockage isotherme. Bien que cette méthode présente l'avantage de pouvoir surveiller l'évolution de la microstructure de la même zone sous effet du stockage thermique, les résultats observés ne correspondent pas à l'évolution de la microstructure à l'intérieur des joints de brasure vu que la diffusion en surface est le contributeur dominant pour les surfaces exposées tandis

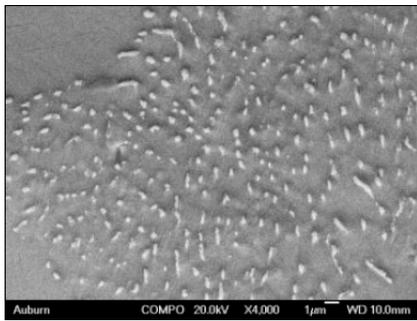
que, à l'intérieur des joints, seule la diffusion en volume est présente.



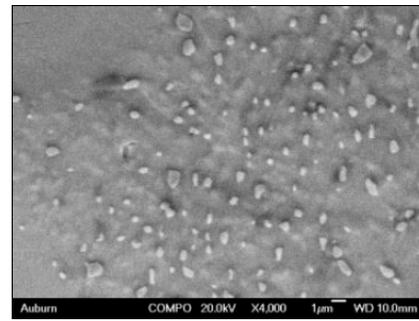
(a) Non vieilli



(b) Vieilli pour 10 heures

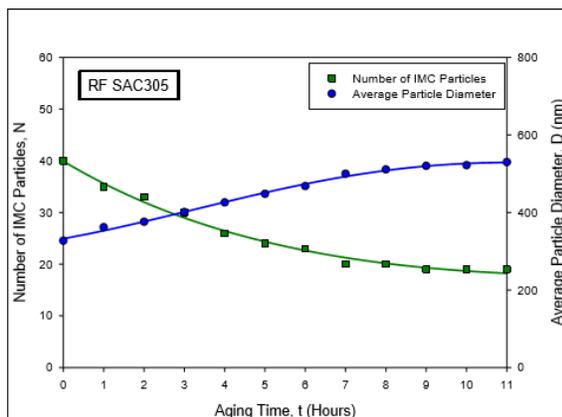


(c) Non vieilli

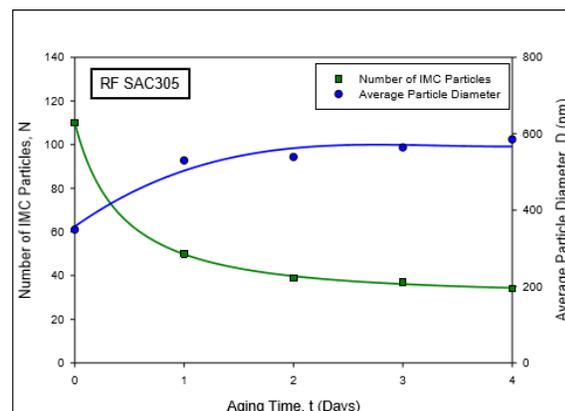


(d) Vieilli pour 1 jour

Figure 2.5 Images MEB d'échantillons SAC305 avant et après vieillissement isotherme réalisé à 125 °C. (b) montre l'évolution de (a) après une durée de vieillissement de 10 heures et (d) montre l'évolution de (c) après une durée de vieillissement de 1 jour [23].



(a) Vieilli pour 11 heures



(b) Vieilli pour 4 jours

Figure 2.6 Évolution de la taille des Ag_3Sn et de leur nombre en fonction de la durée de vieillissement isotherme réalisé à 125 °C et pour une période d'échantillonnage de 1 heure pour (a) et de 1 jour pour (b) [23].

Chauhan et al.[9] ont mené une étude portant sur l'évolution de divers aspects de la microstructure du SAC305, y compris le *coarsening* des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn , en vieillissement isotherme. Le tableau 2.1 présente leurs résultats. Concernant les Ag_3Sn , ils ont noté une augmentation en taille et en distance de séparation entre les particules. Par contre, concernant les Cu_6Sn_5 ils ont noté une augmentation en taille, jusqu'à 600 heures de vieillissement, suivie par une diminution (ils ont noté des tendances similaires pour la fraction volumique de Cu_6Sn_5 et pour la fraction volumique du $\beta - Sn$ dendritique). Ils ont expliqué la diminution en taille des Cu_6Sn_5 , après 600 heures de vieillissement, par l'augmentation de leur nombre, sauf que cette diminution est accompagnée par la diminution de la fraction volumique de Cu_6Sn_5 au-dessous de sa valeur initiale. Il est important de noter la forte dispersion de la microstructure du SAC, ainsi, pour des conditions de vieillissement données, le nombre d'échantillons et la taille de la zone à étudier de chaque échantillon doivent être choisis judicieusement. Il est aussi important de noter que dans leur article, on trouve des images MEB à grossissement de 2500X qui ont été traité avec un logiciel de traitement d'image. Le relativement faible grossissement permet d'étudier une relativement grande zone. Néanmoins, c'est fait au détriment de la résolution des mesures qu'on peut faire sur les images. La taille des Ag_3Sn est la valeur la plus susceptible d'être erronée en raison de son faible ordre de grandeur. Une meilleure alternative pourrait être de prendre une multitude d'images MEB à fort grossissement permettant ainsi d'augmenter la zone à étudier sans compromettre la résolution.

conditions de vieillissement	SAC305				
	taille de Ag_3Sn [m]	distance de séparation entre Ag_3Sn [m]	taille de Cu_6Sn_5 [m]	fraction volumique de Cu_6Sn_5	fraction volumique du $\beta - Sn$ dendritique
RT	2,50E-08	8,09E-08	2,97E-06	0,0195	0,59
100 °C/24 h	2,69E-08	9,21E-08	3,15E-06	0,0225	0,61
100 °C/600 h	3,19E-08	1,15E-07	4,01E-06	0,0205	0,74
100 °C/1000 h	3,34E-08	1,35E-07	2,65E-06	0,0147	0,72

Tableau 2.1 Évolution de la microstructure en fonction de la durée de vieillissement isotherme réalisé à 100 °C [9].

Un autre aspect important de la microstructure des joints de brasure SAC est la morphologie des grains. Initialement pendant la refusion, la solidification commence par la formation de sites de nucléation et la croissance des grains autour de ces sites déterminera

la morphologie des grains. On distingue les morphologies suivantes : mono-grain, poly-grains, entrelacée (ou jumelée ou *interlaced*) et en formation de ballon de plage (ou *beach ball*). La figure 2.7 montre des images optiques en lumière polarisée pour des billes de brasure avec différentes morphologies des grains. Il est important de noter que la morphologie entrelacée peut être présente avec d'autres morphologies, particulièrement avec la morphologie en formation de ballon de plage. Cet aspect de la microstructure, étant de nature dynamique, évolue sous effet du vieillissement par la croissance de certains grains au détriment d'autres.

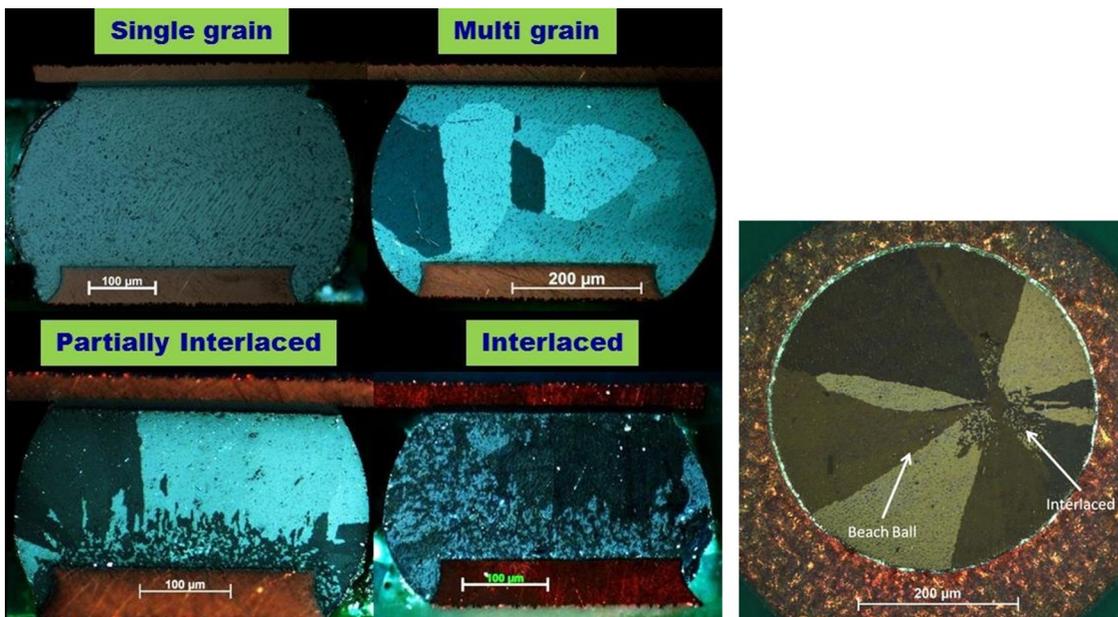


Figure 2.7 Morphologie des grains par images optiques en lumière polarisée [3, 68].

2.2.2 Approches et méthodes d'évaluation de la fiabilité

2.2.2.1 Approche traditionnelle

En se basant sur des anciennes techniques d'évaluation des systèmes mécaniques, l'approche traditionnelle [91] employée pour l'évaluation de la fiabilité des composants et des assemblages microélectroniques se base sur des méthodes empiriques d'estimation de la fiabilité fondées sur l'analyse statistique de données expérimentales. Ces méthodes ont pris en considération les particularités du domaine de l'électronique et furent largement appliquées par les industriels de ce domaine pour l'évaluation de la fiabilité surtout après

la publication du manuel militaire pour la prédiction de la fiabilité des équipements électroniques [56] en 1945.

Ces méthodes nécessitent l'utilisation d'équations semi-empiriques qui se basent sur des valeurs tabulées de facteurs et qui ne correspondent plus nécessairement à la réalité des choses. Suivant la même méthodologie adoptée par ces méthodes et en raison de la constante évolution du domaine de l'électronique, il fallait développer des essais aggravés et des facteurs d'accélération afin de les appliquer pour prédire la défaillance d'un certain composant ou assemblage. La logique des essais accélérés est de faire subir à un composant ou à un assemblage des conditions aggravées, relativement à celles définies par son profil de mission, afin d'accélérer le processus de qualification en réduisant la durée des essais. Ceci se base sur l'hypothèse que les conditions aggravées n'ont pas d'effets majeurs sur l'ampleur relative de l'activité des divers mécanismes de défaillance impliqués. Afin que les résultats de ces essais accélérés puissent être traduits en termes de durée de service compatible à ce qui est décrit par le profil de mission et pour des conditions normales d'opération, des facteurs d'accélération sont utilisés pour établir l'équivalence entre ces deux conditions.

Pour appliquer les méthodes de l'approche traditionnelle pour un certain composant ou un assemblage, des essais laborieux et coûteux sont exigés. Cela a conduit à l'apparition de certaines mauvaises pratiques parmi les industriels et qui leur permettent de faire des économies en généralisant l'usage de certains paramètres et en se permettant d'extrapoler des résultats [35].

Les essais de cyclage thermique sont largement utilisés pour la qualification des composants et des assemblages microélectroniques. En conditions de fatigue thermomécanique, les facteurs d'accélération nécessaires pour l'estimation de la durée de vie jusqu'à la défaillance sont, le plus souvent, dérivés de la méthode des courbes de fatigue selon une des deux variantes : cyclage de contrainte ou de déformation (comme le modèle de *Coffin-Manson* par exemple). Ces facteurs améliorent souvent leur prise en compte de l'effet du contraste entre les températures extrêmes sur l'activation thermique selon le modèle d'*Arrhenius* [6, ch. 1]. La règle de *Miner* (l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage) [57] est, en général, implicitement incluse dans ces facteurs et dans les modèles de fatigue [69]. Cette règle a des limitations majeures et s'avère être erronée quand appliquée aux alliages SAC [70]. En fait, l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage s'effondre quand des essais accélérés combinant la fatigue thermomécanique et la vibration [27, 65] ou même pour une simple alternance entre deux amplitudes [28]. Cela pourrait sur-estimer l'espérance de

vie des joints de brasure SAC et sans même en prendre compte durant les essais [65]. Tous ces problèmes confirment la nécessité d'approfondir nos connaissances afin de trouver des réponses physiques concernant les mécanismes de défaillance et de mener à une solution.

2.2.2.2 Approche physique de défaillance

L'approche physique de défaillance [13] a été développée par des spécialistes du domaine de l'électronique afin de répondre aux manquements et aux limitations de l'approche traditionnelle face à un domaine qui connaît constamment des nouveaux concepts, qui inclut des nouveaux matériaux et qui gagne du terrain dans de plus en plus d'applications dont certaines sont en environnements extrêmes. Les points suivants résument la méthodologie adoptée selon l'approche physique de défaillance [91, ch. 1] :

1. mécanismes de défaillance et sites critiques des différents constituants, potentiellement à l'origine de la défaillance, à identifier ;
2. essais accélérés à réaliser ; mode de défaillance provoquant principalement la défaillance à surveiller ;
3. mécanisme de défaillance prédominant à identifier ;
4. mécanisme de défaillance identifié à modéliser ;
5. critère de défaillance à définir ;
6. espérance de vie à estimer.

Dans le domaine de l'électronique, les premiers travaux selon cette approche se concentraient à faire une analyse poussée en essayant de mieux comprendre les conditions de contrainte et de déformation ressenties et subies par les joints de brasure et d'identifier et de comprendre les modes de défaillance. Ensuite, en se basant sur des modèles de fatigue développés à partir des courbes de fatigue de l'approche traditionnelle et en profitant des analyses faites, ces travaux ont mis en œuvre des modèles de fatigue modifiés. Ces modifications apportaient un ajout de l'approche physique de défaillance à des modèles de fatigue de l'approche traditionnelle afin de les rendre plus adéquates aux applications du domaine de l'électronique.

Le modèle d'*Engelmaier* [18] décrit bien cette catégorie de travaux. Ce modèle traite la fiabilité des joints de brasure sous conditions de vieillissement par cyclage thermique ou par cyclage en puissance et se base sur le modèle de *Coffin-Manson* (équation 2.1). L'analyse des données expérimentales de tests de fatigue en cisaillement réalisés, pour deux températures (25 °C et 100 °C) et pour deux fréquences de cyclage (4 et 300 cycles/h),

a permis à l'auteur de définir l'exposant de la ductilité de la fatigue en fonction de ces deux variables. Les dépendances de l'exposant de la ductilité, que l'auteur a remarqué, de la fréquence de cyclage et de la température lui ont permis d'établir empiriquement l'équation 2.3. Les 3 équations suivantes décrivent les l'ajout d'*Engelmaier* au modèle de *Coffin-Manson* :

$$N_f = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta\gamma}{2\epsilon_f'} \right)^{(1/c)} \quad (2.1)$$

$$2\epsilon_f' \approx 0.65 \quad (2.2)$$

$$c = -0.442 - 6 \times 10^{-4} \tilde{T}_S + 1.74 \times 10^{-2} \ln(1 + f) \quad (2.3)$$

où N_f , $\Delta\gamma$, ϵ_f' , c , \tilde{T}_S et f sont, respectivement, le nombre de cycles à la rupture, la plage de déformation, le coefficient de la ductilité de la fatigue, l'exposant de la ductilité de la fatigue, la température moyenne d'un cycle et la fréquence de cyclage.

Une catégorie de travaux plus récente selon l'approche physique de défaillance se basent sur l'analyse des données expérimentales et la compréhension des modes et des mécanismes de défaillance des joints de brasure, sur le choix du critère de défaillance (appuyé par les conclusions tirées de l'analyse des données) et sur la modélisation mathématique du nombre de cycles à la défaillance en fonction de ce critère. Le choix de ce critère imposera la classe dans laquelle le modèle de fatigue sera classifié. Parmi ces classes on distingue les modèles basés sur la déformation (on trouve principalement dans la littérature des modèles basés sur la déformation par fluage et pour des mécanismes de déformation particuliers), les modèles basés sur l'énergie de déformation et les modèles basés sur le dommage.

Le modèle de *Syed* est dans cette catégorie. Ce modèle, empiriquement établi, considère à la fois le fluage de dislocation et le fluage par glissement de joints de grains comme source de déformation [78] et est défini comme suit :

$$N_f = ([0.022D_{gbs}] + [0.063D_{mc}])^{-1} \quad (2.4)$$

où D_{gbs} et D_{mc} sont, respectivement, les déformations équivalentes par fluage par glissement de joints de grains et par fluage de dislocation qui se produisent par cycle. Ce modèle est destiné pour les composants QFP et une version légèrement modifiée existe dans [81] pour les composants à BGA avec des joints de *Sn-Pb* eutectique. En revanche, le modèle de *Knecht-Fox* ne considère que les déformations par fluage de dislocation [78]. Ces deux modèles ne considèrent que les déformations par fluage comme facteur principal menant à la fatigue des joints de brasure. Même si ces déformations sont de grande importance en

raison du lien étroit entre le fluage et la microstructure [95] et, en ce qui concerne le SAC, la faible résistivité des joints de brasure aux déformations par fluage [63], le fait de ne pas considérer les déformations plastiques et de négliger leur effet sur la fatigue est un manquement qui conduira à des sur-estimations de l'espérance de vie des joints de brasure [78].

Parmi les travaux les plus récents qui traitent uniquement la fiabilité des joints de brasure SAC, on note le travail de *Borgesen et al.* [7] où les auteurs ont trouvé, après l'analyse d'une base de données expérimentales de cyclage thermique considérablement importante, l'exigence de décomposer le modèle de fatigue en deux termes. Le premier terme tient compte du nombre de cycles nécessaire pour que le *coarsening* de la taille des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn atteigne un niveau critique à partir duquel le début de la recristallisation devient imminent (d'un point de vue probabiliste). Le deuxième terme prend le relais pour tenir compte du nombre de cycles supplémentaires nécessaires pour la recristallisation et la propagation des fissures une fois le niveau de *coarsening* critique atteint. Ce modèle présente un bon aperçu mécanistique en soulignant le fait que l'évaluation de la fatigue des joints de brasure SAC est une tâche difficile en raison de la multitude de mécanismes qui entrent en jeu. Plus de travail est encore requis, tout en suivant l'approche physique de défaillance, afin de combler les lacunes et les manquements, de répondre aux hypothèses posées et d'aboutir à des modèles de fatigue qui permettront de prédire la fiabilité des joints de brasure avec une grande confiance.

2.2.2.3 Outil de simulation par EF

Les simulations par EF représentent actuellement un outil complémentaire d'importance majeure et même indispensable pour la recherche et le développement dans les divers secteurs de l'ingénierie. Concernant l'étude de la fiabilité des joints de brasure, l'approche physique de la défaillance repose fortement sur les simulations par EF [46, ch. 8] afin de répliquer et de suivre l'évolution des gradients de la contrainte et de la déformation dans les joints de brasure au cours d'un essai de vieillissement [82, ch. 3]. Les résultats de ces simulations permettent d'identifier les sites qui présentent des fortes contraintes, d'estimer les plages de déformation et de calculer les énergies de déformation. Ces informations et données tirées à partir des résultats de simulation sont cruciales pour l'analyse des données expérimentales et l'amélioration de la compréhension de la dynamique des modes de défaillance et pour pouvoir appliquer les modèles de fatigue.

La réalisation d'une simulation par EF du cyclage thermique ou autre pour un com-

posant ou un assemblage microélectronique, après avoir identifié la physique du problème et choisi les zones d'intérêt, est résumée par les points suivants [82, ch. 2] :

1. volumes de la géométrie du composant ou de l'assemblage à définir ;
2. volumes définis de la géométrie à mailler ;
3. propriétés des différents matériaux à définir ; lois de comportement à attribuer aux volumes maillés de la géométrie ;
4. conditions aux limites à définir ;
5. paramètres de l'essai à simuler à définir (conditions initiales et conditions de chargement) ;
6. critère d'arrêt de la simulation à définir [46, ch. 4] ; simulation à lancer.

Parmi les points définis ci-dessus, la définition des propriétés des matériaux s'avère être la tâche la plus complexe et controversée. La complexité vient du fait que des données expérimentales doivent être acquises pour tous les matériaux à considérer dans la simulation afin de définir les caractéristiques physiques de chacun et qui sont essentielles au type de simulation envisagé [46, ch. 9]. Pour soulever cet obstacle, certains chercheurs ont tendance à emprunter les propriétés des matériaux non vieillis dont ils ont besoin de la littérature. Cette pratique se révèle relativement sûre pour la plupart des matériaux. Concernant les matériaux de brasure et en raison des effets du vieillissement sur la caractéristique de visco-plasticité et de la dispersion de cette caractéristique qui seront élaborés ultérieurement, l'usage abusif de cette pratique sans vérification explicite présente un manquement surtout pour le matériau de brasure SAC qui présente une forte sensibilité de la caractéristique de visco-plasticité de la microstructure, notamment le *coarsening*, et un lien étroit entre ces deux.

La simulation du cyclage thermique, en conditions réelles et aggravées, et l'utilisation de facteurs d'accélération basés sur la densité d'énergie de déformation accumulée par cycle avec les données expérimentales des essais accélérés présentent la technique la plus répandue pour l'évaluation de la fiabilité des joints de brasure [46, ch. 4 et 14] [82, ch. 6]. L'exactitude des résultats tirés concernant la fiabilité des joints de brasure sont dépendants de la capacité des simulations à représenter la réalité et de l'exactitude du modèle de fatigue sur lequel est basé le facteur d'accélération employé. Cette technique est exploitée de manière abusive par certains industriels afin de réduire considérablement les coûts, normalement dépensés sur les essais accélérés, en utilisant modèle de fatigue préalablement calibrée par des données expérimentales d'autres systèmes similaires.

2.3 Déformations permanentes des matériaux

La fatigue d'un matériau correspond à la dégradation de ses propriétés mécaniques sous conditions de chargement qui persistent pour des durées prolongées [14, ch. 1]. Ces conditions de chargement conduiront à la déformation du matériau. De manière générale, les déformations d'un matériau sont divisées en deux catégories : les déformations non permanentes et les déformations permanentes [79]. La manière dont un matériau se déforme de façon permanente définit sa caractéristique de visco-plasticité [99, ch. 5]. On s'intéresse par la suite aux déformations permanentes en raison de leur effet cumulatif sur la fatigue et on s'intéresse aussi à la modélisation mathématique des déformations permanentes puisque de tels modèles sont essentiels et indispensables pour les simulations par EF nécessaires pour l'évaluation de la fiabilité des joints de brasure SAC.

2.3.1 Caractéristiques et mécanismes de déformations permanentes

2.3.1.1 Caractéristiques de déformations permanentes

Pour les métaux, les données de déformations permanentes se divisent en deux types : les déformations plastiques qui sont indépendantes du temps et les déformations par fluage qui sont dépendantes du temps [66, 90]. Pour avoir accès aux données de déformation de chacun de ces deux types à part, des tests mécaniques spécifiques doivent être réalisés.

Courbes contrainte-déformation [80]

Les tests contrainte-déformation permettent de suivre les états de la contrainte et de la déformation plastique pour des conditions de température et de vitesse de déformation précises et constantes. Les détecteurs de la machine d'essai mesurent la force et le déplacement qui seront convertis, respectivement, en contrainte et déformation. L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation est présentée par les courbes contrainte-déformation. Ces courbes présentent une partie linéaire, près de l'origine des axes, qui correspond aux déformations non permanentes et une partie non linéaire qui correspond aux déformations plastiques. La caractéristique de plasticité peut se résumer par les parties non linéaires des courbes contrainte-déformation d'un matériau pour une gamme de températures et de vitesses de déformation. La figure 2.8 montre l'allure de la courbe contrainte-déformation (et de la courbe force-déplacement correspondante) tout en insistant sur l'effet de striction qui signale l'accumulation considérable du dommage.

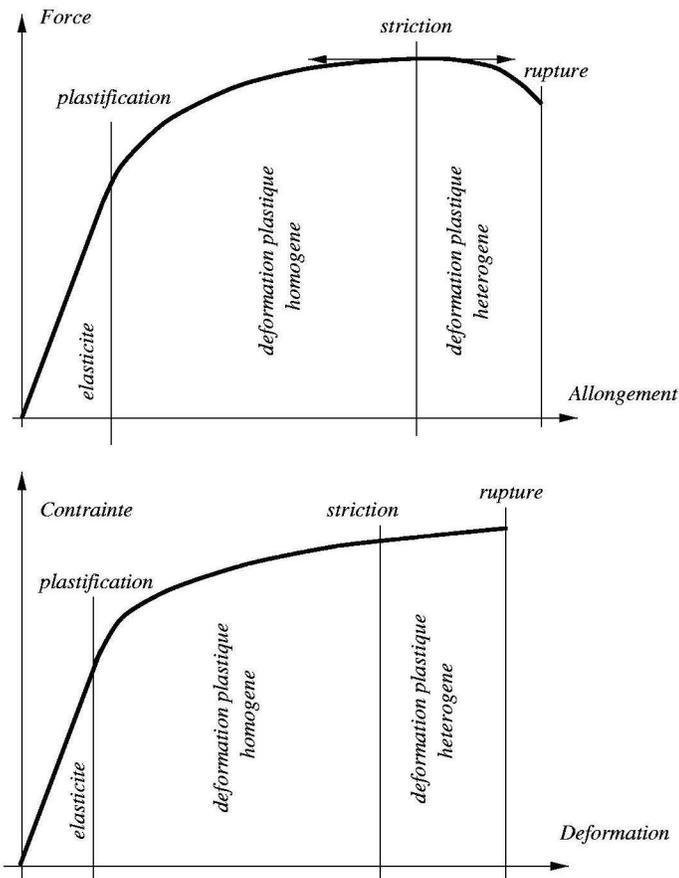


Figure 2.8 Courbes d'un test contrainte-déformation [20].

Courbes de fluage [80]

En revanche, les tests de fluage permettent de suivre l'augmentation de la déformation par fluage au cours du temps pour des conditions de température et de contrainte précises et constantes. Sur une courbe typique de fluage on distingue que l'évolution de la déformation en fonction du temps passe par 3 stades avec des tendances de la vitesse de déformation qui sont différentes (stades de fluage primaire, secondaire et tertiaire où les vitesses de déformation sont décroissante, constante et croissante respectivement). La caractéristique de fluage peut se résumer par les courbes de fluage d'un matériau pour une gamme de températures et de niveaux de contrainte. Cependant, les vitesses de déformation du fluage secondaire sont souvent considérées comme suffisantes pour décrire cette caractéristique. La figure 2.9 montre l'allure d'une courbe de fluage typique.

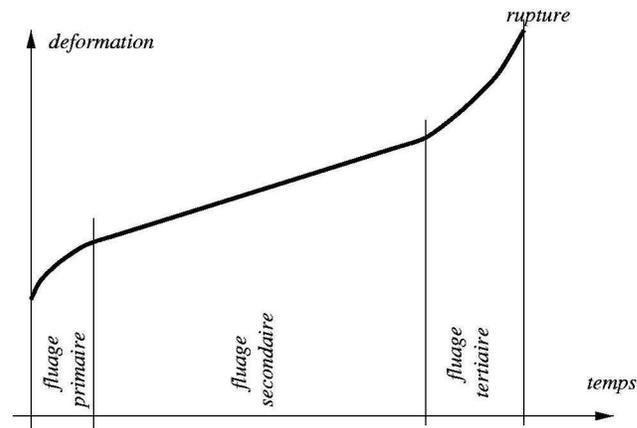


Figure 2.9 Courbe de fluage [20].

2.3.1.2 Mécanismes de déformations permanentes

Derrière la manifestation des déformations plastiques on note principalement, pour des mono-grains, le glissement entre couches adjacentes d'atomes parallèles aux plans cristallographiques. Ce glissement ne se fait pas brutalement par le mouvement des atomes d'un plan cristallographique mais plutôt en petit pas grâce à la mobilité des dislocations (défauts linéaires) sous effet de la composante de cisaillement de la contrainte appliquée (voir figure 2.10). Ce phénomène est décrit par la loi de *Schmid* [79]. On pourra ainsi distinguer des lignes de glissement avec une épaisseur de quelques dizaines d'atomes et des bandes de glissement avec une épaisseur de quelques milliers d'atomes. Dans le cas général des poly-grains, chaque grain se déforme différemment de ses voisins tout en respectant la loi de *Schmid* et les mécanismes de glissement de joints de grains et de diffusion auront un effet considérable plus la température est élevée et plus la taille des grains est petite. À un stade avancé de déformation plastique, la création de micro-cavités et de micro-fissures et leur croissance et propagation contribuent à la déformation plastique et menant ainsi à la rupture.

D'autre part, la manifestation des déformations par fluage dans le SAC est principalement due aux mécanismes suivants [77] :

- la mobilité des dislocations [83]
- le fluage de *Nabarro-Herring* (diffusion intragranulaire) [19]
- le fluage de *Coble* (diffusion intergranulaire) [38]

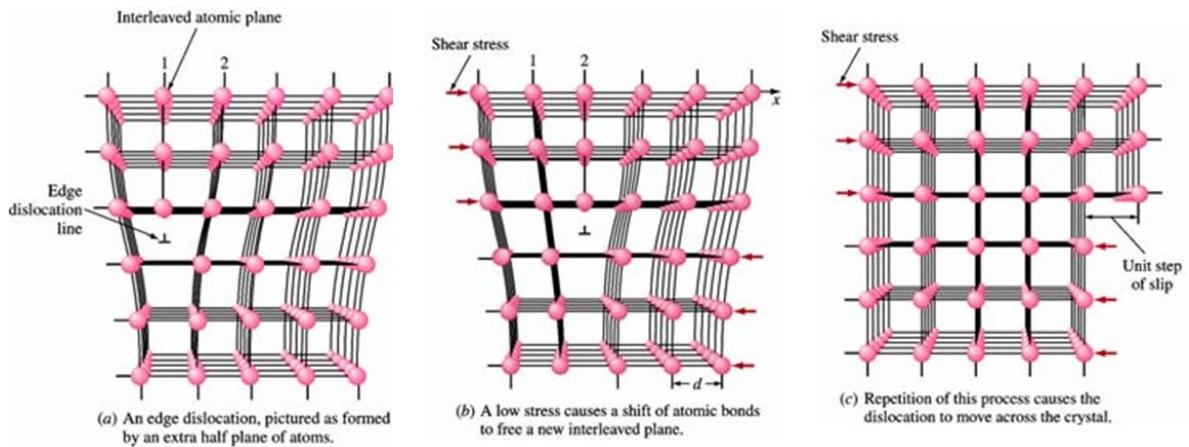


Figure 2.10 Déformation par déplacement des dislocations [79].

Il faut bien noter l'effet de la microstructure sur les mécanismes de déformations permanentes surtout pour un alliage ternaire comme le SAC. Le fait que la mobilité des dislocations peut être restreinte par les précipités intermétalliques ou défauts et par les joints de grains et qu'elle dépend de l'orientation cristallographique de chaque grain en raison des différences qu'elle présente entre les différents plans cristallographiques de glissement, donne une idée claire à quel degré ces mécanismes dépendent de l'état de la microstructure. En revanche, les mécanismes de déformations permanentes sont, par définition une accumulation des effets de petits changements microstructuraux localisés sur la forme. Ceci met en évidence une causalité mutuelle entre la microstructure et la caractéristique de visco-plasticité et dont la prise en compte augmentera la capacité des modèles de corrélérer avec les données expérimentales.

2.3.2 Modèles de visco-plasticité, de plasticité et de fluage

Visco-plasticité [62]

Un modèle de visco-plasticité est un modèle mathématique unifié de la déformation permanente dans ces deux types : indépendante et dépendante du temps. Un tel modèle, empirique, inclut en un seul système d'équations le lien entre les caractéristiques de plasticité et de fluage. On trouve dans la littérature plusieurs modèles comme le modèle d'*Anand*, le modèle de *Chaboche*, le modèle de *McDowell*, ... Mais le modèle d'*Anand* reste le plus connu et le plus simple à appliquer numériquement (il est même prédéfini dans un grand nombre de logiciels de simulation par EF) parmi ses homologues. Ce modèle décrit par son équation d'écoulement (équation 2.5) l'évolution de la vitesse de déformation permanente $\dot{\epsilon}_p$ (s^{-1}) en fonction de la température T (K) et de la contrainte σ (MPa) et en

fonction de la variable d'état s (MPa). Cette variable d'état correspond à la résistance à la déformation et la variation de cette variable est définie par des équations d'évolution (équations 2.6 et 2.7). Dans ce système d'équations, \dot{s} est la vitesse de variation de la variable d'état et s^* est la valeur de saturation de s . \hat{s} est le coefficient de la valeur de saturation de s (MPa) et s_0 est la valeur initiale de s (MPa). Le modèle d'*Anand* est défini comme suit :

$$\dot{\epsilon}_p = A \left[\sinh \left(\xi \frac{\sigma}{s} \right) \right]^{1/m} \exp \left(- \frac{Q}{RT} \right) \quad (2.5)$$

$$\dot{s} = \left\{ h_0 \left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|^a \frac{1 - \frac{s}{s^*}}{\left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|} \right\} \dot{\epsilon}_p \quad (2.6)$$

$$s^* = \hat{s} \left[\frac{\dot{\epsilon}_p}{A} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right]^n \quad (2.7)$$

$$\sigma = cs ; c = \frac{1}{\xi} \sinh^{-1} \left[\left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{A} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right)^m \right] \quad (2.8)$$

où A est un facteur pré-exponentiel (s^{-1}), ξ est le multiplicateur de contrainte, m est la sensibilité de la vitesse de déformation à la contrainte, Q est l'énergie d'activation ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$), R est la constante universelle des gaz parfaits ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$), h_0 est le coefficient d'écrouissage (MPa), a est la sensibilité de la vitesse de déformation au coefficient d'écrouissage et n est la sensibilité de la vitesse de déformation à la valeur de saturation de s . L'équation 2.8 décrit la relation entre la contrainte et la résistance à la déformation.

L'ajustement paramétrique du modèle d'*Anand* est fait soit à base de données de tests contrainte-déformation ou soit à base de données de tests de fluage [60]. Dans les deux cas, le modèle est capable de décrire les deux caractéristiques de déformations permanentes, indépendante et dépendante du temps, grâce à son système d'équations.

Plasticité

Un modèle de plasticité est un modèle mathématique de la déformation permanente indépendante du temps dont l'ajustement paramétrique est basé sur des données de tests contrainte-déformation correspondantes à une température et à une vitesse de déformation spécifiques. On distingue deux catégories principales de modèles : linéaire et non linéaire (voir figure 2.11). Les modèles linéaires modélisent la partie plastique d'une courbe contrainte-déformation par une semi-droite ou par une fonction affine par morceaux produisant ainsi une courbe contrainte-déformation bilinéaire ou multilinéaire respectivement. Dans la littérature, on trouve différents modèles non linéaires qui consistent en une simple

équation qui définit la contrainte σ (MPa) en fonction de la déformation ε . On note principalement le modèle de *Weibull* [50] et un modèle en tangente hyperbolique à 4 paramètres [59].

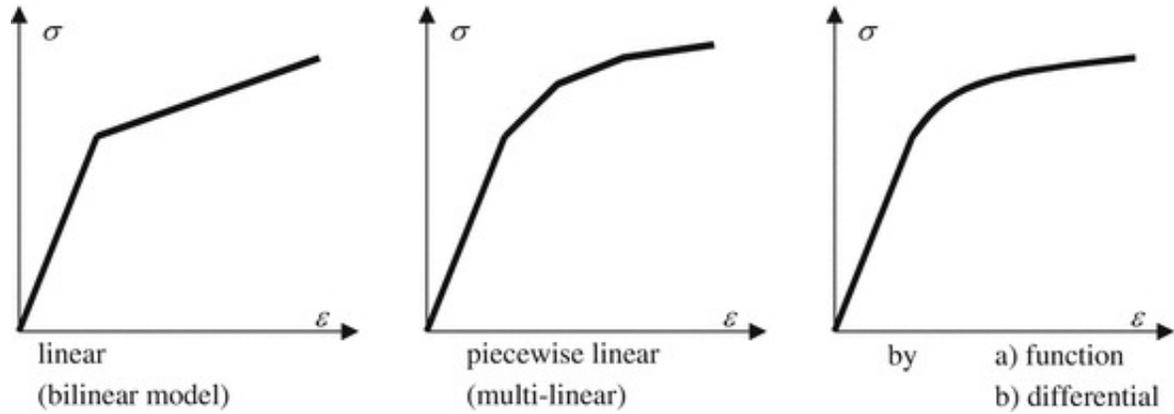


Figure 2.11 Modélisation mathématique de l'écroutissement [76, ch. 8].

Le modèle de *Weibull* est défini comme suit :

$$\sigma(\varepsilon) = C_0 - C_1 \exp\left(-C_2 \varepsilon^{C_3}\right) \quad (2.9)$$

où C_0 , C_1 , C_2 et C_3 sont les paramètres empiriques du modèle (avec C_0 et C_1 en MPa et avec C_2 et C_3 sans unité).

Le modèle en tangente hyperbolique à 4 paramètres est défini comme suit :

$$\sigma(\varepsilon) = B_1 \tanh(B_2 \varepsilon) + B_3 \tanh(B_4 \varepsilon) \quad (2.10)$$

où B_1 , B_2 , B_3 et B_4 sont les paramètres empiriques du modèle (avec B_1 et B_3 en MPa et avec B_2 et B_4 sans unité).

Ces modèles ne prennent pas le temps en compte et ne peuvent donc pas être utilisés pour représenter le fluage.

Fluage [63]

Un modèle de fluage est un modèle mathématique de la déformation permanente dépendante du temps. Les modèles de fluage se divisent en deux catégories : les modèles qui

représentent uniquement le fluage secondaire et les modèles qui représentent à la fois le fluage primaire et le fluage secondaire par deux termes différents. L'ajustement paramétrique est basé sur des données de tests de fluage correspondantes à une combinaison de plusieurs températures et plusieurs niveaux de contrainte. Pour les matériaux de brasure, les modèles de fluage secondaire sont principalement utilisés. On trouve dans la littérature différents modèles de fluage secondaire qui définissent la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ en fonction la contrainte σ (MPa) et de la température T (K). On note principalement le modèle de *Norton* (équation 2.11) et le modèle de *Garofalo* (équation 2.12) qui sont définis respectivement comme suit :

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.11)$$

$$\dot{\epsilon} = A \left[\sinh(\alpha\sigma) \right]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.12)$$

où, pour les deux modèles, A est un facteur de proportionnalité n est l'exposant de la contrainte, Q est l'énergie d'activation et R est la constante universelle des gaz parfaits. Le modèle de *Garofalo* diffère du modèle de *Norton* par sa dépendance en sinus hyperbolique du produit de la contrainte et du multiplicateur de contrainte α au lieu d'une simple dépendance de la contrainte. Il est important de noter la similitude entre le modèle de *Garofalo* (équation 2.12) et l'équation d'écoulement (équation 2.5) du modèle d'*Anand*. La seule différence est la variable d'état s qui évolue, modifiant ainsi la résistance à la déformation. Cette variable scalaire, variant selon des équations d'évolution (équations 2.6 et 2.7), permet de prendre compte de l'historique de la déformation et de manifester l'écrouissage en conséquence.

2.3.3 Vieillessement isotherme et déformations permanentes

La réduction de la résistance à la déformation, comme conséquence directe de l'effet du stockage thermique sur les métaux, est un phénomène fortement étudié à cause de son impact sur l'intégrité des pièces en métal trouvées dans les machines. L'importance de l'effet du stockage thermique devient plus grave plus la température de stockage est élevée relativement à la température de fusion du métal. Concernant le matériau de brasure SAC dont la température de fusion est d'environ 217°C [42, ch. 3], la température des joints d'un composant ou d'un assemblage en conditions normales d'opération est en général proche de 100°C. Donc l'effet du vieillissement thermique sur les joints de brasure SAC subi pendant le cyclage thermique est d'importance majeure. De plus, le stockage des composants et des assemblages pour des durées prolongées avant leur utilisation, même à

température ambiante, semble affecter gravement leur comportement mécanique comparé à celui de ceux qui ont été stockés uniquement sur de très courtes durées [51].

On a déjà présenté antérieurement les effets du vieillissement isotherme sur le *coarsening* de la microstructure du SAC. On s'intéresse dans cette section à la caractéristique de visco-plasticité et de sa dégradation sous effet du vieillissement. On trouve dans la littérature différents travaux portant sur l'évolution de la visco-plasticité sous effet du vieillissement isotherme pour des températures différentes. La figure 2.12 présente une partie des résultats d'une étude menée sur plusieurs alliages de brasure et qui se concentre sur les effets du vieillissement isotherme à température ambiante [50]. Les courbes contrainte-déformation montrent clairement la réduction de la résistance à la déformation du matériau de brasure causée par les effets cumulés du vieillissement avec le temps. Après une certaine durée, la variation de la contrainte ultime atteint une limite asymptotique affine légèrement oblique. Cette tendance est présente pour toutes les séries de données de ce travail. Après 500 heures de vieillissement à 25 °C, la réduction de la contrainte ultime est d'environ 24,6% et la réduction de la contrainte de *yield* est d'environ 26,9%. Ce taux de réduction est considérablement important surtout que, dans la vie réelle, une durée de quelques dizaines de jours de stockage entre l'assemblage et l'utilisation est tout à fait normal.

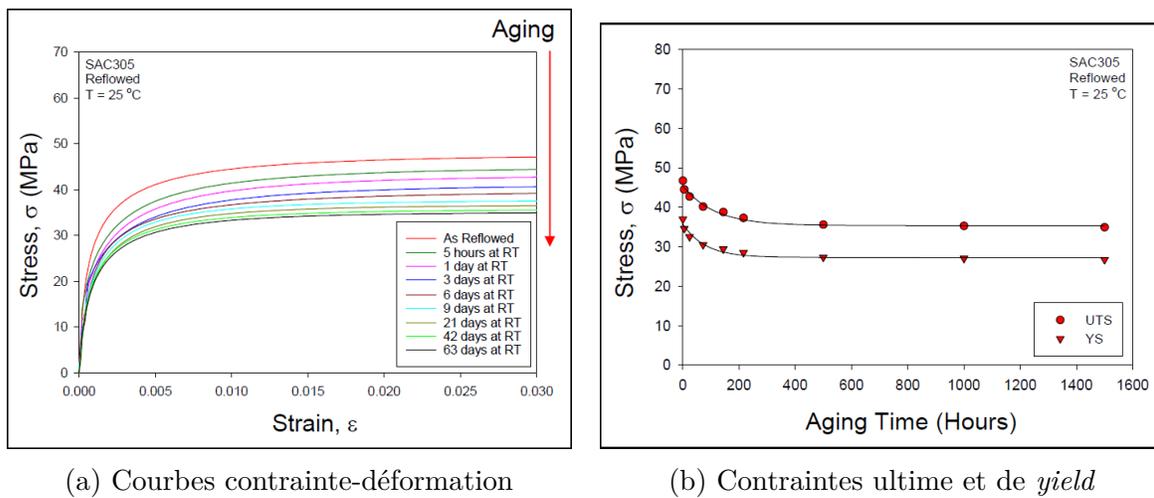


Figure 2.12 Évolution de la caractéristique de plasticité du SAC305 en fonction de la durée de vieillissement isotherme réalisé à 25 °C [50].

Une autre étude similaire réalisée pour du vieillissement isotherme à 100 °C montre aussi les mêmes tendances [60]. Cette dégradation de la caractéristique de visco-plasticité peut être expliquée par le *coarsening* de la taille des nanoparticules Ag_3Sn [51]. Dans ces tra-

vaux déjà présentés dans cette section, les échantillons sont des spécimens, principalement de SAC, en forme d'éprouvette de traction plate et de taille millimétrique. En raison de la nature massive des échantillons, les données expérimentales présentées par les auteurs ne manifestent pas de dispersion considérable. Ainsi, la modélisation de la visco-plasticité dérivant de telles données est simple, mais ces données cachent la dispersion intrinsèque importante de la microstructure du SAC qui pourra se manifester plus facilement si les joints des échantillons sont de taille micrométrique.

Les faibles dimensions des joints des échantillons utilisés dans l'étude de *Chauhan et al.* [9] ont permis de révéler une transition du niveau de la résistance à la déformation par rapport à la contrainte (voir figure 2.13) et qui ressemble au comportement dépendant de la plage de contraintes [25]. Le niveau de contrainte auquel cette transition apparaît dépend de la durée du vieillissement isotherme que les joints ont subi. Les auteurs ont fait l'hypothèse que l'évolution de la microstructure, et plus précisément l'augmentation de la distance de séparation entre les nanoparticules intermétalliques sous effet du vieillissement, est derrière cette transition.

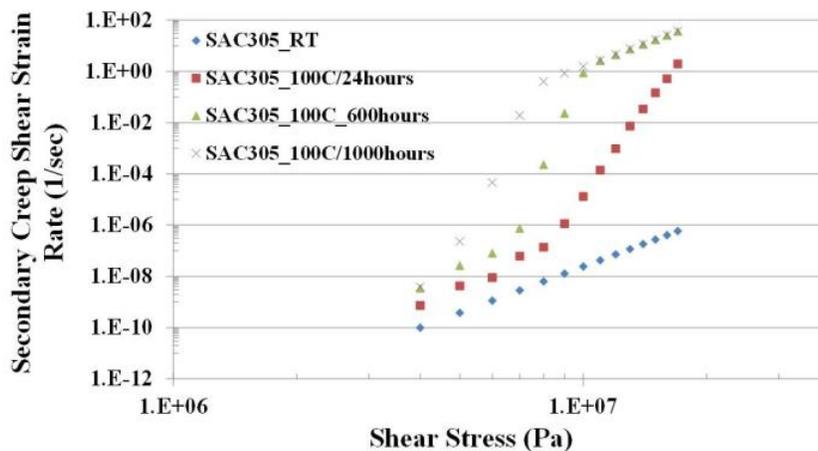


Figure 2.13 Données de vitesse de fluage secondaire pour le SAC [9]

Jusqu'ici, la variation de la tenue mécanique sous l'effet du vieillissement isotherme se manifestant par la réduction de la résistance à la déformation et par la dégradation de la caractéristique de visco-plasticité ont été présentés dans cette section. Concernant l'évaluation de la fiabilité des joints SAC basée sur les résultats de simulations par EF, l'effet de la non prise en compte de cette variation et de l'évolution de la tenue mécanique sous effet d'autres conditions de vieillissement semble être problématique. En général, l'impor-

tant effet du vieillissement sur l'espérance de vie des joints de brasure est ignoré par les modèles de fatigue basés sur l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage [27].

Dans le travail de *Motalab* [61], les paramètres du modèle d'*Anand* ont été définis en fonction de la durée de stockage à 100 °C correspondante à la condition de pré-vieillessement du matériau de brasure SAC pour lequel le modèle d'*Anand* devrait représenter la caractéristique de visco-plasticité. Ces paramètres ont été utilisés pour réaliser des simulations par EF du cyclage thermique. Afin de pouvoir spécifier la valeur exacte de chacun des paramètres, une correspondance a été faite entre la durée de stockage à 100 °C et la durée cumulée en condition de palier supérieur de température. La figure 2.14 montre l'énergie de déformation permanente dissipée par cycle des joints de brasure SAC305 évaluée par la simulation du cyclage thermique. Au lieu de rester constante et égale à la valeur initiale, la dissipation de l'énergie par cycle augmente continuellement. Ces résultats montrent l'impact de l'évolution de la caractéristique de visco-plasticité sur les résultats de simulation et par conséquent sur l'estimation de la fiabilité basée sur de tels résultats. Les résultats de simulation du cyclage thermique nécessitent d'être réévalués en considérant l'évolution de la caractéristique de visco-plasticité sous effet de la fatigue thermomécanique qui correspond aux conditions de vieillissement par cyclage thermique.

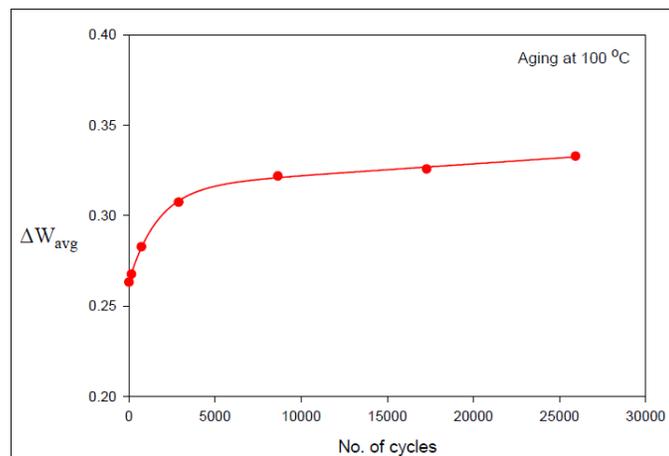


Figure 2.14 Énergie de déformation permanente dissipée par cycle des joints de brasure SAC305 [60].

2.4 Techniques expérimentales de mesure de la plasticité et du fluage et divergence des résultats

Les données expérimentales de visco-plasticité peuvent être acquises par différentes techniques. On distingue principalement les tests mécaniques ordinaires appliquées en traction, cisaillement ou autres et les tests de nano-indentation. On trouve une variété de montages utilisés pour la réalisation des tests mécaniques. Outre la résolution des détecteurs, celle des moteurs et la stabilité thermomécanique du cadre, les montages des différentes expériences qu'on trouve dans la littérature se distinguent principalement par le type d'échantillons sur lesquels ils peuvent faire les mesures.

La figure 2.15 présente un montage expérimental conçu pour faire des tests mécaniques en cisaillement sur des billes de brasure d'environ $100\ \mu\text{m}$ de diamètre [94]. L'avantage que présente cette expérience est qu'elle permet de tester des vraies billes de brasure assemblées par refusion selon un standard industriel similairement à ce qu'on trouve dans les assemblages microélectroniques. Une particularité que présente cette expérience est le fait que les mesures faites correspondent à la tenue mécanique combinée de 8 billes de brasure. Ceci peut être considéré comme un avantage si on s'intéresse à la caractéristique mécanique moyenne représentative des billes de brasure. En revanche, ceci peut être considéré comme un désavantage si on s'intéresse aussi à l'étude de la dispersion de la caractéristique mécanique qui sera masquée puisque les mesures se font sur plusieurs billes.

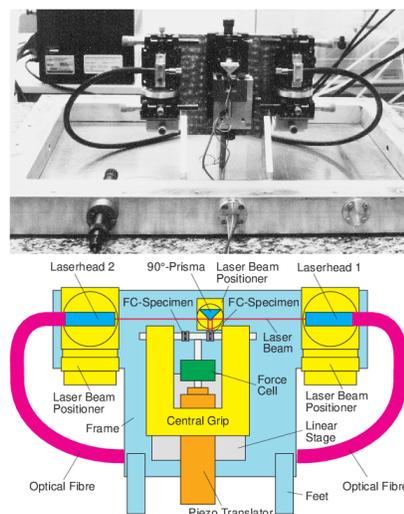
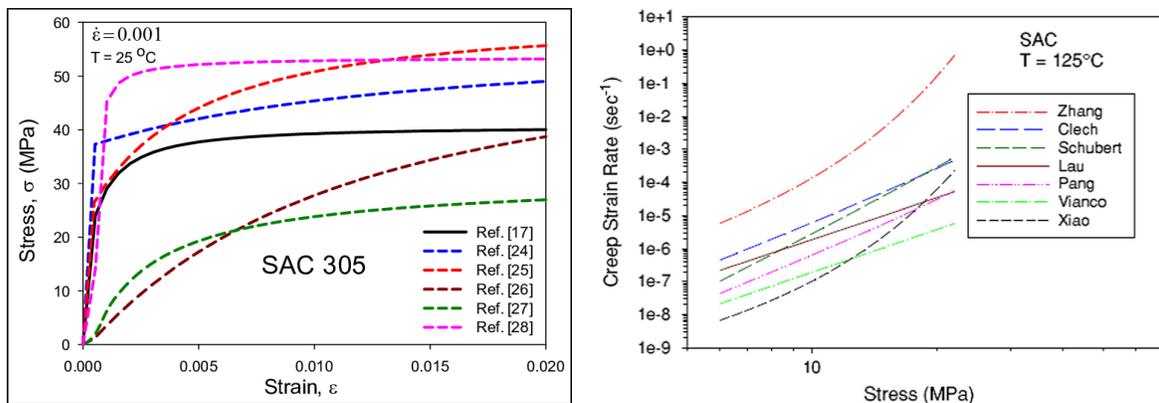


Figure 2.15 Montage expérimental utilisé par *Wiese et al.* [94].

La grande majorité des montages expérimentaux qu'on trouve dans la littérature et qui sont utilisés pour tester des matériaux de brasure sont des outils de micro-traction ou des machines d'essai universelles. Selon les dispositifs de fixation utilisés, les chercheurs peuvent réaliser des tests sur des échantillons en configuration de *Losipescu* (cisaillement ou traction), en configuration de joints à simple recouvrement, en forme d'éprouvette de traction, . . .

Concernant le matériau de brasure SAC et pour une composition spécifique, la variété de types d'échantillons (comprenant les différences liées au processus de fabrication et les détails des matériaux de support auxquels s'attachent les joints), la diversité de configurations et de dimensions des joints et le grand nombre de techniques et de montages expérimentaux conduisent à une grande variabilité des résultats présentés par différents travaux de recherche. La figure 2.16 montre la variabilité des résultats issus de différents travaux de recherche pour la caractéristique de plasticité et de fluage du SAC305. Compte tenu de l'étendue de la dispersion que présentent ces résultats, cette variabilité semble être plus préoccupante que la prise en compte de la dispersion intrinsèque que présente la caractéristique de visco-plasticité ou que la prise en compte de l'évolution de cette caractéristique sous effet du vieillissement. En réalité, toute source de variabilité et de variation mérite d'être enquêtée et étudiée avec le même soin puisque ces sources interviennent à différentes circonstances.



(a) Courbes contrainte-déformation à 25 °C [5] (b) Vitesse du fluage secondaire à 125 °C [63]

Figure 2.16 Variabilité des données de plasticité et de fluage du SAC305. Les

références paraissant sur la figure 2.16a correspondent à l'article de référence.

2.5 Conclusion

Dans le domaine de la microélectronique, la fiabilité des composants est principalement dictée par la fiabilité des joints de brasure qui assurent la conductivité électrique et thermique et fournissent le support structural à l'assemblage. Vu l'importance du rôle qu'ils jouent au sein des composants microélectroniques et le fait qu'ils sont les éléments les plus susceptibles de défaillir, l'étude de leur fiabilité devient d'importance majeure vis-à-vis de celle de l'intégrité du composant microélectronique.

L'approche traditionnelle de l'évaluation de la fiabilité, même si encore largement utilisée surtout dans les environnements industriels en raison de la simplicité qu'elle offre au niveau de l'interprétation des données, est en train de perdre la confiance des ingénieurs de l'industrie quant à l'exactitude de ses prédictions et perdre sa popularité en conséquence. Par contre, l'approche physique de défaillance qui nécessite une étude approfondie et une bonne compréhension des mécanismes de défaillance actifs dans les joints d'un composant donné et pour des conditions particulières, gagne du terrain et est fortement recommandée par les chercheurs. Ceci est principalement dû à la complexité des matériaux de brasure SAC qui présente une microstructure très dynamique. De plus la caractéristique de visco-plasticité de ces matériaux, qui est extrêmement sensible à la microstructure, subira des variations en conséquence. Concernant le SAC, établir le lien entre sa microstructure et sa caractéristique de visco-plasticité est le but ultime, selon l'approche physique de défaillance, permettant de mieux prédire la fiabilité des joints. La négligence de cette causalité mutuelle entre microstructure et visco-plasticité conduit à de fausses estimations de l'espérance de vie des joints de brasure.

L'approche physique de défaillance appliquée aux joints de brasure SAC montre, de manière grossière et sans enquête microstructurale, la non validité de l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage. Cette approche a permis d'identifier les phénomènes de *coarsening* et de recristallisation comme les grandes lignes qui décrivent la vie d'un joint et conduisent à sa défaillance. Durant la vie d'un joint en conditions normales d'opération, le *coarsening* est actif pour une fraction considérable de la vie totale du joint sans observer de la recristallisation. Le *coarsening* de la microstructure est le précurseur nécessaire pour la recristallisation. La compréhension des détails d'opération des mécanismes du phénomène de *coarsening* et l'analyse de son évolution au cours du cyclage thermique, normal ou accéléré, sont de grande importance pour assurer l'avancement de ce sujet. Ainsi, il faut comprendre comment l'enchaînement des différentes conditions de vieillissement, la pure

fatigue et la fatigue par fluage (qui sont dus à l'effet combiné de la température et des déformations permanentes) et le vieillissement thermique, se manifestent sur l'évolution de la microstructure et par conséquent sur l'évolution de la caractéristique de visco-plasticité.

Ainsi, le chapitre 3 sera consacré à l'étude de la microstructure du SAC, avec un grand accent sur le *coarsening*, afin d'évaluer l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage et d'approfondir notre compréhension de l'effet de l'enchaînement des différentes conditions de vieillissement. Cette investigation microstructurale sera faite en essayant d'éviter les erreurs potentielles identifiées plus tôt dans ce chapitre.

L'emploi des simulations par EF est quasiment indispensable à l'approche physique de défaillance. L'étape préalable à la simulation consiste à modéliser mathématiquement les caractéristiques physiques du matériau de brasure et/ou les principaux phénomènes qui mènent à la défaillance des joints. Les résultats de simulation ont diverses utilités comme servir comme données d'entrée pour les modèles de fatigue basés sur le choix d'un critère principalement responsable de la défaillance ou comme identifier les niveaux de contrainte. Ainsi, cet usage des simulations par EF contribue à l'étude de la fiabilité et à estimer l'espérance de vie de joints pour divers types de composants et pour des profils de mission différents à condition que le modèle de simulation décrive bien le vrai composant qu'on souhaite étudier. La géométrie, les propriétés des matériaux et le profil de conditions externes sont les facteurs dont l'exactitude définit celle du modèle de simulation. La justesse et la précision des propriétés mécaniques du matériau de brasure sont les principales préoccupations concernant l'exactitude des modèles de simulation et les résultats qui en dérivent. Les propriétés mécaniques de visco-plasticité se dégradent sous effet du vieillissement. Cette évolution des caractéristiques n'est généralement pas prise en considération par les simulations conduisant ainsi à des estimations erronées de l'espérance de vie des joints. Il est important d'étudier cette évolution sous effet du vieillissement par cyclage thermique et de quantifier son amplitude sur les données expérimentales de tests mécaniques afin d'évaluer l'effet de sa non prise en compte sur l'évaluation de l'espérance de vie des joints de brasure.

Ainsi, le chapitre 4 sera consacré à l'étude de l'évolution de la caractéristique de plasticité du SAC sous effet du vieillissement avec cyclage thermique et à l'investigation de l'effet de cette évolution sur les résultats de simulation par EF.

CHAPITRE 3

Investigation des effets du vieillissement et de la fatigue sur la microstructure du SAC

3.1 Introduction

La performance d'un joint de brasure est liée à sa capacité de maintenir ses caractéristiques tout au long de son profil de vie. La microstructure des joints évolue considérablement au cours de leur vie. Par suite, les caractéristiques de ces derniers changent et conduisent à la défaillance du composant microélectronique. La dégradation de la qualité des joints étant étroitement liée aux variations subies par la microstructure, l'étude et la compréhension de l'évolution de la microstructure sont une nécessité afin de tirer des conclusions transférables.

En général, le profil de vie d'un composant microélectronique comprend une période de stockage à température ambiante avant la mise en utilisation du produit. Cette période varie en fonction de l'application. Les propriétaires ou gestionnaires d'équipements militaires ou industriels, pour lesquels les composants microélectroniques sont actuellement d'une importance vitale, ont tendance à stocker pour des années des pièces de rechange pour la disponibilité immédiate au cas de besoin et par crainte qu'elles deviennent obsolètes et disparaissent du marché.

Pour cette raison deux types de composants, des boîtiers BGA et des condensateurs céramiques, avec chacun des deux types ayant vécu une durée de stockage différente de celle de l'autre, sont soumis à des essais de vieillissement et analysés ensuite par imagerie MEB. Les objectifs de ces études sont :

- ✧ comprendre l'effet du stockage à température ambiante pour des longues durées et du cyclage thermique sur la microstructure des joints de brasure ;
- ✧ évaluer la différence entre l'impact de la pure fatigue et l'impact de la fatigue par fluage couplée au vieillissement isotherme sur le *coarsening* de la microstructure.

On a déjà présenté dans le chapitre 2 le travail de *Motalab et al.*[60]. Dans ce travail, les paramètres du modèle d'*Anand* ont été définis en fonction de la durée de stockage à 100 °C et sur la base de données expérimentales. Ces paramètres sont utilisés lors des simulations par EF du cyclage thermique : ils varient au cours des simulations, pour prendre en compte les effets accumulés du vieillissement subis sur les paliers supérieurs de température. Les données expérimentales utilisées par ce modèle ne correspondent donc pas à de la fatigue thermomécanique mais à du vieillissement thermique. Les résultats de simulation par EF de *Motalab et al.* montrent une dissipation d'énergie par cycle plus faible pour les premiers 1000-2000 cycles que pour le reste. En se basant sur ce travail, nos essais de vieillissement sont limités à des relativement faibles nombres de cycles ou à des relativement faibles durées de stockage isotherme. Même si les conditions (conditions d'évolution du modèle de visco-plasticité) pour lesquelles les résultats de *Motalab et al.* ont été obtenus ne correspondent pas à celles du cyclage thermique, ils méritent d'être explorés et validés d'autant plus que cette étude n'est pas destinée à trouver le nombre de cycles à la défaillance.

Dans ce chapitre on présente en premier lieu les essais de vieillissement et les méthodes d'analyses avec les équipements employés. Ensuite, pour chacun des deux types de composants, les circonstances et l'objectif de l'expérience, le véhicule de test, les profils de vieillissement et les résultats sont présentés. Enfin une conclusion générale pour le chapitre est fournie.

3.2 Essais de vieillissement

Le but d'un essai de vieillissement aggravé est de faire subir aux composants un profil avec des conditions plus sévères que celle de leur profil de mission. Cela permet de réduire le temps d'essai nécessaire pour évaluer la durée de vie d'un composant à condition d'avoir les mêmes mécanismes de défaillance. Les paramètres d'un essai de vieillissement accéléré dépendent du dispositif et de son profil de mission. Les essais réalisés dans ce travail sont des essais de vieillissement accélérés passifs avec et sans variation de température. Le principal essai réalisé est le cyclage thermique $-55\text{ }^{\circ}\text{C}/125\text{ }^{\circ}\text{C}$ basé sur la référence TC4 de la norme IPC-9701 [33] et sera utilisé pour présenter le cyclage thermique.

Pour ces essais une enceinte climatique et une étuve de stockage isotherme ont été utilisées (voir figure 3.1). Les véhicules de test ont été placés dans l'enceinte et le profil de température de consigne est défini (si une étuve est utilisée, il faut simplement fixer une température de consigne). Il est bien important de noter que le profil de température de consigne ne correspond pas à la température ressentie par le véhicule de test. Les figures 3.9, 3.24 et 3.25 montrent, pour chacun des profils thermiques, la température de consigne et la température mesurée sur le véhicule de test. Il est bien clair que la température du composant ne suit pas exactement la température de consigne. Pour cela un ajustement est nécessaire afin de faire subir au composant le profil souhaité.



(a) Enceinte climatique



(b) Étuve de stockage isotherme

Figure 3.1 (a) Enceinte climatique CLIMATS EXCAL 65CT4 (permettant de réaliser des choc thermique grâce à la configuration double-chambre) ; (b) Étuve HERAEUS.

3.3 Méthodes d'analyse destructives

Afin d'exploiter les essais de vieillissement, on a besoin de réaliser des observations par imagerie optique et électronique à balayage. Cela nécessite de réaliser des micro-sections à partir des véhicules de test, ce qui permet de révéler la microstructure des joints. Dans cette section du chapitre les procédés de préparation des échantillons et d'analyse par microscopie sont présentés.

3.3.1 Méthode de préparation d'échantillons : micro-sections

Le but de cette méthode est d'avoir accès aux sections des joints de brasure avec des finitions de surface de très faible rugosité. Tout d'abord, la carte électronique portant les composants à étudier est découpée avec une micro-tronçonneuse pour isoler ces derniers et surtout pour enlever le matériel de support en excès afin de réduire leur taille pour qu'ils deviennent enfermables à l'intérieur des moules. Il est important de bien comprendre la géométrie du composant afin de bien planifier la micro-section et identifier le plan de référence parallèlement auquel les observations seront conduites. Ce plan de référence correspond aussi au fond du moule et ainsi le composant sera maintenu perpendiculairement à ce plan à l'aide d'un clip. La figure 3.2 montre un moule désassemblé avec le clip en position sur la base du moule.

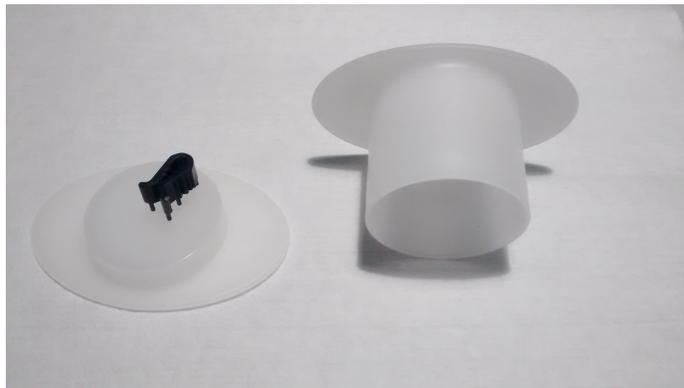


Figure 3.2 Moule désassemblé avec clip.

Le composant est ensuite recouvert de résine époxy préparée à base d'un solvant et d'un durcisseur. Cet enrobage du produit EpoFix Kit, qui est très convenable pour l'imprégnation sous vide, nécessite une polymérisation sous la hotte pour 12 heures à température ambiante afin de former une protection qui empêchera les arrachements de la matière et

permettra la manipulation de l'échantillon durant les prochaines étapes. Après le démontage, il faut enlever de la matière jusqu'à atteindre approximativement la zone à inspecter. On enchaîne l'étape d'enlèvement de matière en excès avec le prépolissage et ils sont réalisés par ponçage manuel en utilisant des papiers abrasifs de carbure de silicium (SiC) de granulométrie de plus en plus fine. La finesse de la granulométrie du papier employé détermine l'efficacité du ponçage et la rugosité de la section de l'échantillon. La figure 3.3 montre la prépolisseuse utilisée pour le ponçage. Durant le prépolissage il faut prendre soin de la planéité de la surface travaillée vu la difficulté de maîtriser ce travail manuel.



Figure 3.3 Prépolisseuse manuelle.

L'étape suivante est le polissage qui est réalisé de façon semi-automatique à l'aide de la polisseuse montrée dans la figure 3.4. Cette étape nécessite l'utilisation de différents draps de feutrine à fixation magnétique qui seront imbibés chacun avec la solution chargée de particules diamantées qui lui conviennent. La taille des particules varie de $9\mu\text{m}$ à $1/4\mu\text{m}$.

Il faut bien noter que les sous-étapes de prépolissage et de polissage génèrent des rayures de profondeurs et de largeurs correspondantes au grade du papier ou à la taille des particules diamantées (sauf au cas de dysfonctionnement notamment avec la coagulation des solutions diamantées ou avec certains types d'échantillons). Il devient clairement important de diminuer progressivement la taille des matériaux abrasifs utilisés dans les différentes sous-étapes afin que chaque sous-étape puisse éliminer les dégâts de celle qui la précédait. Le matériel utilisé dans la méthode de préparation décrite par cette section du chapitre provient du constructeur Struers. Le tableau A.1 de l'annexe A résume les différentes sous-étapes de prépolissage et de polissage tout en fournissant les détails techniques.



Figure 3.4 Polisseuse semi-automatique.

3.3.2 Microscopies optique et électronique à balayage

À ce stade, l'échantillon est prêt pour l'observation par microscopie optique. La figure 3.5 montre un échantillon de boîtier BGA avec sa face polie vers le haut. L'imagerie optique est faite en lumière normale et polarisée. Cela permet d'avoir des informations sur la géométrie des joints et sur la présence de *voids* et de fissures et des informations sur les grains des joints.

Après l'imagerie optique, l'échantillon est préparé pour être introduit dans le MEB. Les détails de la méthode de préparation d'échantillons pour l'imagerie MEB sont décrits dans l'annexe B. La figure 3.6 montre un échantillon de boîtier BGA prêt à être introduit au MEB.

Des images en mode d'électrons secondaires et en mode d'électrons rétrodiffusés ont été faites. Les électrons secondaires portent de l'information sur la composition chimique et la topographie d'une zone faiblement supérieure à la zone d'impact des électrons primaires et pour une épaisseur de quelques nm ; les électrons rétrodiffusés sont plus sensibles à la composition chimique mais l'information qu'ils portent correspond à une zone bien supérieure à la zone d'impact des électrons primaires et pour une épaisseur de quelques

dizaines de nm.



Figure 3.5 Échantillon de boîtier BGA après polissage.



Figure 3.6 Échantillon de boîtier BGA préparé pour l'introduction au MEB.

3.3.3 Spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS)

L'EDS étant couplé au MEB, l'analyse est réalisée avec l'échantillon dans le MEB et sous les mêmes conditions d'imagerie MEB. L'EDS permet d'identifier les éléments présents dans l'échantillon et faire une analyse compositionnelle semi-quantitative. Les rayons X détectés proviennent d'une zone de superficie et d'épaisseur de l'ordre du μm . Ainsi il faut bien tenir compte que les résultats représentent une sorte de moyenne sur un volume d'environ $1 \mu\text{m}^3$.

3.4 Échantillons de boîtiers BGA

3.4.1 Présentation des véhicules de test

Le travail de cette section du chapitre est extrêmement particulier du fait qu'il a été réalisé sur 8 boîtiers BGA plastique provenant de STMicroelectronics et qui ont été assemblés par refusion, dans le cadre d'un ancien projet de recherche (thèse [26, ch. 4]), en mars 2003 par la société Tronico dans un four à thermo-condensation. La carte de circuit imprimé sur laquelle les 8 boîtiers ont été reportés a été stockée depuis, à température ambiante, jusqu'à novembre 2017 quand la carte a été découpée dans le but d'isoler les boîtiers. La figure 3.7 montre la carte avant sa découpe.



Figure 3.7 Carte de circuit imprimé avec les 8 boîtiers BGA reportés dessus.

Les bases de contact des pistes de la carte FR4 sont en cuivre avec une finition de $5\ \mu\text{m}$ de Ni (7-10% de P) et une couche de passivation de Au d'épaisseur $<0,1\ \mu\text{m}$. La température de transition vitreuse du substrat FR4 est de $175\ ^\circ\text{C}$. Le boîtier est de $12\ \text{mm} \times 12\ \text{mm}$ et incorpore une puce de $8\ \text{mm} \times 8\ \text{mm}$. Une crème à braser sans plomb $Sn - 4,0Ag - 0,5Cu$ a été utilisée pour former 196 billes par boîtier de $350\ \mu\text{m}$ de diamètre et qui sont uniformément réparties dans une formation en matrice avec un pas de $0,8\ \text{mm}$. Ces billes sont *daisy*-chaînées en 7 chaînes selon des cadres concentriques. Les résistances électriques des chaînes des différents boîtiers ont été mesurées afin de vérifier l'état des joints. La figure 3.8 montre une section d'un boîtier reporté sur le substrat FR4.

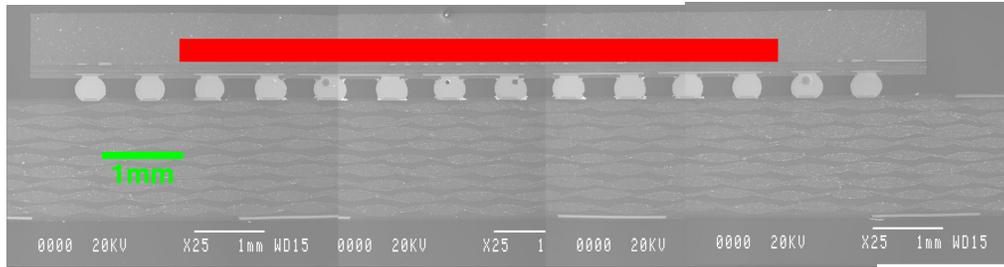


Figure 3.8 Boîtier BGA avec la puce ombrée en rouge.

3.4.2 Objectifs, plan d'expérience et essai de vieillissement

Vu la particularité de ces boîtiers BGA du fait qu'ils ont été stockés sur une étagère pour environ 14,5 ans à température ambiante et le fait qu'on ne possédait que 8 boîtiers, il fallait faire le meilleur usage et explorer là où les questions les plus intrigantes se posent. Dans cet esprit et en se limitant à des relativement faibles nombres de cycles, les objectifs suivants ont été définis :

- évaluer l'effet du stockage à température ambiante pour de très longues durées (environ 14,5 ans) sur la microstructure des joints de brasure ;
- évaluer l'effet du cyclage thermique sur la microstructure des joints de brasure stockés à température ambiante pour de très longues durées (environ 14,5 ans).

À part le fait que nous avons déjà exprimé la volonté d'explorer et de valider le travail de *Motalab et al.*, un faible nombre de cycles permettra de limiter les effets du cyclage thermique. En fait, le choix de limiter l'essai de vieillissement à un maximum de 490 cycles thermiques est basé sur les anciens résultats d'essais de vieillissement et qui montrent le début de manifestation de la défaillance un peu après les 600 cycles (voir la figure 30 de [26, ch. 4]). Et comme on ne cible pas d'évaluer le nombre de cycles à la défaillance, on avait choisi de limiter le nombre de cycles maximal à une valeur inférieure à 600. Cela peut être très utile en tant que compromis pour pouvoir attaquer les objectifs définis ci-dessus avec le peu de boîtiers dont on dispose. Même si notre essai de vieillissement est limité à environ 500 cycles thermiques, la manifestation de la recristallisation continue précède bien la manifestation de la recristallisation discontinue qui précède à son tour l'initiation et la propagation des fissures [42, ch. 5]. Ainsi la dynamique de la recristallisation peut justifier que le commencement et le développement partiel d'une zone recristallisée dans

les joints ont eu lieu avant les 500 cycles. Le tableau 3.1 résume le nombre de cycles thermiques endurés par chacun des véhicules de test.

véhicule de test	B0	B1	B2	B3	B4	B5	B6	B7
nombre de cycles	0	70	140	210	280	350	420	490

Tableau 3.1 Nombre de cycles thermiques endurés par chaque boîtier BGA.

L’essai de vieillissement par cyclage thermique $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$ a été conduit dans une enceinte climatique CLIMATS EXCAL 1423-TE. Le but était d’avoir un cycle avec des paliers de 10 min et des rampes de $12^{\circ}\text{C min}^{-1}$ avec une durée totale de 50 min/cycle. Mais l’enceinte était incapable d’imposer la température de consigne à l’entourage des débuts de paliers. Alors, pour que les véhicules de test ressentent des paliers d’environ 10 min, la durée de consigne des paliers a été augmentée et une durée totale de 70 min/cycle a été atteinte. Une valeur d’environ $11,2^{\circ}\text{C min}^{-1}$ a été mesurée pour les rampes. La figure 3.9 montre la portion initiale du profil thermique de cet essai de vieillissement par cyclage thermique.

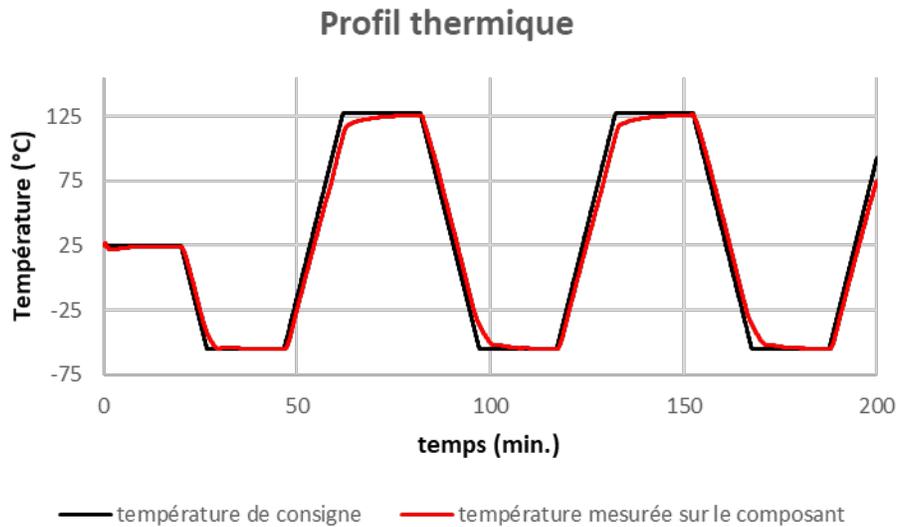


Figure 3.9 Début du profil thermique des boîtiers BGA.

7 véhicules de test ont été introduits dans l’enceinte et le thermocouple a été attaché sur le véhicule de test B7. L’enceinte a été programmée pour faire 70 cycles et de s’arrêter après

afin de pouvoir récupérer un des véhicules de test avant de relancer les prochains 70 cycles. Après la récupération, les résistances électriques des chaînes de chacun des véhicules de test ont été mesurées afin de vérifier l'état des joints. Ensuite le véhicule de test a été enrobé, poli et préparé pour les observations par microscopies optique et électronique à balayage. Pour la plupart des échantillons, les imageries ont été faites uniquement pour la première rangée de billes, la plus externe. Pour le véhicule de test B7, les 3 premières rangées ont été observées dans le but de vérifier la cohérence des tendances observées, surtout que la troisième rangée est la rangée située sous le bord de la puce. Les billes de cette troisième rangée, appartenant à la *daisy-chain* en vert (au-dessous du bord de la puce sur la figure 3.10), sont a priori celles les plus susceptibles de devenir défailtantes en raison du niveau de contrainte plus élevé qu'elles ressentent [26, ch. 4]. En fait, un travail de recherche récent montre, en tenant compte de l'anisotropie du S_n , que l'orientation cristallographique dominante d'une bille de brasure et son orientation relativement à celles des billes voisines peuvent avoir un effet sur l'élévation du niveau de contrainte ressenti qui est plus inquiétant que l'effet du positionnement de la bille sur l'assemblage [48].

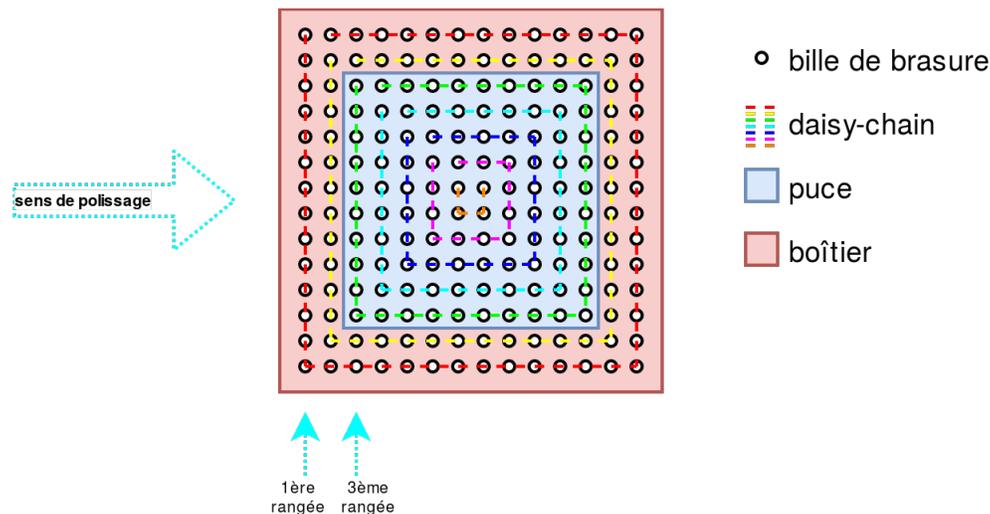


Figure 3.10 Dessin illustratif du boîtier BGA.

3.4.3 Résultats et discussion

Dans cette section du chapitre, l'évaluation de l'effet du cyclage thermique s'est limitée aux observations par imagerie optique. Par contre, l'accent a été mis sur l'évaluation de l'effet du stockage, à température ambiante et pour une longue durée, en raison de l'observation cohérente d'un aspect très distinctif.

Les images en lumière polarisée pour les billes de brasure des 8 échantillons ne montraient pas des microstructures entrelacées (jumelées) ni en formation de ballon de plage. On voit principalement des poly-grains et des mono-grains. Les images de la figure 3.11 montrent les morphologies macro-grain(s) typiques qu'on avait trouvées. Pour les billes de brasure SAC, la morphologie de macro-grain(s) est la plus dominante tandis que la microstructure entrelacée est beaucoup moins fréquente à observer et elle est le plus souvent présente à l'extrémité du joint du côté des métallisations d'interface [45].

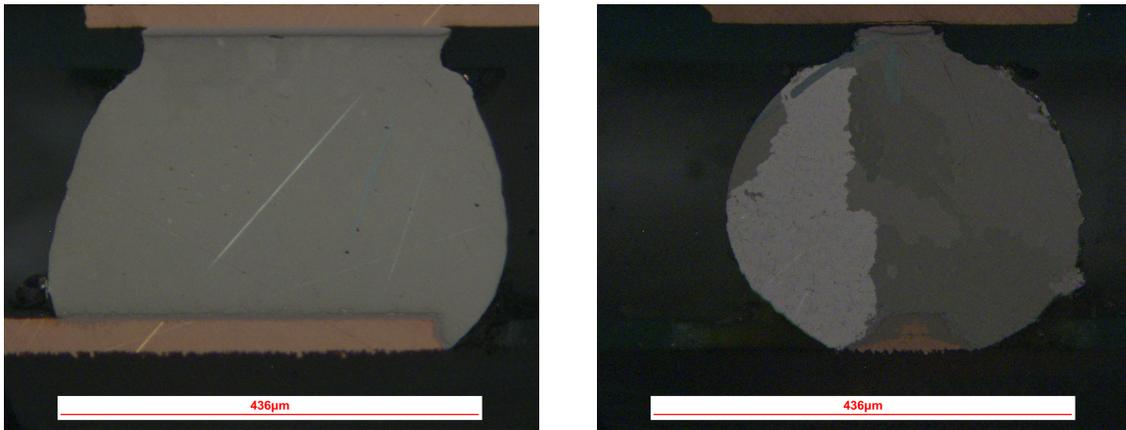


Figure 3.11 Images optiques en lumière polarisée de joints de brasure.

3.4.3.1 Effet du stockage thermique

À première vue, les images en lumière normale donnaient l'impression de la présence de fissures bien propagées et même complètes. La figure 3.12 montre une bille de brasure par imagerie optique avec ce qui semble être une fissure. On trouvait cet aspect qui ressemble à une fissure, dans une forme plus ou moins altérée, dans les images des joints indépendamment de leur position ou du nombre de cycles thermiques qu'ils avaient subi. La consistance de l'observation, en imagerie optique, de cet aspect très distinctif nécessite d'être enquêtée.

Afin de mieux comprendre cette caractéristique, une analyse EDS en mode rétrodiffusé a été réalisée pour la zone ressemblant à une fissure d'un joint de la troisième rangée de l'échantillon B7. La figure 3.13 montre l'image MEB de ce joint et la figure 3.14 présente les cartographies montrant la répartition des divers éléments présents. On remarque déjà que la finition des bases de contact du boîtier BGA sont en *Ni* et *Co* avec une couche de

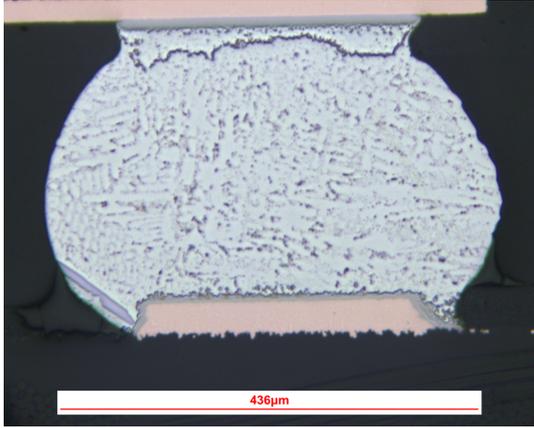


Figure 3.12 Image optique en lumière normale d'un joint de brasure.

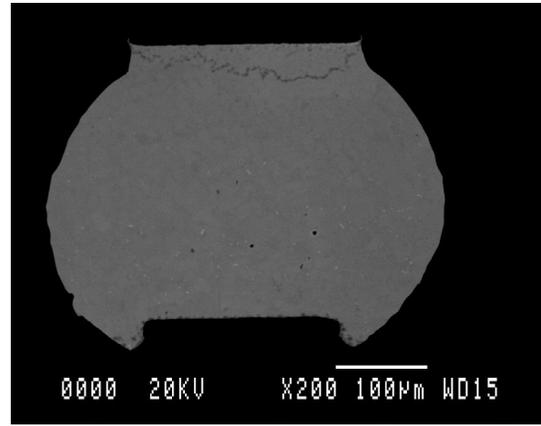


Figure 3.13 Image MEB d'un joint de brasure de la troisième rangée de l'échantillon B7.

passivation de *Au*. On identifie aussi la présence de *Cu*, *Sn* et *Ni* sur ce qu'on soupçonnait être une fissure et qui s'avère être un composé intermétallique. Dans la littérature, on trouve des références qui traitent les composés intermétalliques à base de *Cu*, *Ni* et *Sn* se manifestant dans les brasures à base de *Sn* comme le SAC [6, 32, 92, 97] mais essentiellement en tant qu'intermétalliques de contact et il n'y a aucune mention de la croissance d'une telle couche continue (qui divise le joint en deux parties) similairement à ce qu'on remarque dans la figure 3.13. Ces composés intermétalliques sont le $(Ni_{1-x}Cu_x)_3Sn_4$ et le $(Ni_{1-x}Cu_x)_6Sn_5$ avec un contenu relatif de *Ni* à *Cu* qui est interchangeable [32].

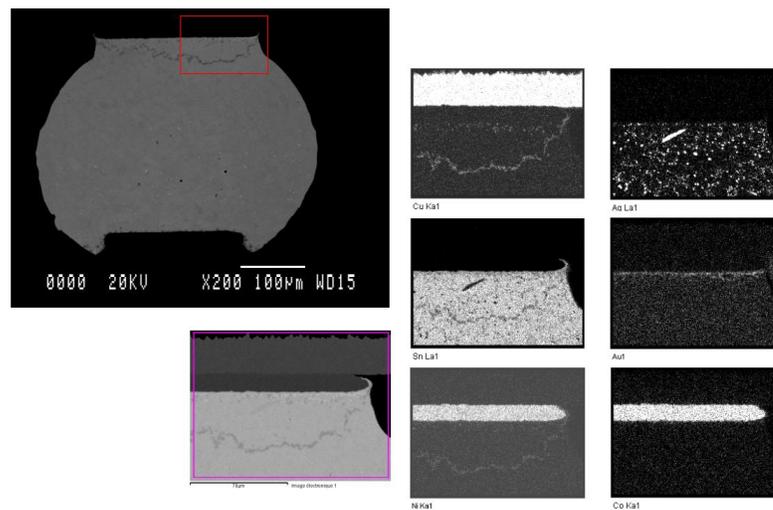


Figure 3.14 Cartographie EDS.

Il faut bien noter que cette couche d'intermétallique qui donne l'impression de la présence d'une fissure n'avait pas été remarquée dans le projet de recherche de référence [26, ch. 4]. On présente dans la figure 3.15 des images MEB extraites de la thèse [26, ch. 4] où l'on voit un joint de brasure, une portion d'interface du côté du boîtier BGA et une portion d'interface du côté du substrat FR4. Ces images ont été prises dans un temps raisonnable (< 1 an) du moment de refusion des joints. Ces images confirment aussi que la couche atypique d'intermétallique est causée par la longue durée de stockage que ces boîtiers ont endurée.

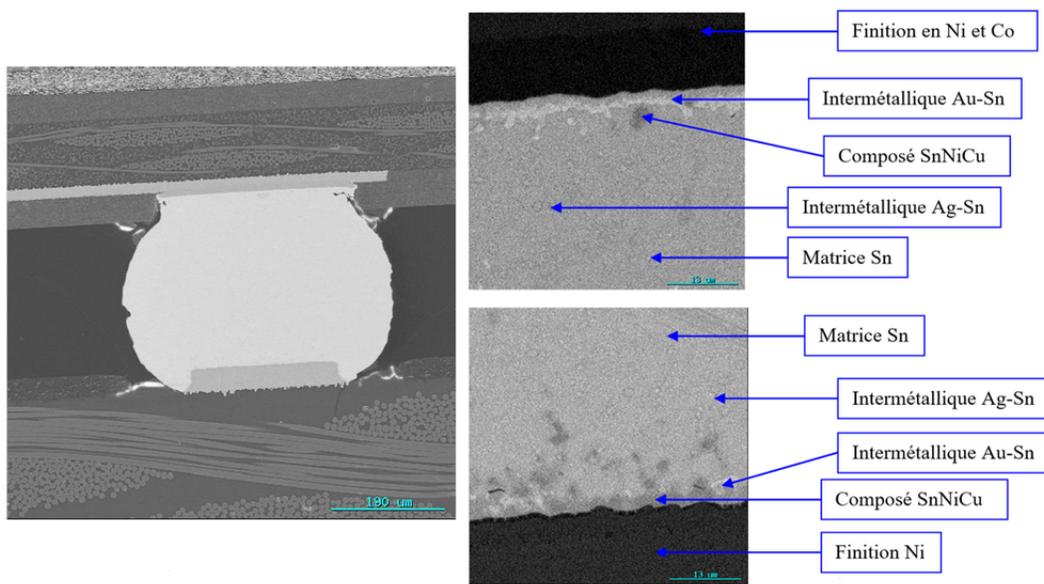


Figure 3.15 Images MEB prises dans un délai d'un an depuis le moment de la refusion [26].

L'analyse de l'interface entre le boîtier BGA et le joint est poussée plus loin afin d'acquérir plus de connaissances sur la situation. La figure 3.16 présente les profils montrant la répartition des divers éléments présents à l'interface. Le profil montre principalement la métallisation d'interface, suivie d'une mince couche de Sn relativement riche en *Ni* et *Co*, suivie d'un composé intermétallique à base de *Au* et *Sn*, et suivie par du *Sn*. Aucune présence du composé Cu_6Sn_5 , typiquement présent pour les joints de brasure SAC surtout en tant qu'intermétallique de contact, n'a été remarquée et ceci est conforme avec les annotations sur la figure 3.15. Ceci est justifié par le rôle que jouent les métallisations d'interface en *Ni* comme barrière de diffusion pour le *Cu*.

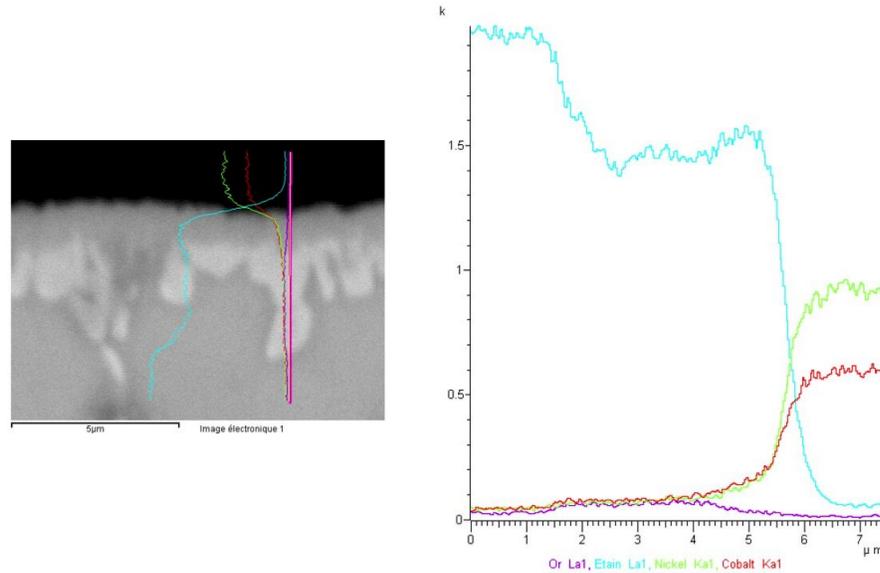


Figure 3.16 Profil de concentration atomique par EDS à l'interface entre le boîtier BGA et le joint.

Pour mieux pousser cette analyse et en considérant les annotations sur la figure 3.15, on va enquêter davantage les deux interfaces de nos échantillons (voir figure 3.17). En se basant sur le contraste de ces images MEB, on remarque qu'aucun changement majeur n'a eu lieu à l'interface du côté du substrat FR4. Du côté du boîtier BGA, il n'y a que la couche d'intermétallique ressemblant à une fissure qui est très apparente.

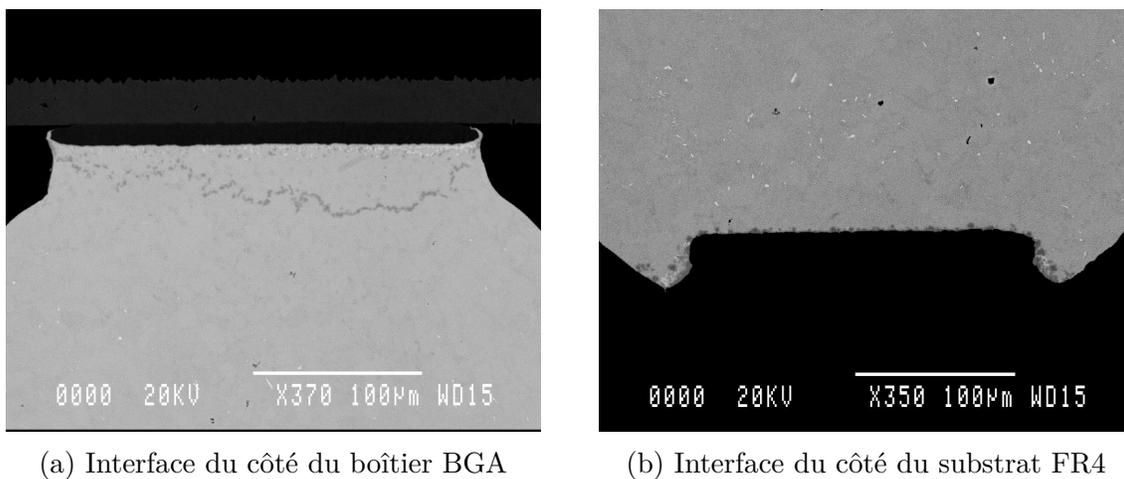


Figure 3.17 Images MEB aux interfaces.

On réalise par la suite une analyse EDS ponctuelle (avec une résolution d'environ 1 μm) pour déterminer la constitution des composés intermétalliques à base de *Cu*, *Ni* et *Sn* présents des côtés des deux interfaces. La figure 3.18 et la figure 3.19 présentent respectivement les analyses EDS de deux points, le premier se situant sur la couche d'intermétallique figurant sur la figure 3.17a et le deuxième sur celle de la figure 3.17b.

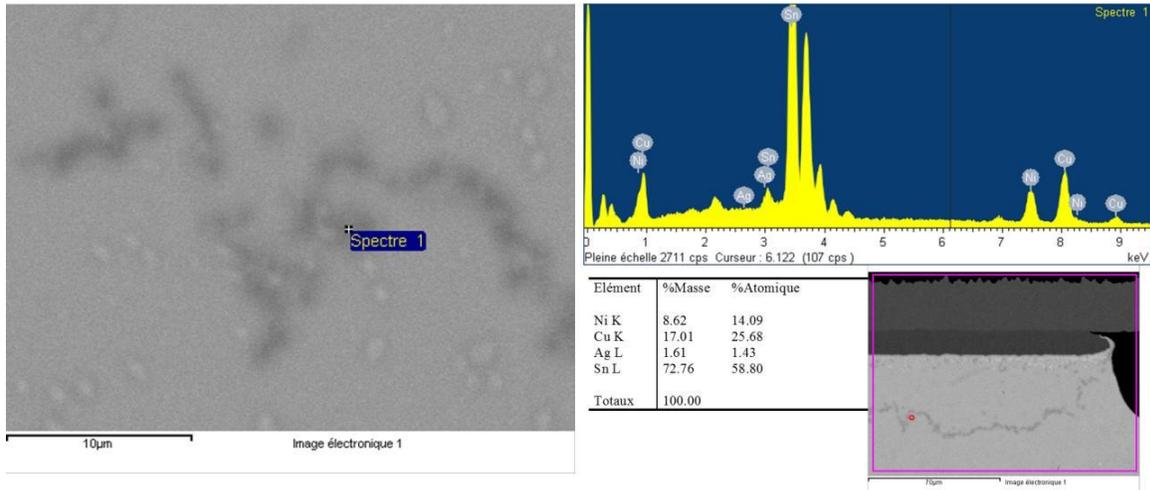


Figure 3.18 Analyse EDS ponctuelle sur la couche d'intermétallique du côté du boîtier BGA.

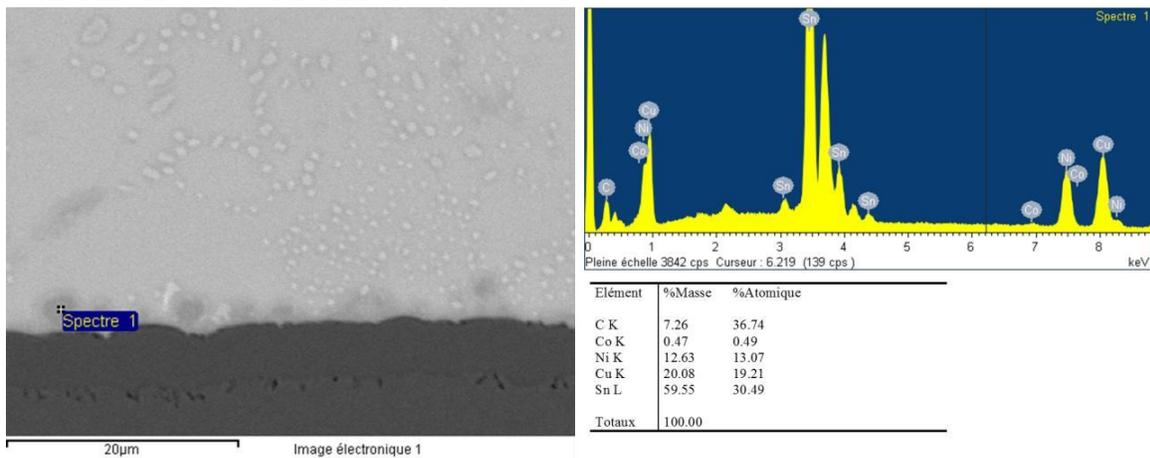


Figure 3.19 Analyse EDS ponctuelle sur la couche d'intermétallique du côté du substrat FR4.

Tout en rappelant l'aspect semi-quantitatif de l'analyse compositionnelle par EDS, on constate que les constitutions relatives des deux points sont plus proches de celle du

$(Ni_{1-x}Cu_x)_3Sn_4$ que de celle du $(Ni_{1-x}Cu_x)_6Sn_5$ (avec des contenus relatifs de Ni à Cu qui sont différents pour chacun des points). Le long temps de réaction durant le stockage appuie cette constatation puisque $(Ni_{1-x}Cu_x)_6Sn_5$ aura tendance à évoluer en $(Ni_{1-x}Cu_x)_3Sn_4$ [32].

Dans la figure 3.15 qui présente un joint peu de temps après sa refusion, on distingue principalement les différences suivantes entre la première interface du côté du boîtier BGA et la deuxième interface du côté du substrat FR4 :

- la métallisation d'interface de la première interface est en Ni et Co tandis que la métallisation d'interface de la deuxième est en Ni (avec un petit pourcentage de P) ;
- après refusion, la première interface ne présente aucun intermétallique de contact (le composé intermétallique à base de Au et Sn n'est pas en contact avec la métallisation) tandis que la deuxième présente le composé à base de Cu , Ni et Sn comme intermétallique de contact.

Vu que la refusion a été faite par conduction et pas par convection, l'effet du flux de chaleur sur la formation des intermétalliques de contact aux interfaces [100] sera négligé. L'autre effet qui peut être rendu responsable est la composition des métallisations d'interface. Cela peut être attribué à une diffusion plus lente du Ni et Co de la première interface par rapport à la diffusion du Ni de la deuxième comme le suggère le travail de *Yang et al.*[97] qui montre que les réactions d'interfaces avec le $Sn - 3,5Ag$ sont plus lentes dans le cas de l'utilisation du $Ni - Co - P$ comme métallisation d'interface par rapport au cas où du $Ni - P$ est utilisé.

Après les années de stockage, l'intermétallique de contact à base de Cu , Ni et Sn de la deuxième interface et qui pourrait être initialement formé comme du $(Ni_{1-x}Cu_x)_6Sn_5$ et ensuite avoir évolué en du $(Ni_{1-x}Cu_x)_3Sn_4$ [32], restreint la diffusion du Ni dans le joint [6, ch. 4]. En revanche, la diffusion relativement lente du Ni (et du Co) du côté de la première interface persiste et on peut alors dire que le flux de Ni qui nourrit le joint vient principalement de la première interface. Le composé intermétallique à base de Cu , Ni et Sn qui s'est formé au cours des années à proximité de la première interface pourrait se déplacer vers le centre du joint par effet du flux de Ni et/ou par effet du réarrangement du Sn sur la première interface.

Il est bien important de noter que le travail de *Wierzbicka-Miernik et al.*[92] montre un déplacement du $(Ni_{1-x}Cu_x)_6Sn_5$ qui augmente avec la durée de stockage thermique. Dans leur travail, les expériences de couple de diffusion (pour du Sn avec 1-5% de Ni et du Cu) leur ont permis de tracer le chemin de diffusion, constaté expérimentalement, sur le diagramme de phase du système Cu , Ni et Sn . Ils ont remarqué des variations de la composition des précipités intermétalliques $(Ni_{1-x}Cu_x)_6Sn_5$. Vu que nos échantillons présentent un couple de diffusion qui est différent de celui étudié par *Wierzbicka-Miernik et al.*, la comparaison entre les deux systèmes n'est pas correcte.

Ces résultats présentent ainsi un avantage de l'utilisation du Ni comme métallisation d'interface sur l'utilisation du Ni et Co . La persistance de la diffusion du Ni du côté de la première interface, qui a une métallisation d'interface en Ni et Co , modifie continuellement la composition du joint et alimente la formation d'intermétalliques. Ces intermétalliques pourraient être à l'origine de multiples problèmes à cause de leurs caractéristiques de dureté et de fragilité [73, ch. 8] et surtout que leur distribution spatiale forme une couche continue qui divise le joint en deux parties (comme si c'était une interface entre deux métaux ou deux alliages métalliques différents).

3.4.3.2 Effet du cyclage thermique

Concernant l'effet du cyclage thermique sur la microstructure, et afin de pouvoir comparer avec les anciens résultats d'essais de vieillissement montrant le début de manifestation de la défaillance à environ 600 cycles [26, ch. 4], deux simulations par EF ont été réalisées. Étant donné que, dans notre expérience, la carte a été découpée et les boîtiers BGA ont été isolés avant l'essai de vieillissement et que d'autre part, dans l'expérience de référence [26, ch. 4], les essais de vieillissement ont été réalisés avant la découpe des cartes, la réalisation de simulations par EF était nécessaire dans le but de lever le doute sur l'effet de l'isolation des boîtiers sur les chargements thermomécaniques ressentis durant l'essai de vieillissement. Le premier modèle de simulation correspond à un boîtier isolé. Le deuxième modèle de simulation correspond avec deux boîtiers adjacents séparés de 2,4 mm. La figure 3.20 montre les deux modèles de simulation et les conditions aux limites. L'annexe E décrit les propriétés des matériaux et les détails de simulation des deux modèles. La différence entre les deux simulations étant que la première considère un seul boîtier et que la deuxième considère deux boîtiers adjacents, les résultats des simulations permettront de juger de la pertinence de la comparaison. Les résultats des simulations montrent une variation du niveau de contrainte initiale, au début du premier palier inférieur de température, de 1%

entre les deux cas et pour un joint de la rangée de billes située sous le bord de la puce.

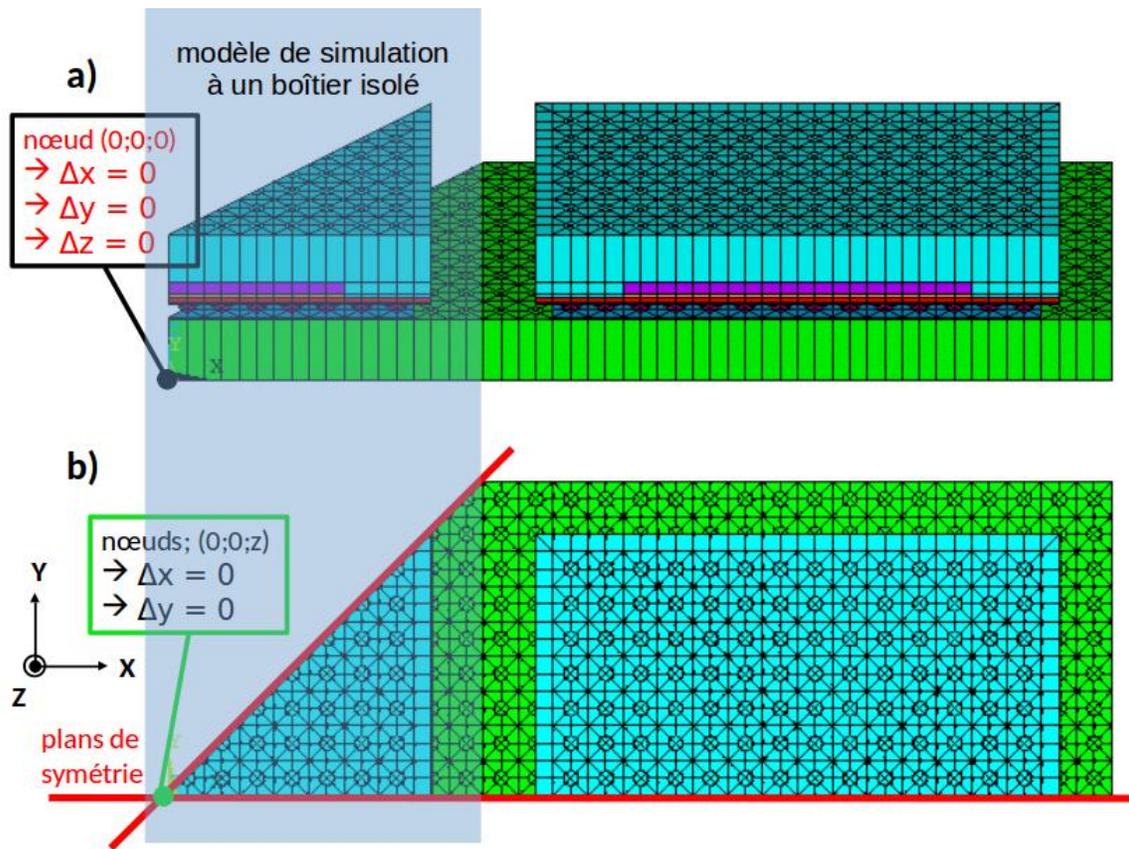


Figure 3.20 Modèle de simulation de deux boîtiers BGA (impression des volumes).

La longue durée de stockage thermique, qui permet la relaxation des contraintes, favorise la possibilité que cette différence initiale soit bien inférieure à 1%. Ainsi, la comparaison avec les anciens résultats étant jugée valable, on s'attendait à observer par imagerie optique de la recristallisation dû à l'effet du cyclage thermique. Or, aucun signe de recristallisation n'a été observé. L'hypothèse probable pour expliquer ce phénomène est que l'adoucissement du matériau de brasure a retardé la manifestation de la recristallisation comme le suggère le travail de *Yin et al.*[98]. On rappelle que l'adoucissement du matériau de brasure sous effet du vieillissement isotherme à température ambiante est déjà présenté dans le chapitre 2.

Dans le travail de *Qasaimeh et al.*[74], des boîtiers BGA sont fabriqués avec des billes de brasure SAC. Certains boîtiers ont été reportés sur des substrats FR4. Des essais de vieillissement ont été réalisés sur les boîtiers et des tests de fatigue en cisaillement ont été

réalisés à température ambiante sur les billes individuelles de boîtiers non reportés. Leur travail montre que la température de stockage isotherme qui permet le plus de suppression de la manifestation de la recristallisation dépend de l'historique de chargement thermo-mécanique. Après le cyclage thermique, un stockage isotherme à 70 °C a mieux permis de réduire la manifestation de la recristallisation en comparaison avec un stockage isotherme à 100 °C. Tandis que dans le cas d'interruption du cyclage thermique à divers intervalles pour réaliser du stockage isotherme, la réduction de la manifestation de la recristallisation a été améliorée en élevant la température du stockage isotherme à 150 °C. Concernant le pré-vieillessement par stockage isotherme suivi par du cyclage thermique, augmenter la température de stockage 100 °C à 125 °C augmente la manifestation de la recristallisation, tandis qu'un stockage isotherme à 150 °C la réduit. D'autre part, on trouve des travaux comme le travail de *Mustafa et al.*[64] qui parle, de manière générale, que le stockage isotherme peut induire la manifestation de la recristallisation. D'autres travaux évaluent l'effet de la composition chimique du matériau de brasure sur la recristallisation, comme le travail de *Jaradat et al.*[36] qui suggère que l'ajout de très petite quantité de *Pb* retarde la manifestation de la recristallisation.

Le sujet de réduction et d'augmentation de la recristallisation des joints de brasure SAC présente des résultats contradictoires ou pas encore synthétisables pour obtenir une compréhension globale du sujet et l'identification claire des conditions optimales qui permettent la réduction de la manifestation de la recristallisation nécessite davantage d'études. Une étude systématique traitant la manifestation de la recristallisation de la microstructure pourrait contribuer à clarifier ce sujet. Réaliser des essais de vieillissement par cyclage thermique sur des composants neufs et sur d'autres pré-vieillis par stockage isotherme à différentes températures et pour différentes durées pourrait correspondre à un bon point de départ.

3.5 Échantillons de condensateurs céramiques

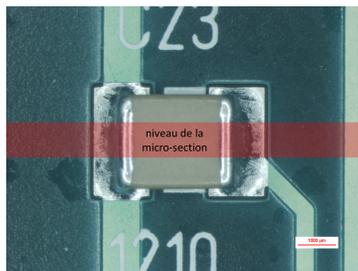
3.5.1 Présentation des véhicules de test

Dans cette section, le travail a été réalisé sur des condensateurs céramiques provenant d'un projet industriel. Les condensateurs ont été assemblés par refusion en juin 2015 sur des cartes de circuit imprimé et ont été stockés depuis à température ambiante. Les cartes ont été découpées en mai 2018. La figure 3.21 montre une carte avant sa découpe.

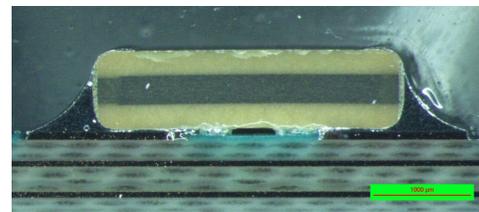


Figure 3.21 Carte de circuit imprimé avec des condensateurs céramiques.

La finition des bases de contact des pistes de cuivre de la carte FR4 (qui a une température de transition vitreuse élevée) sont en Ni avec une couche de passivation de Au (dépôt chimique). Une finition similaire est présente sur les condensateurs. La figure 3.22b montre une image optique d'une section d'un condensateur reporté sur le substrat FR4 par l'intermédiaire de joints de brasure sans plomb $Sn - 3,0Ag - 0,5Cu$ (SAC305).



(a) Vue de dessus



(b) Section

Figure 3.22 Condensateurs céramiques.

3.5.2 Objectifs, plan d'expérience et essai de vieillissement

Les condensateurs ont été stockés pendant environ 3 ans à température ambiante. Une telle durée de conservation avant utilisation est hautement probable, principalement pour les pièces de rechange et les appareils électroménagers qui sont remplacés moins fréquemment. Alors, ces condensateurs ont été utilisés afin d'acquérir davantage de connaissances sur les mécanismes de défaillance des joints SAC surtout dans le cas où les composant microélectroniques ont enduré une durée de stockage de quelques années. Tout en se limitant à des relativement faibles nombres de cycles, des objectifs dédiés à l'étude de l'évolution de la microstructure des joints SAC305 ont été définis :

- évaluer la différence entre l'impact de la pure fatigue et l'impact de la fatigue par fluage couplée au vieillissement isotherme sur l'évolution de la rudesse de la microstructure (*coarsening*) ;
- explorer les causes derrière les potentielles différences entre l'impact de la pure fatigue et l'impact de la fatigue par fluage couplée au vieillissement isotherme sur l'évolution de la rudesse de la microstructure (*coarsening*).

Pour pouvoir atteindre ces objectifs, le plan élaboré consistait à démanteler le cycle thermique standard en rampes et paliers pour définir ensuite deux cycles dérivés. Le premier dérivé est un cycle thermique sans paliers (profil triangulaire) construit uniquement avec les rampes du cycle standard. Ce cycle sans paliers permettra de réaliser des essais de fatigue sous conditions de déformations cycliques. Et le deuxième dérivé est un cycle de stockage isotherme correspondant au palier supérieur de température. Le palier inférieur de température n'a pas été inclus dans l'étude pour des raisons techniques et comme l'évolution du *coarsening* à des faibles températures est considérée relativement négligeable [75].

Le cycle thermique sans paliers et le stockage isotherme étant dérivés du cycle standard, la réalisation de ces 3 types d'essais de vieillissement (cyclage standard avec paliers, cyclage thermique sans paliers et vieillissement isotherme) permettra de comparer l'effet combiné des deux cycles dérivés avec l'effet du cycle standard. Cette comparaison est importante comme elle pourra conduire à de nouvelles informations liées aux effets du cyclage standard qui est la pratique répandue pour l'évaluation de la fiabilité des composants microélectroniques. La figure 3.23 montre les cycles thermiques standards avec paliers, les cycles sans

paliers et les cycles de stockage isotherme.

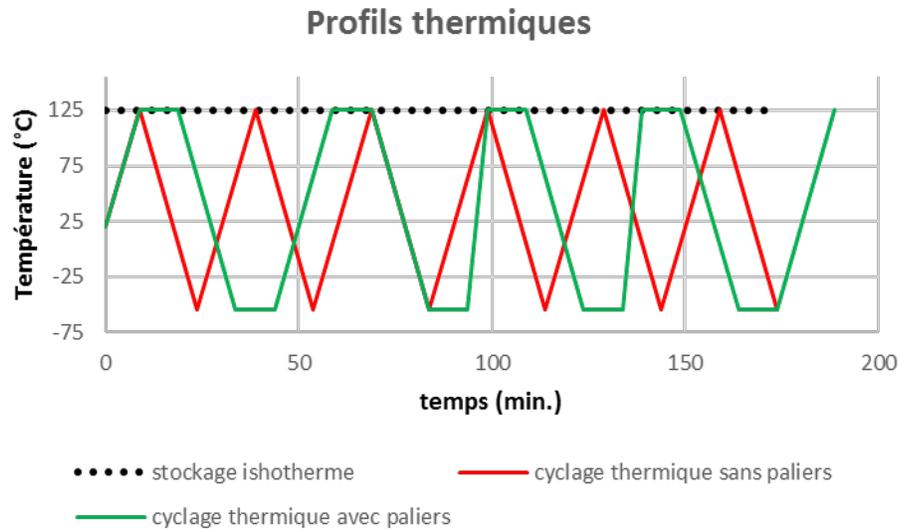


Figure 3.23 Profils thermiques.

Les essais de cyclage thermique $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$, avec et sans paliers, ont été conduits dans l'enceinte climatique CLIMATS EXCAL 65CT4. La température de consigne du cycle avec paliers a été définie pour varier entre -60°C et 125°C avec des paliers de 15 min et des rampes de $12^{\circ}\text{C min}^{-1}$ et la température de consigne du cycle sans paliers a été définie pour varier entre -80°C et 140°C avec un palier supérieur de 2 min, un palier inférieur de 4 min et des rampes de $12^{\circ}\text{C min}^{-1}$. Cette manipulation de la température de consigne des deux cycles étaient nécessaires afin de mesurer des cycles thermiques $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$.

La figure 3.24 montre la portion initiale du profil thermique standard $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$ qui a une durée d'environ 61 min/cycle. La figure 3.25 montre la portion initiale du profil thermique sans paliers $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$ qui a une durée d'environ 43 min/cycle.

Le vieillissement isotherme à 125°C a été conduit dans une étuve HERAEUS. La quantification de l'essai de vieillissement isotherme se fait normalement en durée écoulée en stockage thermique. Afin d'associer l'effet de l'essai de vieillissement isotherme avec l'effet des paliers supérieurs de température, subis pendant l'essai de cyclage thermique standard, et afin d'établir l'équivalence entre les 3 types d'essais de vieillissement (cyclage standard avec paliers, cyclage thermique sans paliers et vieillissement isotherme), l'essai

de vieillissement isotherme est quantifié en cycles. Le cycle de stockage isotherme a une durée de 10 min/cycle (qui est la durée du palier supérieur d'un cycle standard). Le stockage a été réalisé de manière continue pour des multiples de 50 cycles. Tous les 50 cycles le stockage était interrompu afin de pouvoir récupérer des véhicules de test avant de relancer les prochains 50 cycles.

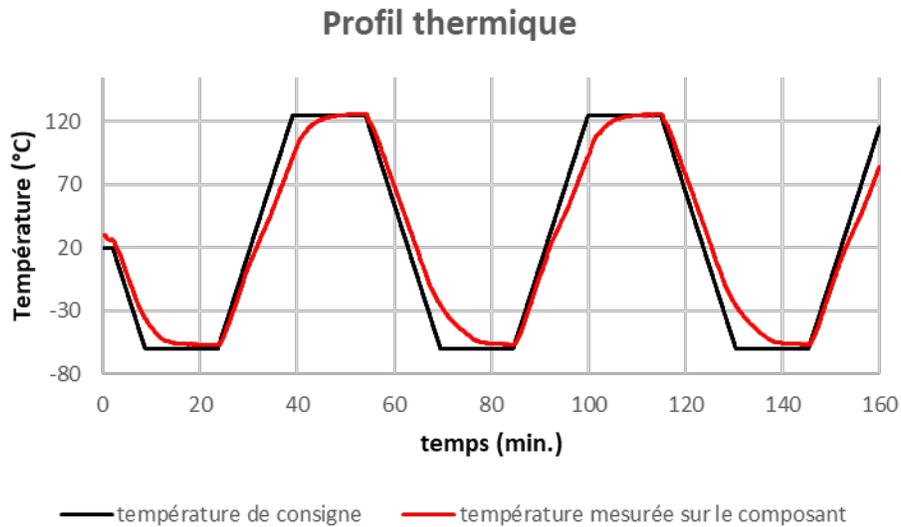


Figure 3.24 Début du profil thermique standard des condensateurs céramiques.

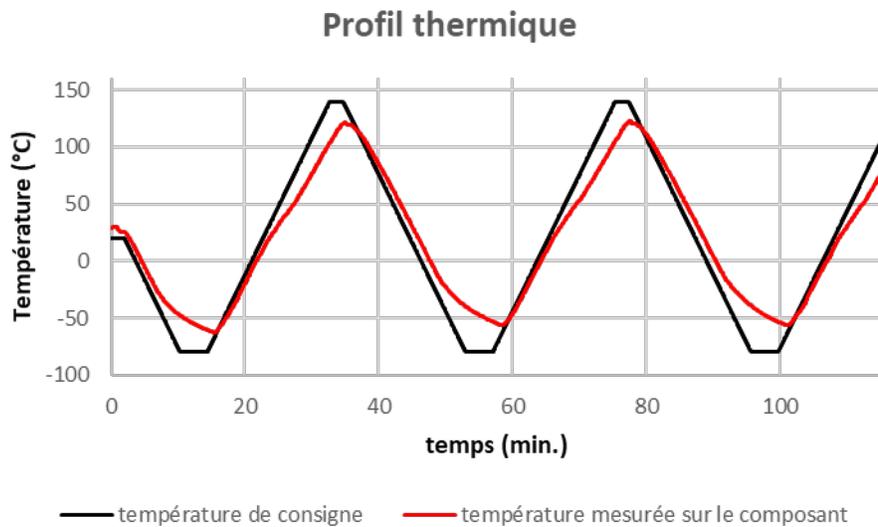


Figure 3.25 Début du profil thermique sans paliers des condensateurs céramiques.

65 condensateurs ont été utilisés. Ces 65 véhicules de test ont été divisés en lots de 5 échantillons. Le tableau 3.2 résume les conditions d'essai (nombre de cycles et type d'essai) endurées par les véhicules de test de chaque lot.

nombre de véhicules de test	nombre de cycles				
	0	50	100	200	400
cyclage standard $-55\text{ }^{\circ}\text{C}/125\text{ }^{\circ}\text{C}$ avec paliers	5	5	5	5	5
cyclage $-55\text{ }^{\circ}\text{C}/125\text{ }^{\circ}\text{C}$ sans paliers		5	5	5	5
stockage isotherme à $125\text{ }^{\circ}\text{C}$		5	5	5	5

Tableau 3.2 Nombre de condensateurs céramiques pour chaque condition d'essai.

Pour chaque type d'essai, 4 lots ont été introduits dans l'enceinte (ou l'étuve) et ont été récupérés chacun à son tour. Après la récupération, les véhicules de test d'un lot donné ont été enrobés, polis et préparés pour les observations par microscopies optique et électronique à balayage. La figure 3.22a montre l'emplacement approximatif des micro-sections sur les condensateurs.

3.5.3 Critère de *coarsening*

Le mot clé dans cette section du chapitre étant le *coarsening*, il fallait trouver un critère pertinent pour évaluer l'évolution de cet aspect de la microstructure des joints. Dans la littérature, on trouve deux niveaux de *coarsening* pour le SAC [9]. Le premier est le *coarsening* de la taille des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn dispersées dans le volume des joints SAC et qui jouent un rôle très important en bloquant le mouvement des dislocations [63]. Le deuxième est le *coarsening* au niveau des phases, eutectique et $\beta-Sn$.

Au début, le *coarsening* de la taille des Ag_3Sn a été considéré comme critère d'étude. Selon cette stratégie, le travail a commencé en appliquant, pour les joints de chaque condensateur (qui a déjà complété son essai de vieillissement), la méthode décrite par le diagramme de la figure 3.26. J'ai mis au point cette méthode afin de standardiser le mieux possible l'acquisition d'image de chaque joint. Après acquisition des images MEB, une binarisation et nettoyage sont réalisés sur le logiciel du MEB (voir figure 3.27).

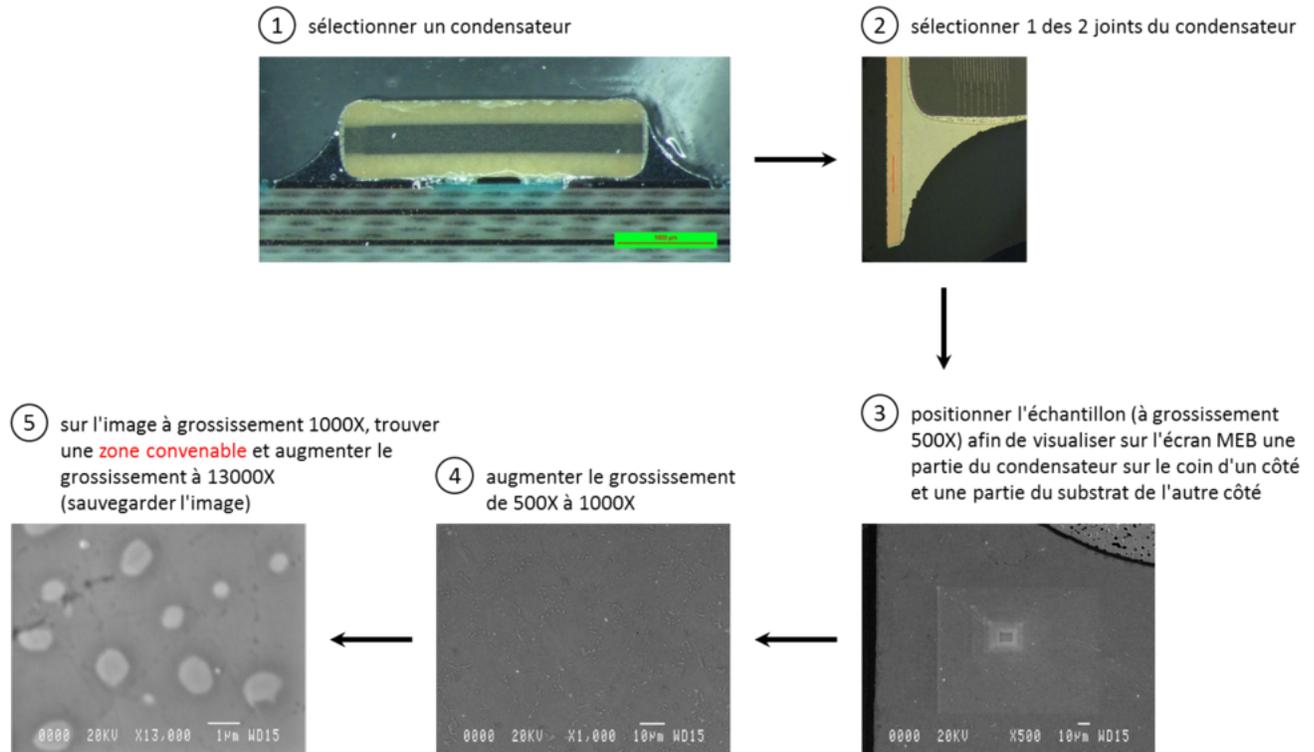


Figure 3.26 Méthode d'acquisition des images MEB.

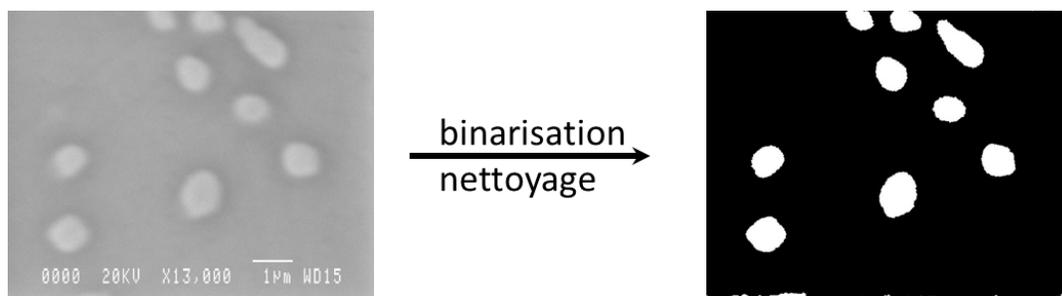


Figure 3.27 Binarisation des images MEB.

Après binarisation, le logiciel peut identifier et dénombrer les particules et calculer la surface, le périmètre et d'autres données spécifiques pour chacune. Le grossissement de 13000X permet d'avoir une précision sur les mesures de distance et des dimensions de 9,64 nm.

Au fur et à mesure de l'avancement du travail, c'était inévitable de remarquer l'impact du choix de la zone convenable (voir figure 3.26) sur les résultats. Le choix d'une zone convenable vise à choisir une zone riche en particules Ag_3Sn et à éviter les particules qui ont

une forme allongée. Le haut niveau d'hétérogénéité de la microstructure, particulièrement la taille des particules et l'espacement entre elles, nécessitait de prendre une multitude d'images MEB pour des zones adjacentes de chaque joint (pour conserver la précision des mesures à grossissement de $13000X$ et pour augmenter la taille de la zone étudiée) et d'augmenter le nombre de condensateurs par lot (voir tableau 3.2). Ceci étant impossible pour des raisons de temps et de matériel (le matériel nécessaire pour augmenter le nombre d'échantillons devrait avoir enduré des conditions similaires de stockage à température ambiante), il était donc indispensable de changer de stratégie.

Le *coarsening* au niveau des phases fut donc adopté comme critère d'étude et donc j'ai développé et appliqué une nouvelle stratégie. En ce qui concerne l'acquisition des images MEB, la déviation de ce qui est décrit par le diagramme de la figure 3.26 est principalement au niveau de l'étape 4. Les images MEB sauvegardées et sur lesquelles l'étude est menée sont des images à grossissement de $1000X$. Ensuite un traitement manuel de chacune des images MEB a été mené à l'aide du logiciel de CAO DraftSight afin d'obtenir des images binaires. La figure 3.28 montre un exemple d'un tel travail de traitement d'image.

Après le traitement d'image, les images (en niveau de gris de 0 à 255) sont transformées en des fichiers Excel à l'aide d'un simple code Python. Chaque cellule du fichier Excel représente un pixel avec tous les fichiers ayant la même taille de matrice de cellules. Puisque toutes les images MEB ont les mêmes dimensions et le même grossissement, un coefficient de *coarsening* sans unité a été défini afin de pouvoir évaluer de façon quantitative ce *coarsening*. Les coefficients sont calculés à partir des fichiers Excel. La figure 3.29 schématise l'algorithme que j'ai développé et employé pour déterminer le coefficient de *coarsening*. En divisant chacune des valeurs du coefficient de *coarsening* trouvées par la surface réelle du joint représentée par l'image MEB correspondante, des valeurs du coefficient par unité de surface seront obtenues. Un coefficient de *coarsening* par unité de surface permet de faire la comparaison avec d'autres études. La variance provenant de l'erreur de répétabilité a été déterminée en répliquant deux fois, pendant des périodes distinctes, et pour la même image MEB le travail de traitement manuel d'image et toutes les autres étapes ultérieures jusqu'à la détermination du coefficient de *coarsening*. Un écart type d'environ 1,2 a été trouvé. Lors de la présentation des résultats, on verra que cette erreur de répétabilité est négligeable par rapport à la variabilité intrinsèque et à la différence dans les conditions d'essai.

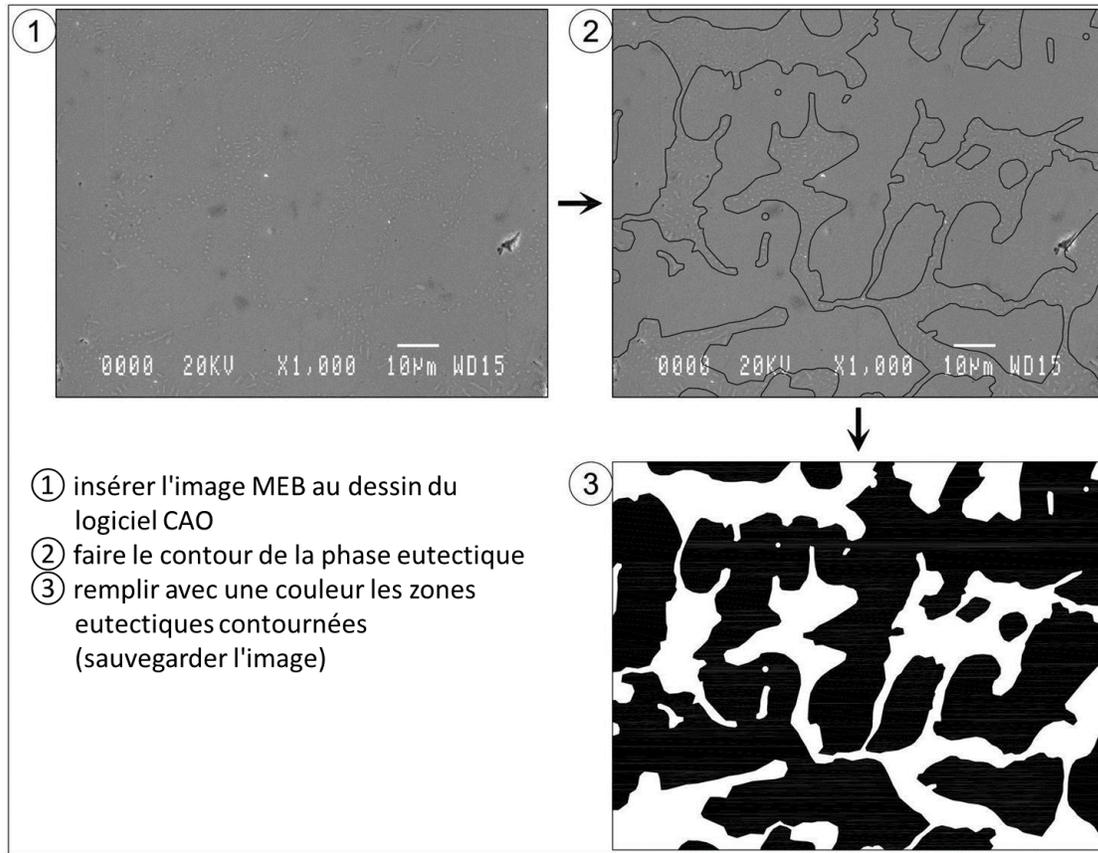


Figure 3.28 Méthode de traitement des images MEB.

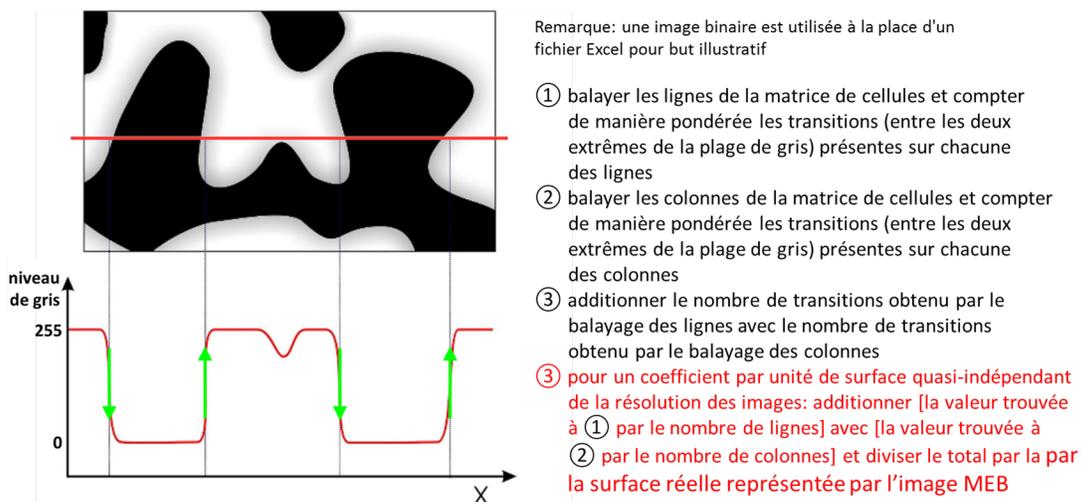


Figure 3.29 Algorithme pour déterminer le coefficient de *coarsening*.

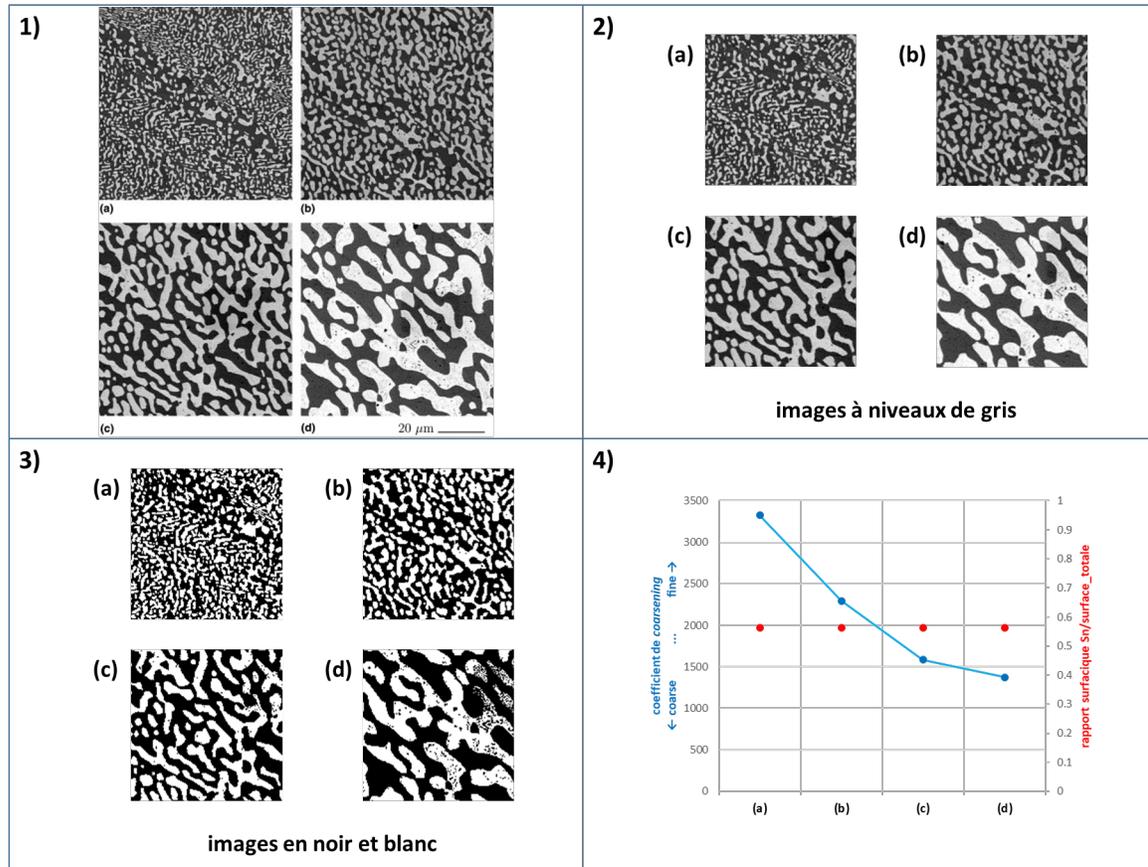


Figure 3.30 Exemple du *coarsening* d'une vraie microstructure.

La figure 3.30 présente l'évaluation du coefficient de *Coarsening* pour l'évolution d'une vraie microstructure. Cet exemple se base sur des images MEB extraites de [55] et qui montrent le *Coarsening* au niveau des phases du $Sn - Pb$ eutectique. Le cadre 1) présente la figure originale de la référence [55] et qui comprend les 4 images MEB. Le cadre 2) présente 4 images recadrées à partir des images du cadre 1) et qui ont la même taille. Les images du cadre 3) correspondent à la conversion de ceux du cadre 2) en noir et blanc. Le cadre 4) présente les résultats de coefficient de *coarsening* et de rapport surfacique pour les 4 images. Le recadrage a été répété par itération automatique afin que les 4 images du cadre 3) aient le même rapport surfacique. On voit clairement la réduction du coefficient avec le *coarsening* indépendamment du rapport surfacique. En effet, on s'attendait à ce que la valeur du coefficient pour l'image (d) soit plus faible si la conversion en noir et blanc de cette image était de meilleure qualité. Un deuxième exemple de *coarsening* d'une microstructure unidimensionnelle est fourni dans l'annexe C. Lors de la présentation des résultats, ces exemples s'avéreront utiles pour lever l'ambiguïté entre le *coarsening* et le

rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$. En effet, l'exemple du $Sn - Pb$ eutectique est utilisé à cette fin comme l'évolution du rapport surfacique est moins importante que celle du coefficient de *coarsening* et cela permet de présenter comment le *coarsening* peut avoir lieu indépendamment de l'évolution du rapport surfacique.

Il est important de mentionner que, comme la nouvelle stratégie exige un temps considérable pour le traitement de chaque image MEB, seuls le lot de condensateurs ayant subi 0 cycle et les 3 lots ayant subi 400 cycles (voir tableau 3.2) ont été considérés dans cette étude. Vu que cette étude exige des images MEB à grossissement de 1000X, seulement 8 joints par lot ont été considérés pour permettre l'exclusion des joints qui contiennent des *voids*, surtout dans la zone de l'images MEB, ou des joints pour lesquels des défauts de polissage sont présents. À la lumière de ce qui a été dit sur le sujet du critère de *coarsening*, on continue avec la présentation des résultats.

3.5.4 Résultats et discussion

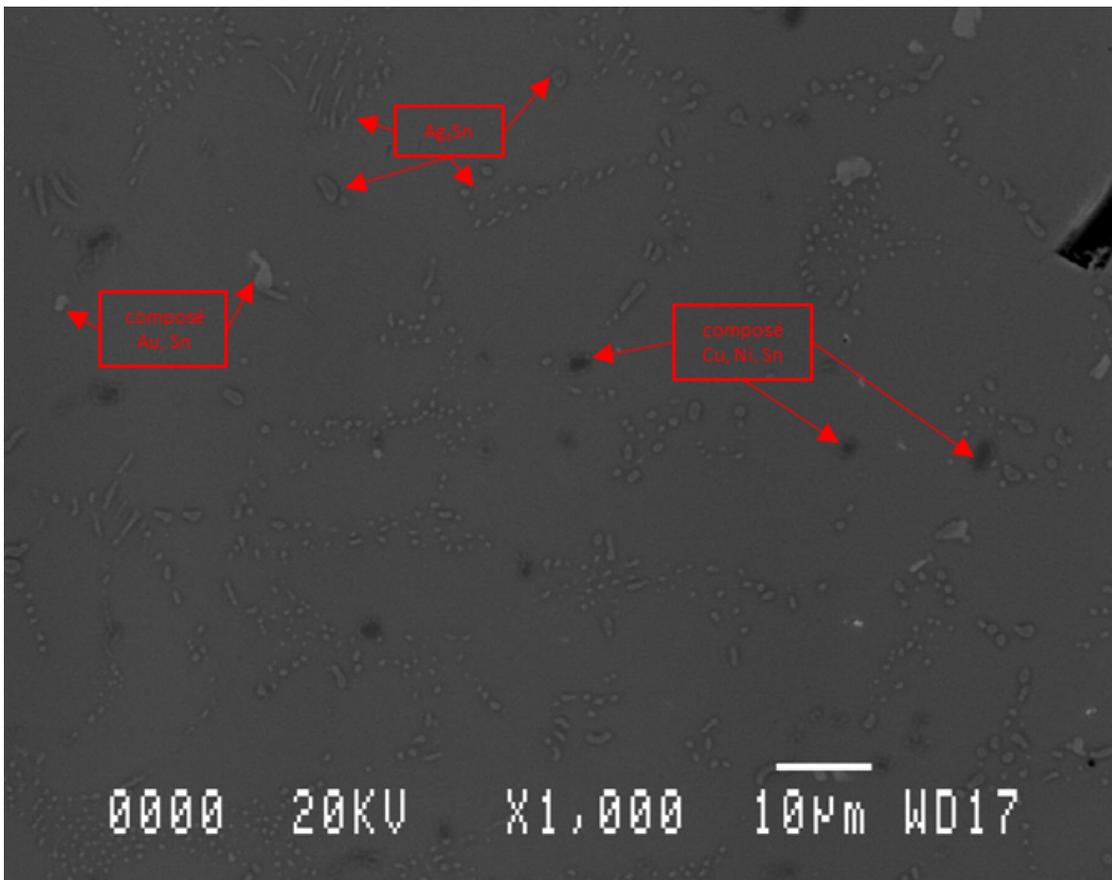


Figure 3.31 Microstructure des joints des condensateurs.

Malgré le fait que cette étude se concentre sur la microstructure à l'intérieur des joints de brasure, une analyse EDS des intermétalliques de contact a été réalisée afin d'examiner et de comprendre davantage les échantillons. On commence alors par la présentation de la microstructure en termes des espèces présentes à l'intérieur des joints et à proximité des métallisations d'interfaces. La figure 3.31 montre une image MEB en mode d'électrons rétrodiffusés. Le contraste de l'image permet de distinguer 3 variétés d'intermétalliques. Les plus clairs sont des intermétalliques à base de *Au* et *Sn* et les plus sombres sont des intermétalliques à base de *Cu*, *Ni* et *Sn*. La troisième variété d'intermétallique qui est la plus présente correspond au Ag_3Sn .

La figure 3.32 présente des analyses EDS ponctuelles réalisées pour identifier les intermétalliques de contact. Les données montrent que c'est un intermétallique à base de *Cu*, *Ni* et *Sn*.

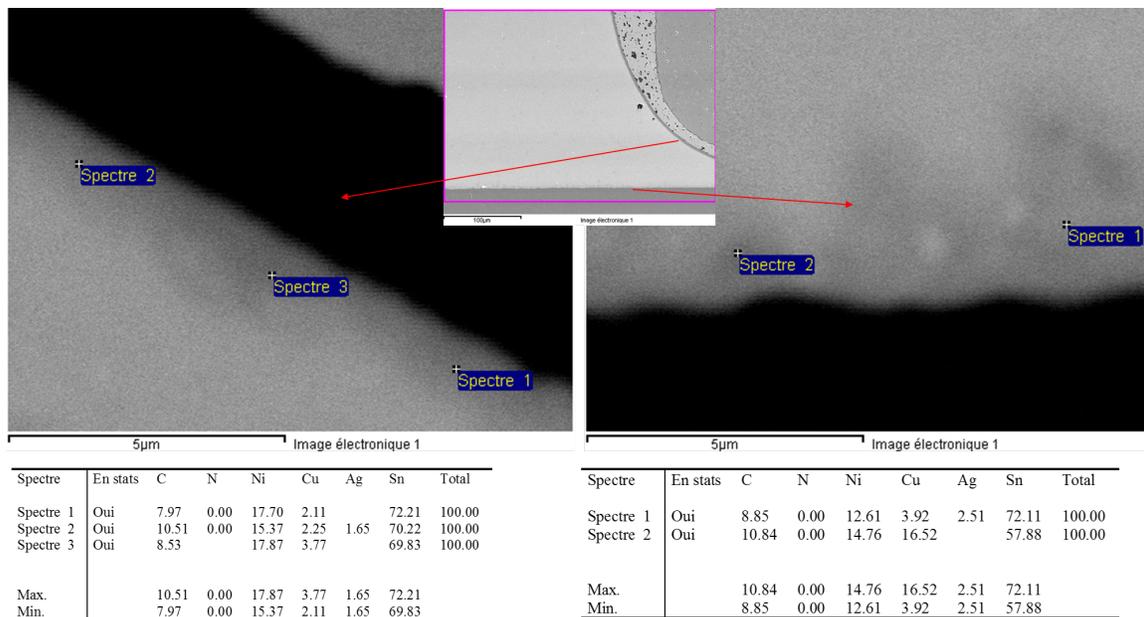


Figure 3.32 Analyses EDS ponctuelles sur les couches d'intermétalliques de contact.

Cette étude porte sur 4 lots (de condensateurs céramiques) de 8 joints chacun. Afin d'éliminer toute ambiguïté et de faciliter la présentation et la discussion des résultats, la nomenclature suivante sera employée :

- le lot de condensateurs qui avaient subi uniquement du stockage à température ambiante

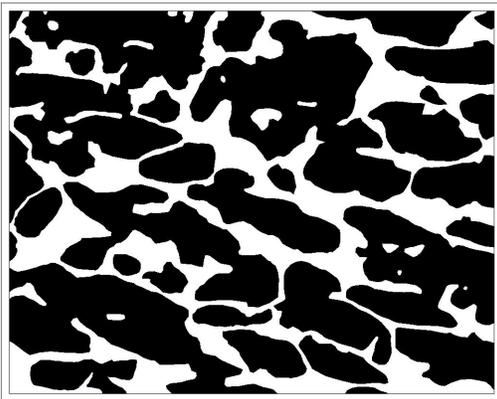
pour environ 3 ans sera dénommé lot_0 ;

- le lot de condensateurs qui avaient subi du stockage à température ambiante pour environ 3 ans et 400 cycles standards sera dénommé lot_standard ;

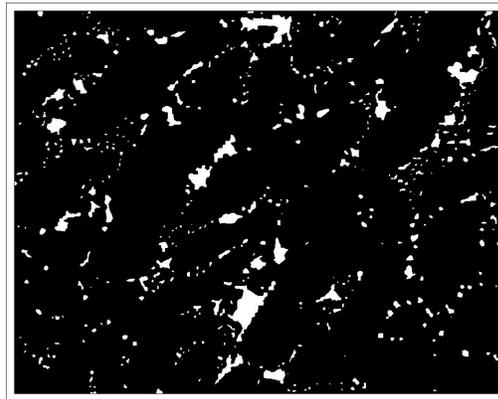
- le lot de condensateurs qui avaient subi du stockage à température ambiante pour environ 3 ans et 400 cycles sans paliers sera dénommé lot_sansP ;

- le lot de condensateurs qui avaient subi du stockage à température ambiante pour environ 3 ans et 400 cycles de stockage isotherme sera dénommé lot_isotherm ;

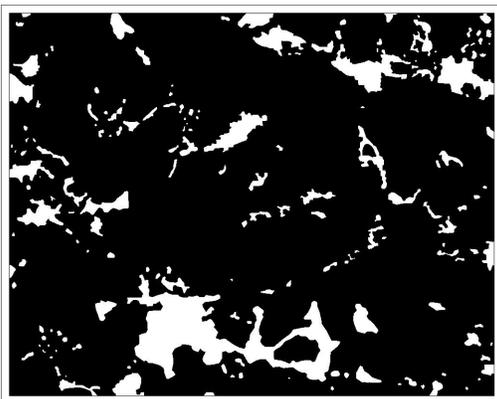
- toutes les données qui avaient été acquises dans un temps raisonnable (< 1 an) du moment de refusion des joints des condensateurs seront dénommées comme des données *fresh*.



(a) Exemple de lot_0 (749,808 ; 0,681)



(b) Exemple de lot_standard (155,649 ; 0,944)



(c) Exemple de lot_sansP (303,653 ; 0,876)



(d) Exemple de lot_isotherm (578,791 ; 0,736)

Figure 3.33 Exemples d'évaluation du coefficient de *Coarsening* et du rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$ (phase noire dans les images) correspondants aux 4 lots. Les résultats de l'évaluation sont présentés comme suit : (coefficient de *Coarsening* ; rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$)

Les coefficients de *coarsening* au niveau des phases eutectique et $\beta - Sn$ et les rapports surfaciques de la phase $\beta - Sn$ ont été évalués pour les joints de lot_0, lot_standard, lot_sansP et lot_isotherm. La figure 3.33 présente pour un exemple de chacun des 4 lots l'évaluation du coefficient de *Coarsening* et du rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$. Les valeurs de coefficient de *Coarsening* et du rapport surfacique sont indiquées au-dessous de chaque image selon le format : (coefficient de *Coarsening*; rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$).

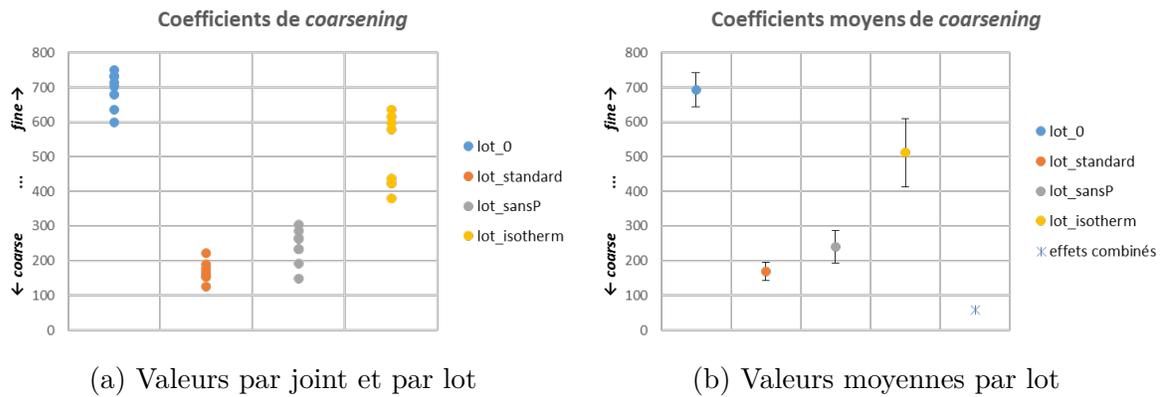


Figure 3.34 Résultats d'évaluation du coefficient de *coarsening*.

Les résultats de coefficients de *coarsening* au niveau des phases eutectique et $\beta - Sn$ sont présentés dans la figure 3.34.

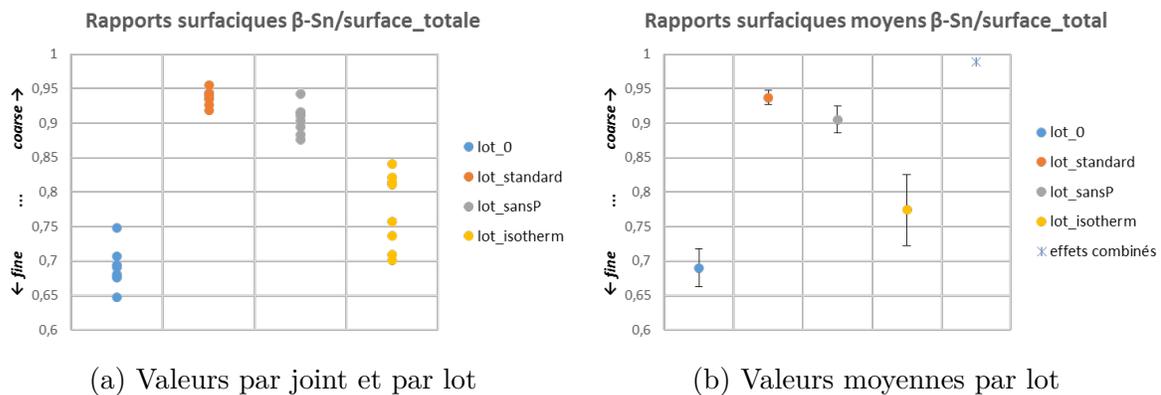


Figure 3.35 Résultats d'évaluation du rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$.

Les résultats de rapports surfaciques de la phase $\beta - Sn$ sont présentés dans la figure 3.35.

De manière générale, on remarque que pour les 3 types de conditions d'essai, il y a eu augmentation du *coarsening* et augmentation du rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$ au détriment de la phase eutectique. Le *coarsening* de la microstructure était attendu sous l'effet des différents essais de vieillissement. Par contre, la réduction du rapport surfacique de la phase eutectique, surtout dans une telle mesure, était inattendue.

Sur les figures 3.34 et 3.35 on trouve des points de données correspondants aux effets combinés du cyclage thermique sans paliers et du stockage isotherme à 125 °C. Ces points représentant les effets combinés correspondent, en termes de valeur moyenne du coefficient de *coarsening* ou du rapport surfacique, à réduire la valeur de lot_0 de la somme des différences entre les valeurs de lot_sansP et de $lot_isotherm$ par rapport à lot_0 . Ces effets combinés ont plus d'impact sur l'évolution de la microstructure (un coefficient de *coarsening* inférieur et un rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$ plus élevé) que le cyclage standard. Ces résultats montrent que faire une superposition linéaire de différentes conditions d'essai afin d'estimer l'évolution de la microstructure est loin d'être la bonne solution. L'évaluation du niveau de confiance correspondant à cette différence dans les effets avec le test de *Student* pour la comparaison des moyennes montre que cette différence est significative pour un niveau de confiance de 95%.

En d'autres termes, ces résultats donnent tort, quand il s'agit du SAC, à l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage popularisée par *Miner*. On a déjà discuté dans le chapitre 2 l'influence de cette hypothèse sur la modélisation de la fatigue. On a aussi mentionné que la non validité de cette hypothèse pour le SAC a été démontrée sans enquêter au niveau de la microstructure. Dans ce travail l'étude est dédiée à l'investigation de la microstructure. Elle a été menée sur la base d'un cycle thermique en démantelant et en dissociant le cycle thermique standard. En effet, la fatigue thermomécanique associée au vieillissement par cyclage thermique est une alternance entre les conditions de pure fatigue et les conditions de fatigue par fluage couplées au vieillissement isotherme.

Dans la littérature, on trouve des travaux de recherche qui montrent la sensibilité de l'espérance de vie des joints de brasure, évaluée par cyclage thermique, aux paramètres du profil de température (températures et durées des paliers de température et les vitesses de montée ou de descente des rampes) et au type de profil (trapézoïdal ou sinusoidal) [8, 11, 31]. L'espérance de vie des joints de brasure d'assemblages microélectroniques sou-

mis à des essais de vieillissement par cyclage thermique est dictée par l'évolution de l'état de leur microstructure. Si l'espérance de vie des joints est sensible aux paramètres et au type du profil de température, alors l'évolution de la microstructure est sensible aussi à ces facteurs. On rappelle aussi le travail de *Borgesen et al.* [7] présenté dans le chapitre 2 et qui insiste sur l'importance de considérer explicitement le *coarsening* pour l'évaluation de la fatigue des joints SAC. Dans ce travail, la distance de séparation entre les Ag_3Sn est un facteur crucial. Cette distance de séparation est bien prise en compte dans l'évaluation du coefficient de *coarsening* durant le traitement manuel des images MEB, schématisé par la figure 3.28, et précisément en faisant le contour de la phase eutectique. L'évaluation visuelle de la continuité et de la définition de l'interface de la phase eutectique avec la phase $\beta - Sn$ correspond à une tâche de *clustering* avec une distance de séparation supérieure à environ $5\ \mu\text{m}$ comme critère de rupture de la continuité de phase eutectique. Le travail de *Terashima et al.* [85] montre que moins la distribution spatiale des Ag_3Sn dans la microstructure est agrégée, plus la résistance des joints SAC à la fatigue augmente. Le *coarsening* au niveau des phases étant tout au sujet de l'évaluation de la distribution spatiale d'une phase dans une autre, le coefficient de *coarsening* évalue la distribution spatiale de la phase eutectique dans la phase $\beta - Sn$. Alors ce coefficient évalue ainsi de manière approximative la distribution spatiale des Ag_3Sn , présents dans la phase eutectique, dans l'ensemble de la microstructure. Plus une microstructure est *coarse*, moins les Ag_3Sn sont dispersées à l'intérieur de cette microstructure. La non validité de l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage pour le SAC a été démontrée dans la littérature, en alternant entre différents types et conditions d'essai de vieillissement. Elle a conduit à la conclusion que la prise en compte de l'historique de chargement est nécessaire [27, 28, 65, 70]. Par analogie, la démonstration de la non validité de cette hypothèse sur la base de la variation des conditions pendant un cycle thermique suggère l'exigence de traiter les paramètres du profil de température comme un ensemble lors de l'évaluation de l'espérance de vie d'un certain composant ou assemblage microélectronique. Cela signifie que, comme un cycle thermique est composé de 4 phases (palier supérieur de température, palier inférieur et une rampe de montée et une autre de descente), chacune de ces 4 phases influence le vieillissement du joint de brasure de façon non indépendante des 3 autres. Il est donc fondamental de traiter les paramètres d'un cycle comme un ensemble lors de la prévision de l'espérance de vie d'un assemblage microélectronique. Ainsi, la sensibilité de l'espérance de vie par rapport à un certain paramètre dépendra des gammes de valeurs des autres paramètres. Ceci implique que les modèles de fatigue doivent considérer tous les paramètres du profil de température dans un seul terme mathématique qui permet de faire la corrélation entre eux. Ceci implique aussi qu'il faut tenir compte de la variance de

l'estimation de l'espérance de vie liée aux déviations des conditions d'utilisation de la vie opérationnelle par rapport au profil de mission défini par le fabricant.

Concernant le *coarsening* au niveau des phases (eutectique et $\beta - Sn$) évalué par le coefficient défini dans cette section du chapitre et en comparant les écart-types des lots `lot_standard`, `lot_sansP` et `lot_isotherm` avec l'écart-type de `lot_0`, on remarque des tendances qui sont différentes pour chacune des 3 conditions d'essai. Le cyclage standard semble avoir homogénéisé la microstructure au niveau de l'ensemble des joints du lot puisque l'écart-type de `lot_standard` est bien inférieur à celui de `lot_0`. Le cyclage sans paliers semble n'avoir quasiment pas eu d'effet sur l'homogénéité de la microstructure puisque l'écart-type de `lot_sansP` est légèrement inférieur à celui de `lot_0`. Le stockage isotherme semble avoir hétérogénéisé la microstructure au niveau de l'ensemble des joints du lot puisque l'écart-type de `lot_isotherm` est bien supérieur à celui de `lot_0`. Les mêmes remarques sont applicables au rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$. Il faut rappeler que la durée totale d'essai de `lot_isotherm` était de 4000 min tandis que la durée totale d'essai de `lot_standard` était d'environ 25 000 min. Cela met en évidence le fait que la raison derrière la différence de tendance est de nature physique et mécanistique. Le phénomène de diffusion dont le rôle est bien connu pour le vieillissement isotherme, qui domine le fluage [2] et qui est de nature stochastique, est le premier suspect derrière cette différence de tendance.

Pour vérifier que la pure fatigue et la fatigue par fluage couplée au vieillissement isotherme ont des effets différents sur l'homogénéité de la microstructure, le test de *Levene* [43] est utilisé. Ce test permet d'évaluer l'homogénéité de la variance. En appliquant ce test statistique pour comparer les écart-types des lots `lot_standard`, `lot_sansP` et `lot_isotherm` avec l'écart-type de `lot_0`, on trouve respectivement 0,109253, 0,895744 et 0,000755 comme *p-value*. Cela signifie que l'hypothèse d'égalité des variances avec `lot_0` pour un niveau de signification de 0,01 est acceptée pour `lot_sansP` et rejetée pour `lot_isotherm` tandis qu'elle ne peut être rejetée pour `lot_standard` que pour un niveau de signification de 0,15.

Afin d'explorer l'origine de cette différence de tendance, on va dresser deux diagrammes. Le premier, représenté par la figure 3.36a, a les valeurs de la ligne 2 du tableau 3.3 en ordonnées et les valeurs de la ligne 6 en abscisses. Le deuxième diagramme, représenté par la figure 3.36b, a les valeurs de la ligne 4 du tableau 3.3 en ordonnées et les valeurs de la ligne 8 en abscisses. Ces deux diagrammes permettent de révéler la corrélation entre les coefficients de *coarsening* et les rapports surfaciques $\beta - Sn$ /surface_totale correspondante

de l'état évolué de la microstructure de chacun des 3 lots en termes de valeurs moyennes et d'écart-types. Les valeurs translattées sont obtenues en soustrayant la valeur d'un lot à celle de lot_0. Ces valeurs translattées sont utilisées comme on considère que lot_0 représente la microstructure de référence pour les 3 autres lots. Cela permettra d'évaluer la corrélation entre les variations des coefficients de *coarsening* et des rapports surfaciques $\beta - Sn/surface_totale$ par rapport à l'état de référence représenté par lot_0.

		lot_0	lot_standard	lot_sansP	lot_isotherm	
1	coefficients moyens de <i>coarsening</i>	692,686	169,87	240,449	511,416	
2		0	-522,816	-452,237	-181,27	valeurs translattées
3	écart-type des coefficients de <i>coarsening</i>	48,508	26,699	47,326	98,06	
4		0	-21,809	-1,182	49,552	valeurs translattées
5	rapports surfaciques moyens $\beta - Sn/surface_totale$	0,69	0,937	0,905	0,774	
6		0	0,247	0,215	0,084	valeurs translattées
7	écart-type des rapports surfacciques $\beta - Sn/surface_totale$	0,027	0,01	0,02	0,051	
8		0	-0,017	-0,007	0,024	valeurs translattées

Tableau 3.3 Paramètres des distributions de coefficients de *coarsening* et de rapports surfacciques $\beta - Sn/surface_totale$.

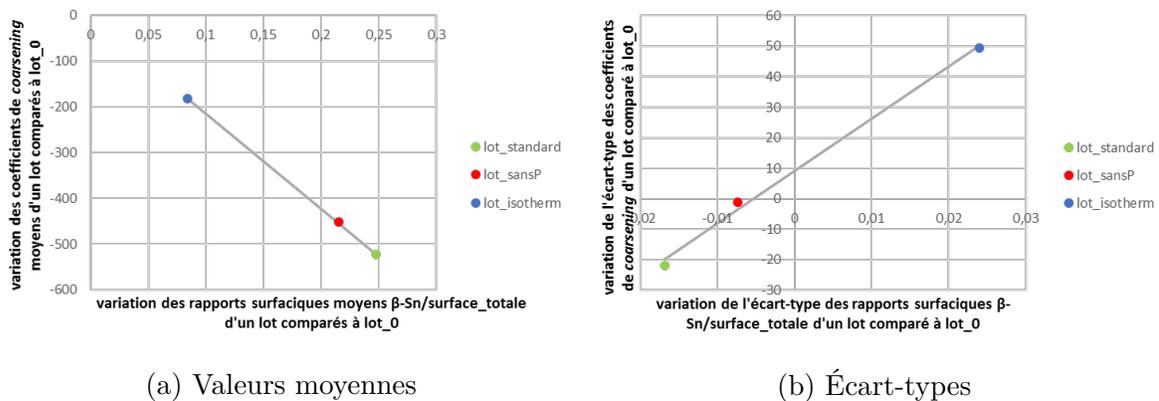


Figure 3.36 Corrélation entre les paramètres des distributions de coefficients de *coarsening* et de rapports surfacciques $\beta - Sn/surface_totale$.

Les diagrammes de la figure 3.36 montrent une très bonne corrélation entre les coefficients de *coarsening* et les rapports surfacciques $\beta - Sn/surface_totale$ et par conséquent une très bonne corrélation entre les coefficients de *coarsening* et les rapports surfacciques

phase_eutectique/surface_totale. Cette corrélation suggère que le *coarsening* est principalement causé par l'expansion de la phase $\beta - Sn$. Le rapport surfacique de la phase eutectique étant étroitement lié à la présence des particules Ag_3Sn , cette expansion est probablement principalement causée par la dissolution du Ag dans le $\beta - Sn$. Cela ne nie pas le fait que certaines particules Ag_3Sn vont absorber une partie du Ag dissout et grossir [23]. Il est important de noter le contraste entre le *coarsening* au niveau des phases (eutectique et $\beta - Sn$) du SAC305, qu'on vient de décrire, et le *coarsening* au niveau des phases du $Sn - Pb$ eutectique présenté par la figure 3.37 et qui semble conserver les rapports surfaciques des deux phases. Ceci pourrait être expliqué par le faible pourcentage de Ag contenu dans le SAC305 et/ou le fait que l'intégrité de la phase eutectique du SAC dépend sur la dispersion de particules de taille nanométrique, qui sont relativement plus simples à être dissoutes, tandis que les phases du $Sn - Pb$ eutectique sont relativement plus stables en raison de leur taille micrométrique.

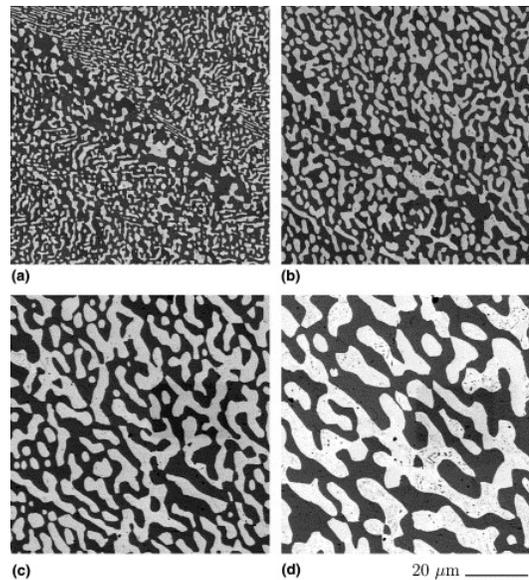


Figure 3.37 *Coarsening* au niveau des phases du $Sn - Pb$ eutectique [55].

Au cas où le *coarsening* au niveau des phases est principalement causé par l'expansion de la phase $\beta - Sn$, c'est logique de s'attendre à avoir une tendance à long terme de réduction de l'écart-type des coefficients d'un lot plus les conditions de vieillissement sont sévères car la microstructure tend à converger vers une seule phase. En effet, dans ce cas plus les conditions de vieillissement sont sévères plus il y aura de *coarsening* et plus la phase $\beta - Sn$ dominera la microstructure. Mais à court terme, le phénomène de diffusion qui, en raison

de sa nature stochastique [30, ch. 10], ajoute du caractère aléatoire à l'état initial estimé comme étant la dispersion des valeurs de coefficient de *coarsening* de `lot_0`, a tendance à rendre la microstructure hétérogène au niveau de l'ensemble des joints d'un lot en augmentant l'écart-type du lot de valeurs de coefficient de *coarsening*. En comparaison avec le cas du stockage isotherme, le phénomène de diffusion dans le cas du cyclage thermique sans paliers et dans le cas du cyclage thermique standard est actif dans un milieu avec un gradient de contrainte. Cela va favoriser le déplacement des atomes vers les régions les plus contraintes [22] créant ainsi une tendance, à court terme, à homogénéiser la microstructure au niveau de l'ensemble des joints d'un lot en diminuant l'écart-type du lot de valeurs de coefficient de *coarsening* en favorisant la diffusion des atomes selon certaines directions et en ajoutant ainsi du caractère déterministe à l'état initial. La différence entre le cyclage thermique sans paliers et le cyclage thermique standard pourrait être la mobilité supplémentaire des atomes gagnée pendant les paliers supérieurs de température et qui pourrait rendre le déplacement des atomes vers les régions favorisées plus efficace.

Pour évaluer la variabilité du niveau de *coarsening* sur un lot de micro-sections, le coefficient de *coarsening* est adopté comme critère de quantification de ce niveau pour la totalité d'une zone de microstructure. Tandis qu'on trouve dans la littérature des travaux qui évaluent la variabilité et l'homogénéité du niveau de *coarsening* local pour la microstructure d'une micro-section donnée [22, 88].

Observations intéressantes

En comparant les images MEB des joints des 4 lots à l'interface du côté des condensateurs avec des images de données *fresh*, on remarque le développement d'une bande dépouillée de particules Ag_3Sn sous l'effet du stockage à température ambiante pour environ 3 ans. La bande est présente dans les joints des 4 lots mais elle est la plus accentuée et la plus étendue dans le cas du stockage isotherme (lot_ishootherm). La figure 3.38 montre une telle bande pour des joints de lot_ishootherm. Le Ag pourrait être dissous dans le $\beta - Sn$ et même assimilé par les intermétalliques de contact (voir figure 3.32).

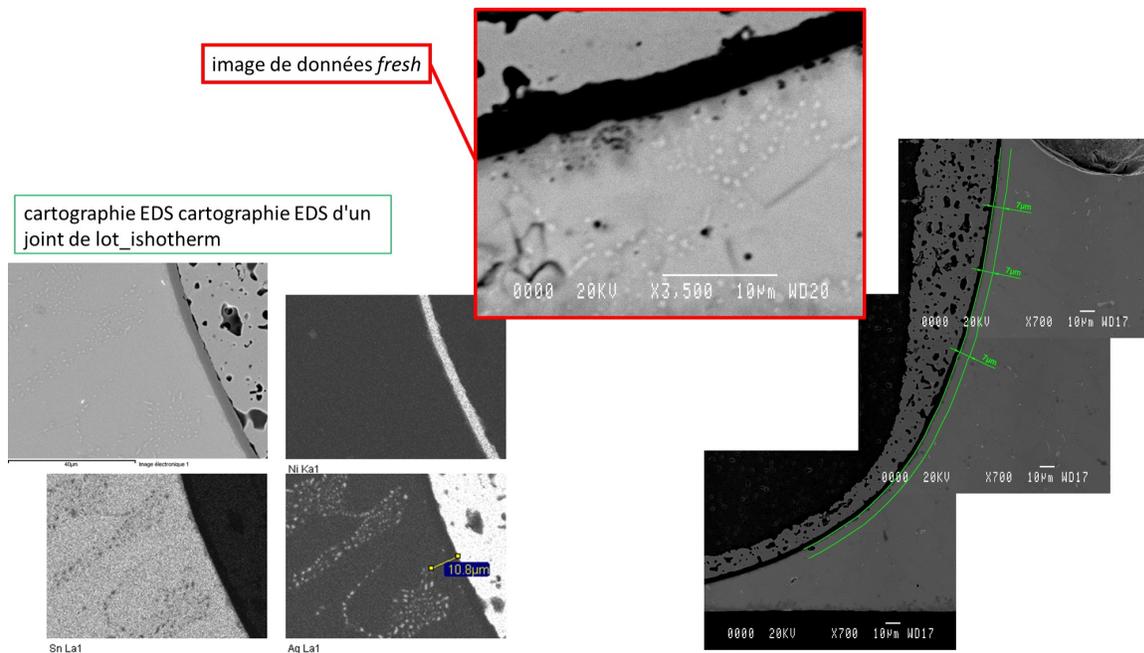


Figure 3.38 Bande dépouillée de particules Ag_3Sn .

Au cours de ce travail, il a été remarqué, concernant la fine couche de brasure sous les condensateurs, qu'il y avait une dimension critique d'environ $10 \mu m$ au-dessous de laquelle il n'y a pas formation de phase eutectique juste une présence modeste de précipités Ag_3Sn aléatoirement dispersés. La figure 3.39 montre des images MEB pour des joints de lot_0 mais aussi pour des données *fresh*.

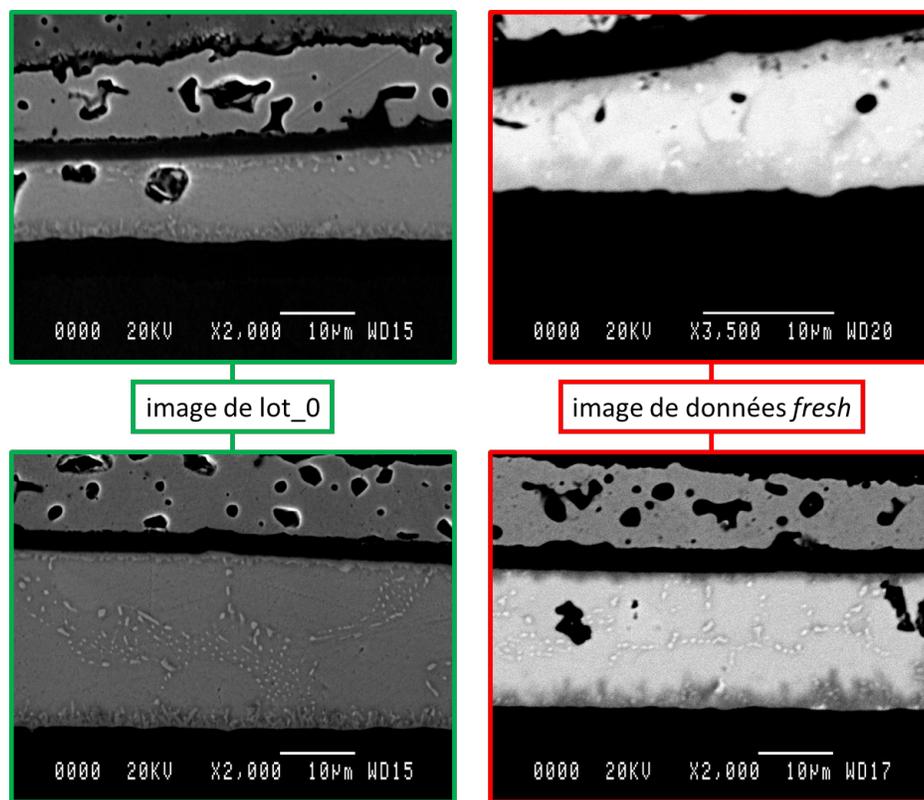


Figure 3.39 Couche de brasure au-dessous des condensateurs.

3.6 Conclusion

La microstructure des joints de brasure SAC dicte leurs caractéristiques mécaniques et la dégradation de ces dernières est l'une des principales raisons de la défaillance des joints. La vie opérationnelle d'un composant microélectronique est souvent précédée par une période de stockage qui peut varier en général entre quelques mois à quelques années. Le *coarsening* de la microstructure des joints se produit dès la solidification du joint et est un facteur important de l'évolution de la microstructure.

On a présenté dans ce chapitre des boîtiers BGA qui avaient été stockés à température ambiante pour environ 14,5 ans et qui ont été étudiés pour évaluer l'effet du stockage pour de si longues durées et pour évaluer l'effet du cyclage thermique sur les joints ayant de telle conditions de pré-vieillessement.

Aucun effet du cyclage thermique sur l'évolution de la microstructure n'a été observé par imagerie optique (pour un maximum de 500 cycles). Je pense que c'est l'adoucissement du matériau de brasure sous effet du vieillissement isotherme qui en est responsable comme le suggère mes observations et l'adoucissement du SAC conduit par le vieillissement [98]. Par contre, l'effet du stockage à température ambiante est bien clair et se manifeste par la formation d'une couche d'intermétalliques $(Ni_{1-x}Cu_x)_3Sn_4$ dans la section du joint. L'utilisation du *Ni* et *Co* comme métallisation d'interface a empêché la formation d'une couche d'intermétalliques de contact. Ainsi la diffusion du *Ni* a persisté tout en modifiant continuellement la composition du joint et tout en fournissant le *Ni* nécessaire à la formation et la croissance de l'intermétallique à base de *Cu*, *Ni* et *Sn*. Ces intermétalliques compliquent davantage la microstructure des joints et pourraient être source de multiples problèmes. Donc dans le cadre de cette étude, la métallisation d'interface en *Ni* et *Co* s'est montrée plus problématique que la métallisation d'interface en *Ni*.

Dans ce chapitre, on a présenté aussi une étude menée sur des condensateurs céramiques qui avaient été stockés à température ambiante pour environ 3 ans. L'objectif de l'étude était d'essayer de comprendre comment, pendant le cyclage thermique standard, les rampes de montée et de descente en température et les paliers supérieurs de température prennent relais et collaborent pour mener à la dégradation de la qualité des joints. Il fallait donc évaluer la différence entre ces deux conditions d'essai, le cyclage thermique sans paliers étant la première et le stockage isotherme étant la deuxième, en termes d'impact sur la microstructure et aussi explorer les causes des différences. Le cyclage thermique standard,

qui comporte à la fois les rampes de montée et de descente et les paliers supérieurs, a été considéré comme la troisième condition d'essai.

Le *coarsening* au niveau des phases, eutectique et $\beta - Sn$, a été adopté comme critère d'évaluation de la microstructure. Le rapport surfacique $\beta - Sn$ /surface_totale a été évalué afin de fournir des informations supplémentaires sur l'état de la microstructure. Une augmentation du *coarsening* et une augmentation du rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$ ont été remarqués pour les trois conditions d'essai. Les résultats ont montré différentes tendances entre les trois conditions en termes de leur impact sur l'homogénéité de l'état de *coarsening* de la microstructure. La nature stochastique du phénomène de diffusion et la tendance que ce phénomène présente dans un gradient de contrainte ont permis de fournir une explication aux différentes tendances d'homogénéité observées. La corrélation entre les données du coefficient de *coarsening* et du rapport surfacique $\beta - Sn$ suggère que le *coarsening* au niveau des phases du SAC305 est causé par l'expansion de la phase $\beta - Sn$ au détriment de la phase eutectique. L'expansion de la phase $\beta - Sn$ est probablement principalement causée par la dissolution du Ag dans le $\beta - Sn$. On a aussi remarqué le développement d'une bande dépouillée de particules Ag_3Sn à l'interface des joints avec les condensateurs sous l'effet du stockage à température ambiante pour environ 3 ans.

Ce chapitre était dédié à l'investigation de l'évolution de la microstructure sous effet du vieillissement. Le chapitre suivant se concentrera sur l'évolution de la caractéristique de plasticité sous effet du vieillissement. En fait, ces travaux sont nécessaires pour permettre l'établissement du lien direct microstructure et la visco-plasticité.

CHAPITRE 4

Évaluation des effets du vieillissement avec cyclage thermique sur la caractéristique de plasticité d'alliage à base de SAC305

4.1 Introduction

Les contraintes thermomécaniques subies par un joint au cours de sa vie contribuent de manière fondamentale à sa défaillance. Ces contraintes qui varient régulièrement avec le temps sont induites par la différence en coefficient d'expansion thermique et par la dissipation thermique par effet Joule, qui varie principalement à cause de l'allumage et de l'arrêt séquentiels des équipements électroniques, sans parler de l'impact supplémentaire de l'environnement. Même si le cyclage thermique d'un composant microélectronique ne permet pas de répliquer toutes les conditions réelles du cyclage en mode d'opération normale [18], les essais de vieillissement accélérés passifs par cyclage thermique restent le moyen le plus largement utilisé pour évaluer la fiabilité des joints de brasure.

Les simulations par EF du cyclage thermique sont souvent employées, en complément des essais expérimentaux, pour déterminer l'espérance de vie des joints de brasure. On peut parfois mettre en doute les résultats, car leur exactitude est étroitement liée au degré de précision avec lequel les modèles qui décrivent le comportement des matériaux permettent de représenter la réalité. Les modèles de comportement mécaniques fournis aux simulations par EF traditionnelles sont des modèles qui n'évoluent pas en fonction du vieillissement tandis que les caractéristiques mécaniques des joints évoluent constamment, notamment sous condition de stockage à température élevée (proche de 100 °C) [60]. En fait, les conditions de vieillissement par cyclage thermique sont bien différentes de celle du vieillissement par stockage isotherme. La différence de l'impact de différentes conditions de vieillissement sur la microstructure, donc sur les propriétés mécaniques du matériau, a déjà été présentée dans le chapitre 3.

Une expérience a donc été conduite, dans laquelle des échantillons en configuration de joints à simple recouvrement sont préparés par refusion en utilisant des préformes de brasure SAC305 et des barrettes d'Invar. Les échantillons sont divisés en 3 lots. Chacun des lots est destiné à représenter un niveau de vieillissement différent. Pour un lot donné, les échantillons endurent du cyclage thermique après avoir été fixés sur des véhicules de test en aluminium afin d'assurer l'effet de la différence en coefficient d'expansion thermique entre les deux supports auxquels s'attache le joint. Les échantillons sont testés mécaniquement en cisaillement et les résultats sont analysés vis-à-vis du niveau de vieillissement.

Tout en appliquant une méthodologie reproductible, qu'on verra par la suite, et en tenant compte de la variabilité intrinsèque du SAC, l'expérience a été planifiée et réalisée et les données ont été analysés dans le but de répondre à l'objectif suivant :

➤ évaluer l'effet du vieillissement avec cyclage thermique sur la caractéristique de plasticité de joints SAC305 à simple recouvrement en se basant sur les courbes de contrainte-déformation mesurées en cisaillement.

Ce chapitre sera divisé en deux parties principales. La première partie traitera de la méthodologie expérimentale et la deuxième partie présentera les données expérimentales et leur traitement. Dans la première partie on développe la méthode de fabrication des échantillons, l'essai de vieillissement avec tous les détails associés et les tests mécaniques. Dans la deuxième partie on présente principalement les données expérimentales, le traitement des données, les constats dérivés et les résultats de simulation par EF. À la fin du chapitre, une conclusion générale est fournie.

4.2 Méthodologie expérimentale

4.2.1 Fabrication des échantillons

Les échantillons qui ont été utilisés dans cette expérience comportent des joints SAC à simple recouvrement obtenus par refusion. Des barrettes d'Invar ont été utilisées comme substrats pour les joints. Le choix de l'Invar est justifié par les caractéristiques thermiques et mécaniques de ce matériau (un très faible coefficient d'expansion thermique et une très bonne stabilité thermique [24]) qui sont très appréciées puisqu'on ne l'utilise qu'en tant que substrat et on souhaite minimiser toutes interférences possible avec les résultats. Ces barrettes ont été achetées auprès du fabricant Hi-Rel Lids. Le fabricant avait réalisé une phase de l'usinage et le revêtement de métallisation. Cette métallisation des barrettes est en *Ni* et *Au*. L'épaisseur de la finition en *Ni* est d'environ $3,75\mu\text{m}$ tandis que l'épaisseur de la couche de passivation en *Au* est $<0,3\mu\text{m}$. Le concept des barrettes comprend une forme de languette d'une extrémité et un trou de l'autre. Les languettes sont de $5\text{ mm}\times 5\text{ mm}$ et servent comme base de contact pour les joints. Les dimensions d'une barrette sont 15 mm de largeur, 53 mm de longueur avec la languette et $2,5\text{ mm}$ d'épaisseur. Les barrettes avaient subi une deuxième phase d'usinage dans l'atelier mécanique à l'IMS. Ensuite un travail d'ébavurage manuel est fait pour rétablir la planéité de toutes les facettes de la barrette. La figure 4.1 montre une barrette après usinage. Les emplacements, où la deuxième phase d'usinage a été faite, sont marqués en bleu. L'astérisque en rouge marque la base de contact du joint. Le trait en vert marque les faces de la languette qui sont perpendiculaires à la base de contact et qui nécessitent un travail de polissage de précision fait à la main avec du papier *SiC*.



Figure 4.1 Barrette d'Invar après usinage.

Le travail d'usinage marqué par le rectangle bleu sur la figure 4.1 et le travail de polissage manuel sont indispensables pour délimiter la base de contact du joint et réduire la mouillabilité de toutes les surfaces directement adjacentes à la surface de la base de contact. On verra plus tard le rôle des deux trous de la barrette.

Les premiers essais de fabrication d'échantillons ont été faits en utilisant des substrats en céramique et du ruban adhésif, pour applications à haute température, pour aligner les barrettes et les fixer en position (de manière similaire à d'autres travaux de recherches [71, 72]). Cette technique ne permettait pas d'assurer une bonne reproductibilité. Ainsi, j'ai imaginé et conçu un bloc d'alignement pour assurer l'alignement des barrettes, un bon contrôle de l'épaisseur du joint et une bonne reproductibilité du procédé de fabrication. La figure 4.2 montre le bloc seul et avec les barrettes en position et montre aussi le pochoir métallique de 100 μm d'épaisseur utilisé pour étaler la crème à braser sur la base de contact d'une des deux barrettes avant de les placer sur le bloc. Le motif, de 5 mm \times 5 mm, sur le pochoir a été réalisé par découpe au laser afin d'avoir un travail de haute précision et minimiser les déformations de la matière.

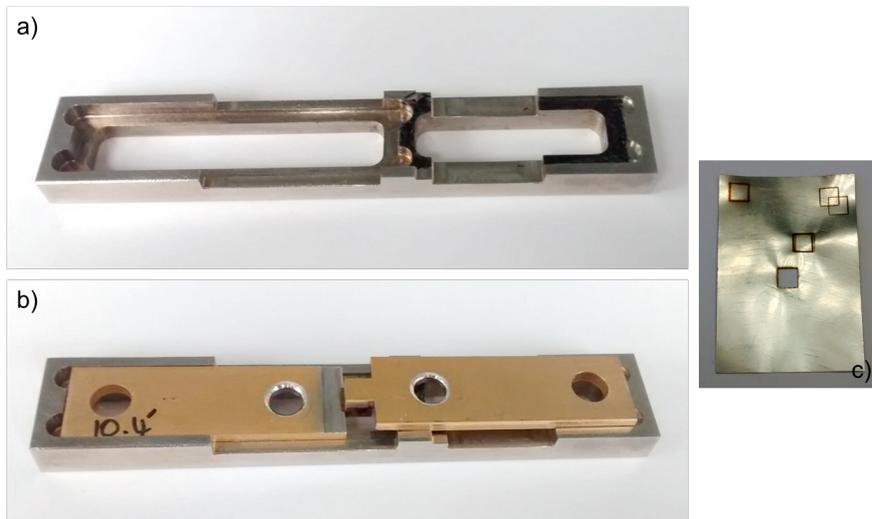


Figure 4.2 Détails du procédé initial de fabrication des échantillons. a) premier bloc d'alignement fabriqué, b) barrettes montées sur le bloc et c) pochoir de clinquant en acier.

Le bloc d'alignement montré sur la figure 4.2 avait commencé à se déformer au bout de quelques utilisations sous effet des contraintes thermiques. Il fallait donc fabriquer un nouveau bloc d'alignement plus massif afin de pouvoir l'utiliser pour la fabrication des

échantillons. Ainsi, un nouveau bloc a été fabriqué à partir d'un morceau d'Inox qui avait déjà subi un recuit à 700 °C.

La figure 4.3 montre les étapes de fabrication d'un échantillon en utilisant le nouveau bloc d'alignement. Il faut noter que dans le creux du bloc, il y a deux îlots à différents niveaux et un trou. Les barrettes seront placées sur les îlots et le trou servira pour drainer le liquide du four à phase vapeur après sa condensation.

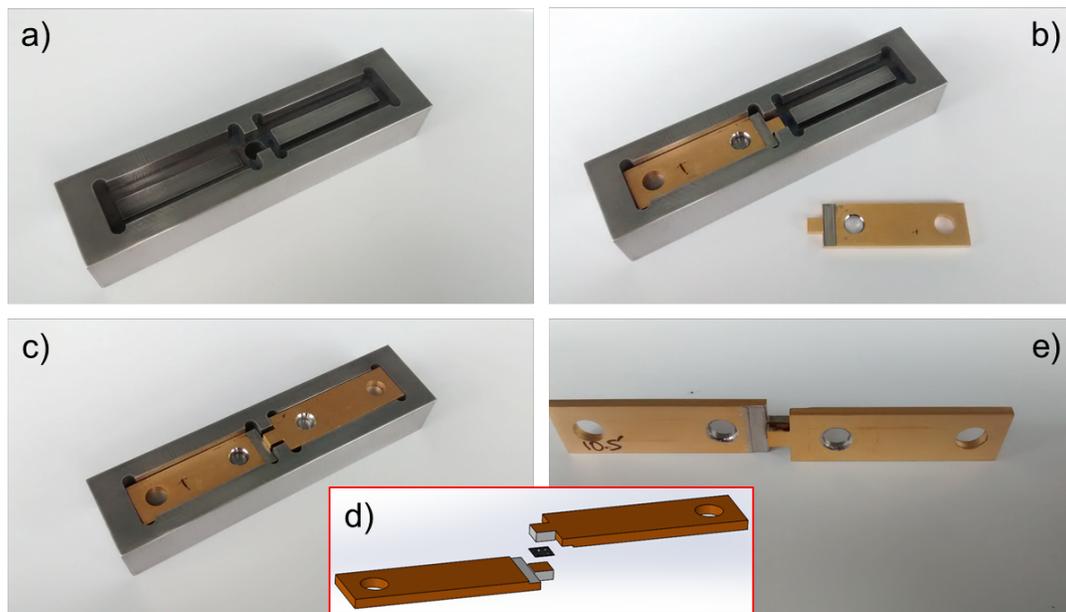


Figure 4.3 Détails du procédé adopté pour la fabrication des échantillons. a) deuxième bloc d'alignement fabriqué, b) et c) barrettes montées sur le bloc, d) illustration de la préforme de brasure SAC305 entre les languettes des barrettes de c) et e) échantillon après la refusion.

La technique adoptée pour la fabrication des échantillons comprend l'utilisation de préformes de brasure SAC305 de taille 5 mm × 5 mm et de 100 µm d'épaisseur qui proviennent de l'entreprise Senju Metal Industry. L'utilisation de préformes à la place de la crème à braser permet de contrôler le volume du matériau de brasure constituant les joints. La technique est comme suit :

1. nettoyer deux barrettes avec de l'éthanol ;
2. appliquer du flux liquide, qui ne nécessite pas du nettoyage ultérieur, sur les bases de contact des deux barrettes ;

3. essuyer les îlots du bloc d'alignement (pour les nettoyer du liquide du four à phase vapeur) ;
4. déposer une préforme de brasure sur la base de contact de la première barrette à l'aide d'une pince à disséquer fine et s'assurer d'avoir une bonne superposition ;
5. placer la première barrette sur l'îlot à bas niveau et ensuite placer la deuxième barrette sur le deuxième îlot ;
6. introduire le bloc avec les barrettes, avec la préforme entre leurs languettes, dans le four à phase vapeur ;
7. lancer le four pour exécuter le programme de refusion prédéfini ;
8. récupérer l'échantillon après exécution du programme de refusion.

La figure 4.4 montre le four à phase vapeur utilisé qui emploie un liquide, le Galden, dont la température d'évaporation à pression atmosphérique est de 230 °C. La figure 4.5 montre le profil thermique de refusion appliqué par le four (deux mesures de température sont représentées pour montrer la reproductibilité du profil).



Figure 4.4 Four à phase vapeur IBL SV 260.

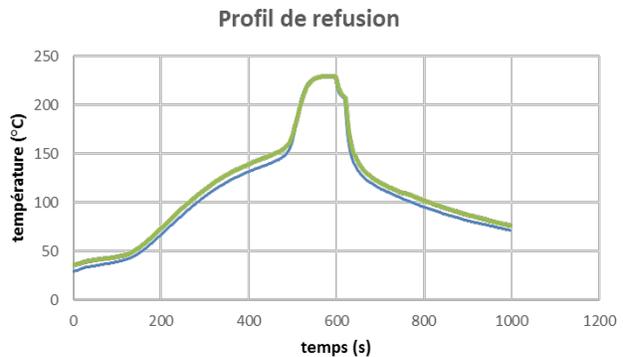


Figure 4.5 Profil de refusion.

Des micro-sections ont été faites pour certains échantillons, similairement à ce qui est décrit dans le chapitre 3, afin de vérifier l'épaisseur des joints et explorer la microstructure. La figure 4.6 montre à la fois la microstructure des joints et l'épaisseur moyenne. Cette épaisseur est d'environ 100 μm . Vu que la différence de niveau entre les deux îlots du bloc d'alignement sont fixes, la variation de l'épaisseur des joints est directement affectée par la variation de l'épaisseur des plaques d'Invar à partir desquelles les barrettes ont été

découpées, la variation de l'épaisseur de placage et des potentiels défauts de fabrications qui sont inquantifiables. En prenant comme hypothèse que les distributions des épaisseurs des barrettes et du placage suivent une distribution en loi normale translatée et que les valeurs maximales et minimales fournies par le fabricant Hi-Rel Lids pour ces épaisseurs correspondent aux extrêmes de l'intervalle de confiance au niveau de 95% (une erreur de 5% a été considérée vu la bonne qualité d'usinage du fabricant), la variation estimée de l'épaisseur du joint de brasure est de $\pm 2,55 \mu\text{m}$.

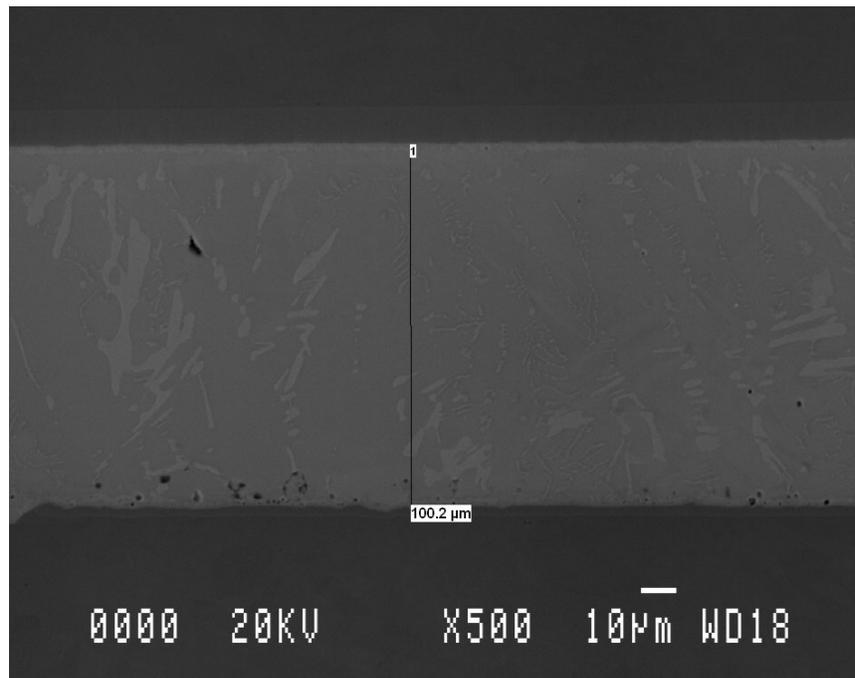


Figure 4.6 Image MEB d'une portion du joint d'un échantillon.

La figure 4.6 permet de distinguer principalement deux variétés d'intermétalliques à l'intérieur du joint. La première variété correspond aux Ag_3Sn typiques des joints de brasure SAC. On distingue des gros intermétalliques à base de Au et Sn et qui correspondent à la deuxième variété. On les a identifié par des analyses EDS ponctuelles, il s'agit des $AuSn_4$. La figure 4.7 présente une cartographie EDS d'une portion du joint près de l'interface. On remarque l'importante présence, à l'intérieur du joint, des $AuSn_4$ qui proviennent de la dissolution de la couche de passivation de Au des barrettes dans le Sn lors de la refusion.

La figure 4.8 montre les profils de répartition des différents éléments présents à l'interface. On remarque que le contenu de Cu du volume de brasure s'est principalement localisé à l'interface et a contribué à la formation de la couche d'intermétalliques de contact.

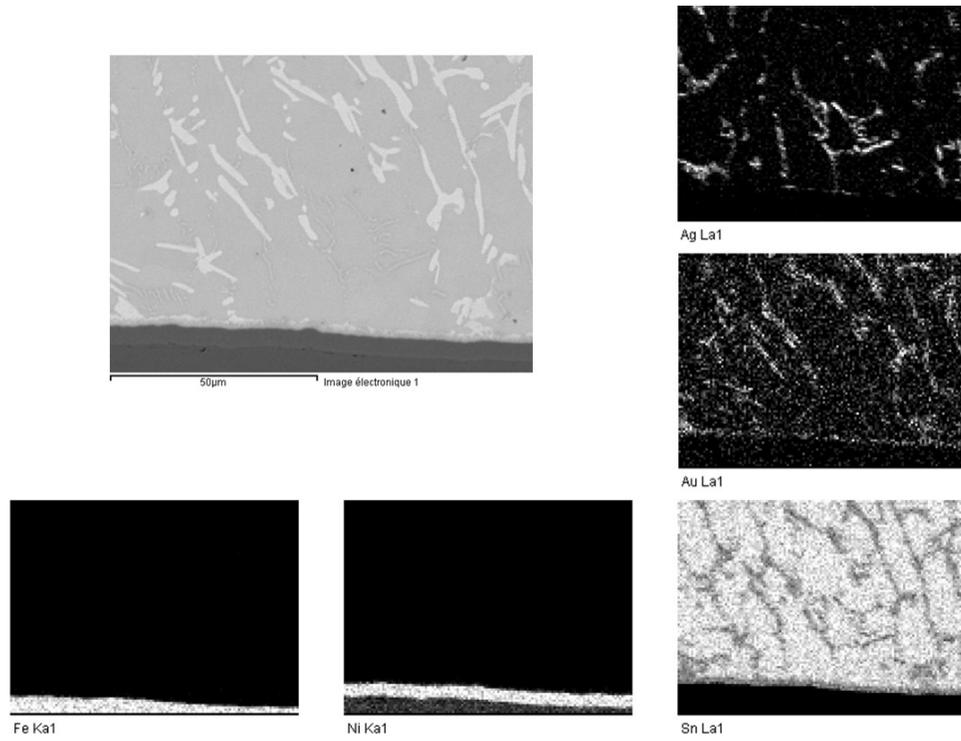


Figure 4.7 Cartographie EDS.

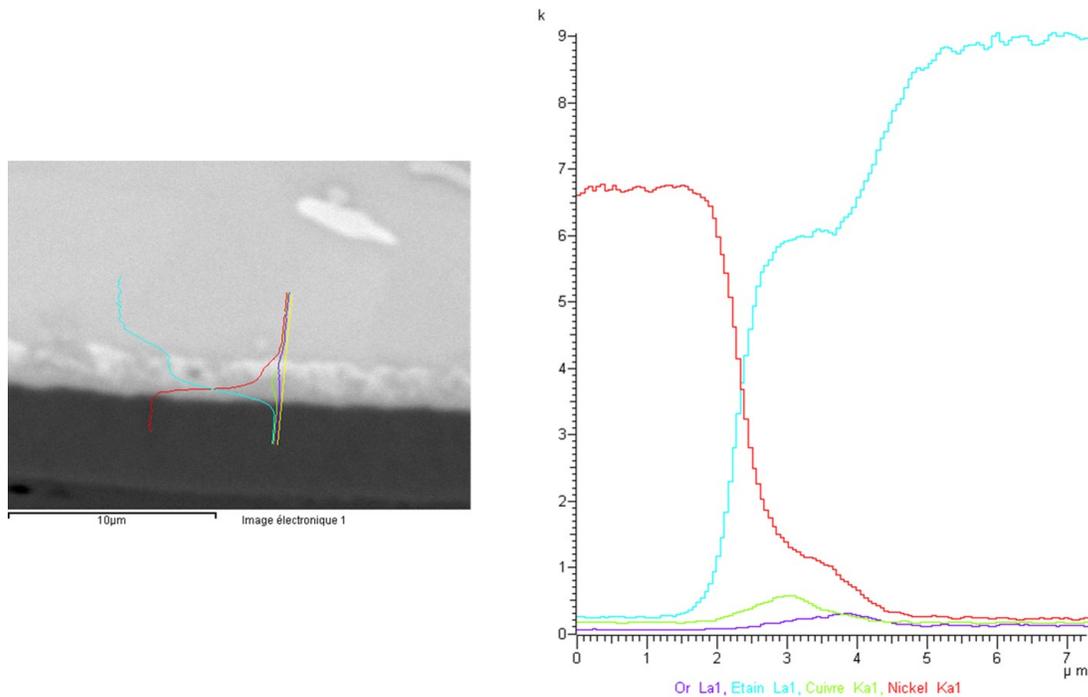


Figure 4.8 Profil de concentration atomique par EDS à l'interface entre le joint et la barrette d'Invar.

Dans cette section du chapitre, une méthodologie reproductible de fabrication des échantillons a été présentée. Les joints de brasure fabriqués à base de préformes de brasure SAC305 présentent une concentration importante de *Au*. La composition du matériau constituant réellement les joints est estimée être du $Sn - 2,95Ag - 0,49Cu - 1,45Au$.

4.2.2 Montage de vieillissement

Afin de pouvoir évaluer l'évolution de la caractéristique de plasticité sous effet du vieillissement avec cyclage thermique, il faut pouvoir reproduire des conditions identiques à celles subies par un joint au cours d'un tel essai. Outre les effets thermiquement activés, il faut répliquer les conditions aux limites de contrainte générées le long d'un cycle thermique (voir l'illustration sur la figure 4.9). Ces conditions sont générées à cause de la différence en coefficient d'expansion thermique entre les supports (deux substrats ou entre un substrat et un élément) auxquels le joint est attaché. Le phénomène est détaillé dans l'explication des conditions de fatigue thermomécanique qui se trouve au chapitre 2.

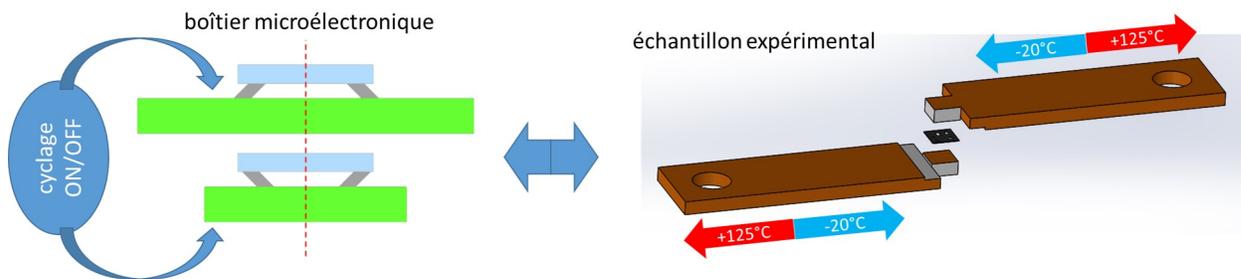


Figure 4.9 Schéma illustratif des contraintes au niveau de l'échantillon durant le cyclage thermique.

Le plus simple est de trouver un montage qui produit un tel contraste en coefficient d'expansion thermique. La figure 4.10 montre le montage qui a été adopté finalement après une série de tests préliminaires. Au cours du cyclage thermique, ce montage satisfera les conditions de fatigue thermomécanique en raison la différence en coefficient d'expansion thermique qu'il induit. Sur l'image a) de la figure 4.10 on voit un morceau de profilé en U en aluminium $20\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ percé en deux emplacements ainsi que deux ensembles de vis, écrou et rondelle, usinée, qui servent à la fois pour supporter et niveler le profilé en aluminium et pour fixer l'échantillon. Sur l'image b) on voit le véhicule de test prêt pour supporter l'échantillon (deux rondelles ont été utilisées pour compenser la différence en niveau) et sur l'image c) on voit l'échantillon en position sur le véhicule de test. Sur l'image d) de la figure 4.10 on voit un échantillon fixé avec de la résine époxy sur le véhicule de

test, et l'insert dans cette image est une image agrandie de la résine entourant une vis.

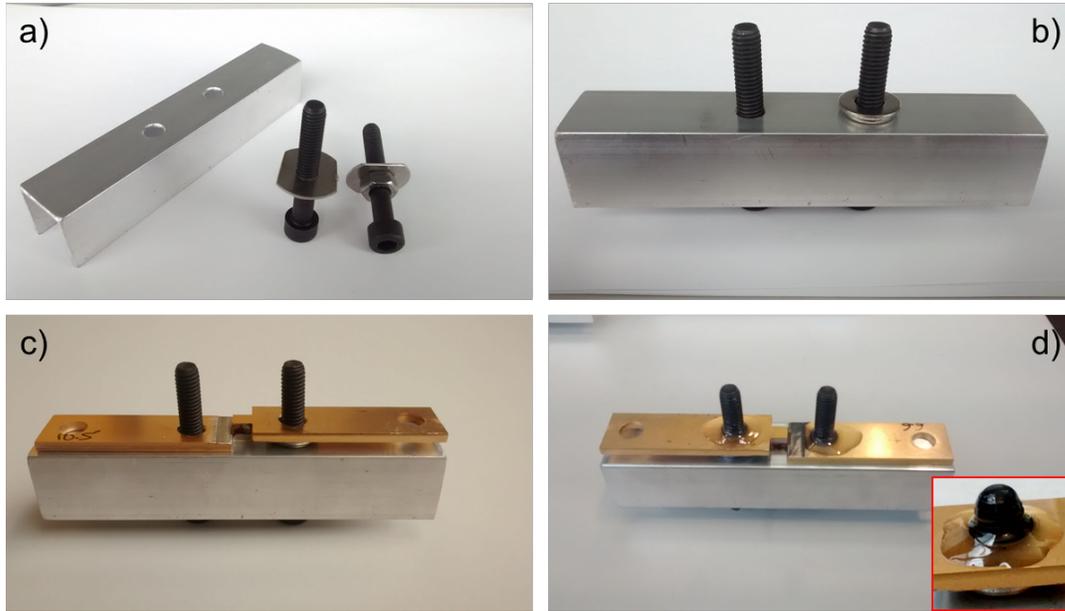


Figure 4.10 Montage du véhicule de test.

Deux configurations différentes et deux manières différentes pour fixer l'échantillon sur le véhicule de test ont été testées. La différence entre les deux configurations est la distance de séparation de centre à centre entre les deux vis autour desquels les barrettes de l'échantillon sont fixées. Le choix du trou de fixation pour chacune des barrettes (voir figure 4.1) de l'échantillon définit cette distance de séparation. Le profilé en aluminium est percé de deux trous, selon le choix de fixation de l'échantillon. L'utilisation des trous qui sont proches des languettes et ainsi du joint donne une distance de séparation de 26 mm. L'utilisation des trous qui sont aux extrémités des barrettes de l'échantillon donne une distance de séparation de 86 mm. L'effet direct de cette distance se manifeste sur la plage de déformation du joint durant un cycle thermique. Un ensemble d'essais de vieillissement et de tests de fluage préliminaires a été réalisé afin d'évaluer les configurations et afin de pouvoir bien planifier les essais de vieillissement. Les essais avaient montré que l'utilisation des trous qui sont aux extrémités pour la fixation n'était pas applicable en raison de la forte agressivité des conditions de vieillissement qui a été causée par une telle importante distance de séparation.

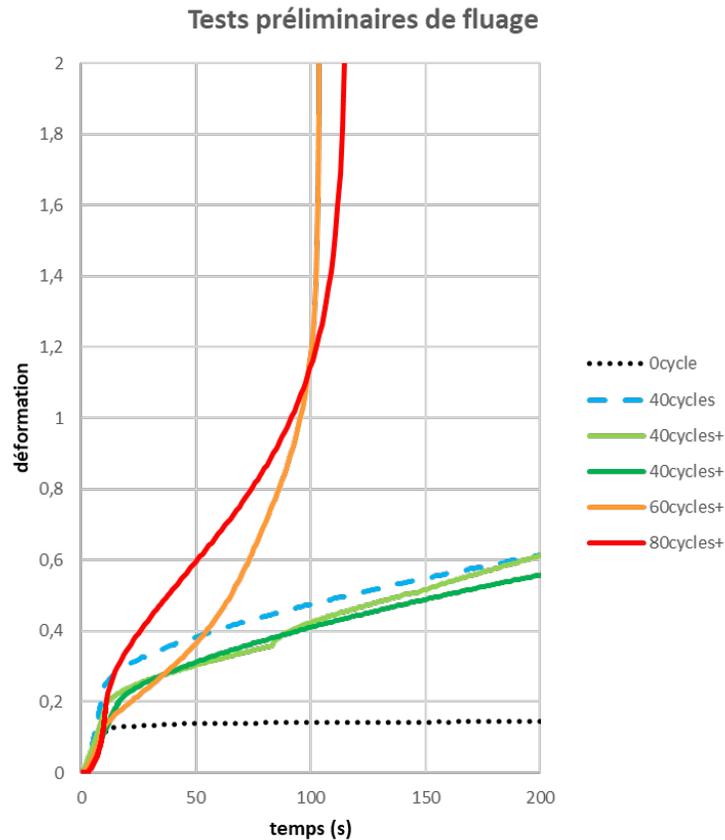


Figure 4.11 Tests préliminaires de fluage.

Nous avons, dans un premier temps, envisagé de fixer les échantillons à l'aide d'écrous serrés avec un tournevis pneumatique. Les essais préliminaires ont révélé que les écrous étaient desserrés (réduction du couple de serrage) pour certains échantillons sous effet des contraintes endurées durant le cyclage thermique. Ensuite nous avons envisagé la résine époxy, du produit CaldoFix-2 Kit, qui supporte des températures élevées et qui est utilisée pour avoir des enrobages de grande rigidité. Pour se polymériser, cette résine nécessite une cuisson à 125 °C pour 90 min. Les essais de vieillissement et les tests préliminaires de fluage qui ont été réalisés ont permis de comparer les deux manières de fixation. La figure 4.11 montre les courbes de fluage des tests préliminaires réalisés à température ambiante et pour une force de 500 N. La courbe en pointillé correspond à un échantillon qui a été testé directement après sa refusion. La courbe en traits interrompus correspond à un échantillon qui a subi 40 cycles après sa fixation sur un véhicule de test à l'aide d'écrous (pas de cuisson). Le reste des courbes correspondent à des échantillons qui ont subi 40, 60 ou 80 cycles après leur fixation sur des véhicules de test à l'aide de la résine (avec cuis-

son). On remarque clairement le regroupement des courbes correspondantes à 40 cycles indépendamment de la manière de fixation. En comparant les pentes du fluage secondaire, on remarque la progression de l'augmentation de la pente avec l'augmentation du nombre de cycles subis. L'augmentation de la pente entre les courbes correspondantes à 40 et à 60 cycles semble être bien plus importante que l'augmentation entre les courbes correspondantes à 60 et à 80 cycles. Cette comparaison suggère que le vieillissement isotherme, subi durant la cuisson indispensable pour la manière de fixation avec la résine époxy, avait un effet négligeable sur la tenue mécanique du matériau de brasure par rapport à l'effet du vieillissement par cyclage thermique. Il aurait été préférable que le nombre de tests préliminaires soit bien plus important que ce qui a été réalisé. Cela aurait mené à un niveau de confiance plus élevé par rapport à la suggestion précédente. Mais le nombre limité de barrettes d'Invar nous a forcé à se contenter d'un petit nombre de tests préliminaires. Malgré le faible nombre de tests préliminaires, les résultats de ces tests, évalués en fonction du cyclage thermique, manifestent les mêmes tendances que celles des résultats qu'on trouve dans la thèse de *Motalab* [61] et dans la thèse de *Ma* [49]. Ces deux thèses présentent des résultats qui correspondent à des tests contrainte-déformation et de fluage et qui sont évalués en fonction du stockage isotherme. Ceci peut ajouter de la confiance à cette suggestion surtout si nos résultats de tests contrainte-déformation présentés par la suite manifestent les mêmes tendances.

4.2.3 Essai de vieillissement

À l'aide de ce véhicule de test avec 26 mm comme distance de séparation, le joint ressentira durant le cyclage thermique les contraintes générées principalement par l'expansion thermique de l'aluminium et qui sont transmises par l'intermédiaire des barrettes. Le niveau de contrainte moyen a été évalué à l'aide de simulation par EF (voir figure 4.13a) pour être d'environ 36,3 MPa au palier inférieur de température au début du cyclage thermique. La plage de déformation a été estimée à l'aide d'une approximation linéaire pour être autour de 60 μm . L'essai de vieillissement par cyclage thermique $-20^\circ\text{C}/100^\circ\text{C}$ a été adopté pour cette expérience. Les essais ont été conduits dans une enceinte climatique Vötsch VTM 7004. La figure 4.12 montre la portion initiale du profil thermique de cet essai.

La température de consigne d'un cycle a été définie pour varier entre -20°C et 100°C selon un profil rectangulaire avec un palier supérieur de 32 min et un palier inférieur de 34 min. Le profil de température ressenti par le joint comprend des paliers d'environ 12 min et des rampes moyennes d'environ $5,5^\circ\text{C min}^{-1}$. Il est important de noter que si la variation de température ressentie par le joint était de $12^\circ\text{C min}^{-1}$, la vitesse de déformation du joint

de notre échantillon aurait été de $4,2 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$. Tandis que dans le cas d'une puce de *Si* reportée sur un substrat FR4 et pour une rampe de 12 °C min^{-1} , la vitesse de déformation est d'environ $1,7 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$. La vitesse de déformation de $4,2 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ s'avère excessive et peut introduire du dommage supplémentaire qui n'est pas typiquement induit par le vieillissement par cyclage thermique. Ainsi la rampe d'environ $5,5 \text{ °C min}^{-1}$ qui conduit à une vitesse de déformation du joint de notre échantillon de $1,9 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ est beaucoup plus appropriée.

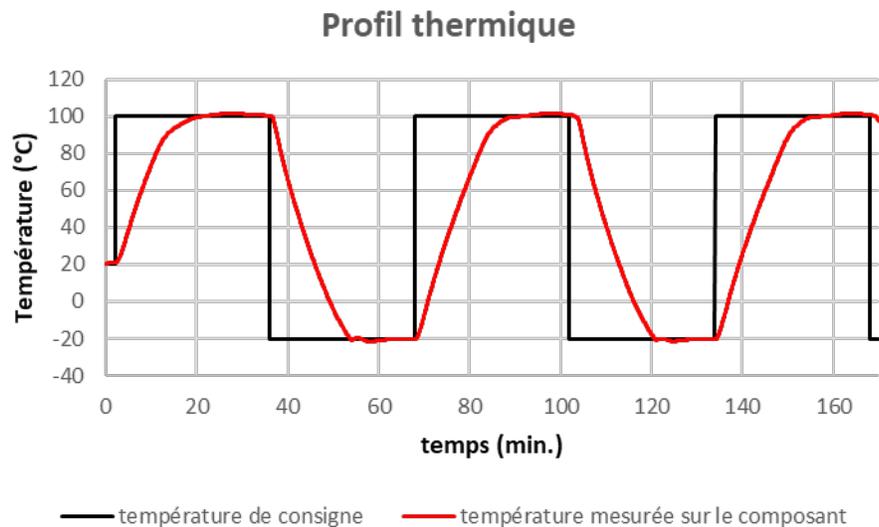


Figure 4.12 Début du profil thermique des échantillons.

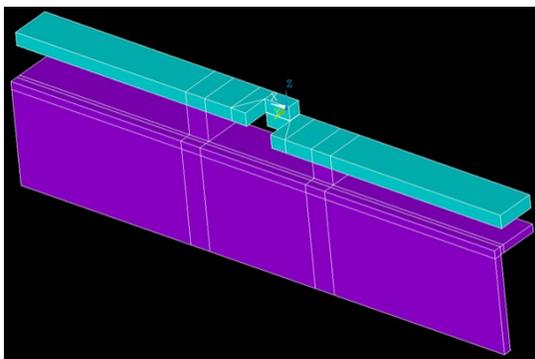
Particularité du montage au cours de l'essai de vieillissement

Après la refusion et avant la fixation des échantillons sur les véhicules de test, les joints sont non contraints. La fixation des échantillons par cuisson de la résine à 125 °C fixe à la fois les conditions aux limites initiales de zéro contrainte pour les joints à 125 °C . Ceci permet, pendant l'essai de vieillissement par cyclage thermique $-20 \text{ °C}/100 \text{ °C}$ des joints, de répliquer un aspect particulièrement intéressant et qu'on trouve dans les conditions de cyclage thermique des composants microélectroniques. Pour les composants microélectroniques, la température de refusion des joints de brasure est toujours supérieure à la température des paliers supérieurs des cycles de vieillissement. Pour ces composants microélectroniques, la température de refusion représente la valeur de température initiale pour laquelle les joints endurent des conditions aux limites de zéro contrainte. Alors, durant le cyclage thermique

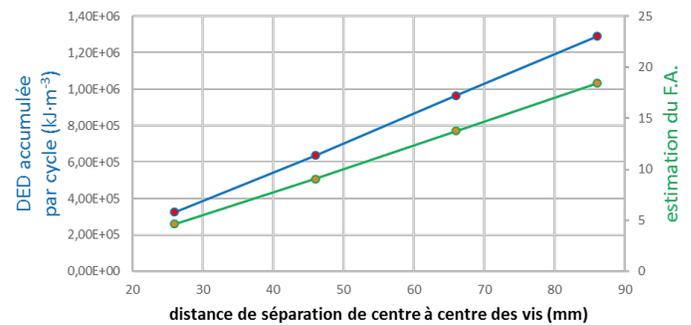
les joints subiront les contraintes les plus importantes aux paliers inférieurs de température.

Facteur d'accélération (F.A.)

Afin d'évaluer approximativement le facteur d'accélération liant l'essai de vieillissement de nos échantillons avec le profil de mission d'un joint d'un composant microélectronique en conditions normales, des simulations par EF ont été réalisées. Différentes valeurs de F.A. ont été estimées pour différentes distances de séparation entre les vis du véhicule de test en se basant sur le rapport de densité d'énergie de déformation (DED) accumulée par cycle pour les conditions accélérées et normales. La figure 4.13 montre le modèle de simulation et les résultats. On remarque la croissance quasi-linéaire du F.A. en fonction de l'augmentation de la distance de séparation. Les valeurs de F.A. pour les distances de 26 mm et 86 mm, respectivement, sont approximativement 5 et 18. Plus la valeur estimée du F.A. est élevée, plus le risque est grand que cette valeur ne corresponde pas à un facteur physique de l'accélération. Pour le vieillissement par cyclage thermique, une valeur de F.A. de 18 est trop élevée. Par contre, une valeur de 5 correspond à ce qu'on trouve dans la littérature.



(a) Modèle de simulation par EF



(b) DED et F.A. en fonction de la distance de séparation

Figure 4.13 Simulation par EF pour évaluer la DED et le F.A. des joints de nos échantillons pour l'essai de vieillissement par cyclage thermique $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$ en fonction de la distance de séparation entre les vis.

Les essais de cyclage ont été réalisés pour deux niveaux de vieillissement, le premier correspondant à 60 cycles $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$ et le deuxième à 100 cycles. Un lot d'échantillons dédié à chaque niveau de vieillissement a été fabriqué et fixé sur des véhicules de test neufs. Après chaque essai, les véhicules de test du lot ont été récupérés et les échantillons ont été

libérés du profilé d'aluminium et des vis et rondelles. Ce travail a été fait en utilisant un étau et une clé Allen et en commençant du côté de la barrette qui n'est pas directement appuyée sur le profilé. Cette tâche a été effectuée méticuleusement et avec grand soin afin de réduire le mieux que possible toute perturbation externe possible.

4.2.4 Tests mécaniques

En raison du nombre limité de barrettes d'Invar, il a fallu choisir entre faire des tests contrainte-déformation ou faire des tests de fluage et se contenter avec un des deux types de données. Concernant le SAC, l'importance des données de fluage vient du lien que le phénomène de fluage a avec la microstructure [9, 95] et de la tendance à la déformation que ce phénomène induit [63], en plus d'être connu d'introduire du dommage aux joints [12]. D'autre part, les données de plasticité des tests contrainte-déformation fournissent les informations sur la contrainte ultime et sur la contrainte de *yield*. Or la contrainte ultime, qui présente la limite de niveau de contrainte jusqu'à laquelle l'écroutissage se déroule [16], est l'une des mesures de performance de fiabilité des joints de brasure [89]. Plus particulièrement en déformation en cisaillement, la réduction de la contrainte ultime d'un joint de brasure induit à la réduction de sa fiabilité [37]. Dans les conditions où les joints subissent des contraintes mécaniques dynamiques transitoires (choc mécanique et vibration), les données de plasticité des tests contrainte-déformation sont indispensables pour la réalisation des simulations par EF et l'évaluation des contraintes et des déformations [40].

Les échantillons fabriqués pour la réalisation des tests préliminaires ayant montré une présence de *voids* non négligeable et à différents niveaux de densité, le calcul de la contrainte avec la prise en compte des *voids* présents dans chaque joint est devenu une préoccupation. Les tests contrainte-déformation sont réalisés et catégorisés par des conditions d'essai de température et de vitesse de déformation données et le niveau de contrainte mesuré au cours d'un tel test est variable. Par contre, les tests de fluage sont réalisés et catégorisés par des conditions d'essai de température et de contrainte données et c'est la vitesse de déformation mesurée au cours d'un tel test qui est variable. On estime une variabilité potentiellement importante des données de tests mécaniques et qui nécessitera de faire la moyenne des données de plusieurs tests réalisés dans les mêmes conditions d'essai. Ainsi, dans le cas des données de fluage, le calcul de la contrainte avec la prise en compte des *voids* pourrait conduire à la situation où les tests de fluage réalisés dans les mêmes conditions de température et de force ne correspondent pas aux mêmes conditions d'essai de température et de contrainte et faire que la moyenne n'est plus crédible. Notre choix était

donc de faire des tests contrainte-déformation tout en prévoyant d'optimiser le montage de vieillissement, de diversifier les types et configurations des tests et d'étendre les conditions d'essai dans de futurs projets.

En plus, les données de plasticité des tests contrainte-déformation sont suffisantes pour faire l'ajustement paramétrique du modèle d'*Anand* [4, 5, 40, 59, 60]. Après un tel ajustement, le modèle est capable de prédire les déformations par fluage. Les données de tests contrainte-déformation incorporent les données de fluage comme la méthode d'incrémentatation de temps par pas-de-temps, appliquée à un modèle de fluage, permet de construire des données de plasticité [1].

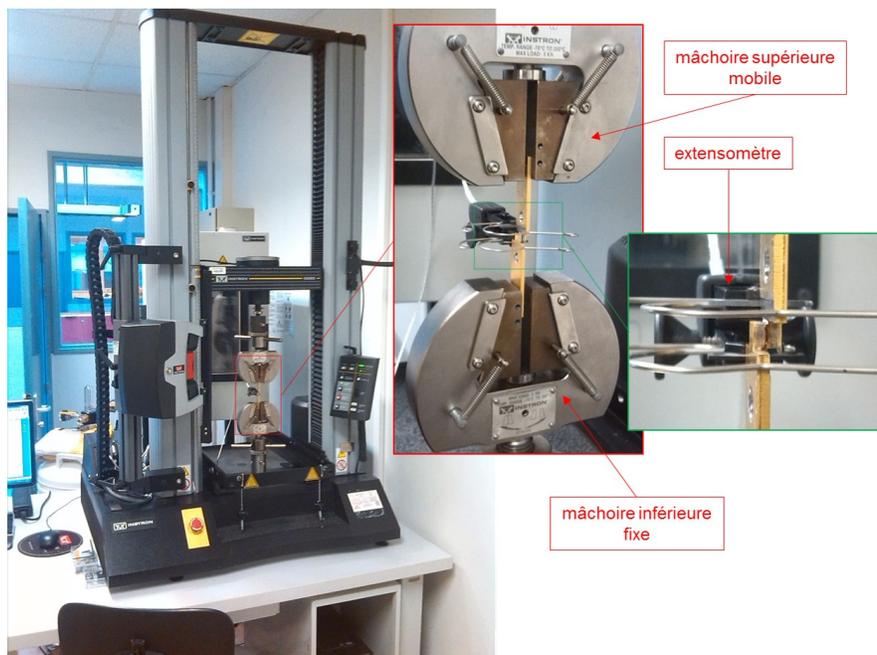


Figure 4.14 Système de test mécanique avec échantillon.

Le choix de faire les échantillons en configuration de joints à simple recouvrement est directement lié à notre désir de réaliser les tests mécaniques pour les joints en cisaillement et pas en traction. Ceci est justifié par le fait que, pour les composants microélectroniques, les déformations en cisaillement des joints sont les déformations principales durant le cyclage thermique ou en puissance [18] et que, du fait de ces déformations en cisaillement, les contraintes de cisaillement influencent le plus la qualité des joints [44, 72]. Les tests mécaniques ont été réalisés sur une machine d'essai universelle du fabricant Instron. Cette machine est munie d'un cadre d'essais 5565. La force est mesurée à l'aide d'un capteur

de force statique de capacité de 5 kN et qui a une précision de $\pm 0,25\%$ de la vraie valeur de force. La déformation est mesurée à l'aide d'un extensomètre 2630-101 et qui a une résolution de 0,1 μm . La figure 4.14 montre la machine Instron et des images agrandies au niveau des mâchoires de la machine (avec l'échantillon fixé entre elles) et au niveau de l'extensomètre et du joint.

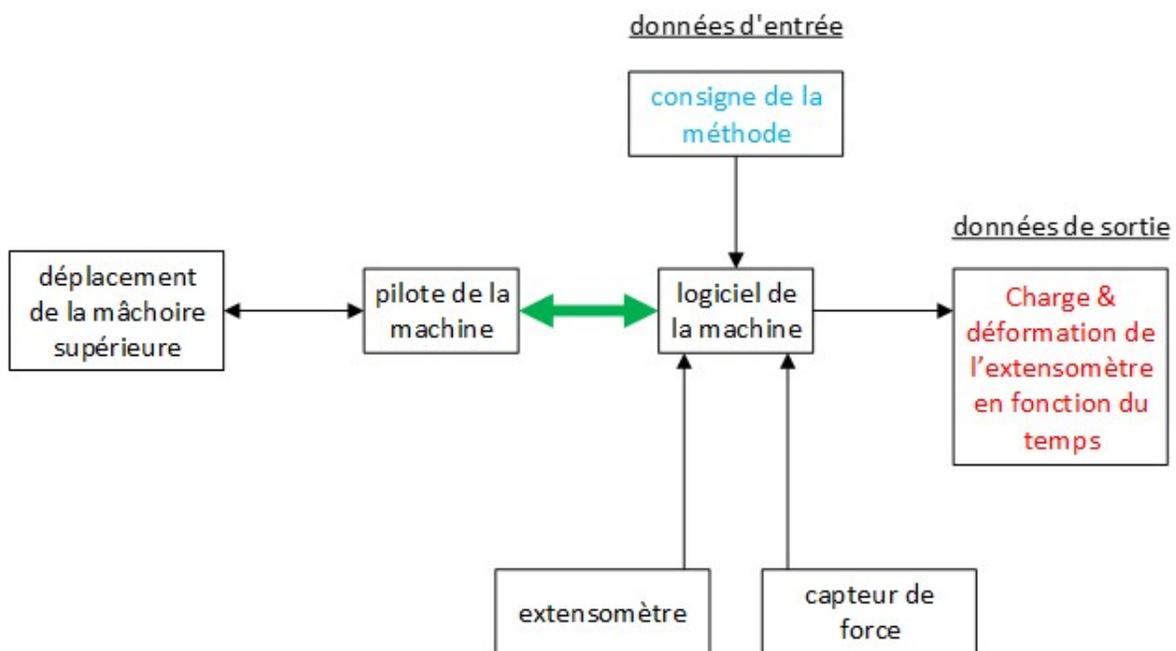


Figure 4.15 Principe du de fonctionnement de la machine Instron.

La machine Instron permet de réaliser des tests contrainte-déformation ou des tests de fluage. Cette machine possède deux mâchoires qui sont utilisées pour tenir l'échantillon durant un test mécanique. La mâchoire inférieure est boulonnée au châssis de la machine. La mâchoire supérieure est fixée sur la traverse, par l'intermédiaire de la cellule de charge, qui est montée à son tour sur le bâti de charge. La machine ne possède qu'un seul degré de liberté, la montée ou la descente de sa traverse. Pour chaque type de test, il faut définir une méthode pour gérer le mouvement de la traverse qui peut être asservi par les différents paramètres mesurés par les détecteurs de la machine. Pour le test contrainte-déformation, la seule consigne que la méthode doit forcer est que la vitesse de déformation mesurée par l'extensomètre doit être constante et égale à une valeur prédéfinie par l'opérateur. Tandis que pour un test de fluage, la méthode contrôle principalement la force mesurée par la cellule de charge et la consigne définit le chargement et la force que la méthode

doit parvenir à maintenir durant le test. La figure 4.15 schématise le principe du fonctionnement de la machine. Durant un test mécanique, le logiciel de la machine acquiert les données de l'extensomètre, du capteur de force et de la traverse et calcule en temps réel les grandeurs dérivées dont il a besoin comme la vitesse de déformation et la contrainte. Pour respecter la consigne de la méthode, le logiciel commande le pilote du moteur responsable de déplacer la traverse afin d'assurer la régulation de la grandeur critique définie par la méthode. En fin du test, le logiciel fournit en sortie les données caractéristiques du type de test mécanique tel que définies par la méthode. Il est important de noter que certains chercheurs ont tendance à réaliser les tests contrainte-déformation à vitesse constante de déplacement de la traverse ou de la partie mobile de leur machine. Cette pratique est tolérable lorsque des outils de micro-traction sont utilisés, comme dans ce cas la vitesse de déplacement de la partie mobile de l'outil est très proche de l'allongement de l'échantillon. Par contre, quand une machine d'essai universelle est utilisée, il faut s'assurer de réaliser le test contrainte-déformation à vitesse constante de déformation mesurée à l'aide d'un extensomètre.

Le comportement plastique d'un matériau est dépendant de la vitesse de sollicitation de l'essai [10, 59] et pendant le cyclage en conditions normales, la vitesse de variation de la température est inférieure à $12\text{ }^{\circ}\text{C min}^{-1}$ [18]. Alors l'estimation de la vitesse de déformation en cisaillement d'un joint, en se basant sur l'approximation de considérer uniquement la différence en coefficient d'expansion thermique dans le plan du substrat (gauchissement négligé), donne une vitesse de déformation en cisaillement d'environ $1 \times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$. Les tests contrainte-déformation ont été réalisés pour une vitesse de déformation en cisaillement du joint de nos échantillons de $0,8 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$. Cette vitesse est la limite inférieure de vitesse de test qui pourrait être atteinte avec la machine Instron sans compromettre la qualité du test.

Pour installer l'échantillon sur la machine afin qu'il soit prêt pour le test, on insère des goupilles dans les trous qui sont aux extrémités des barrettes de l'échantillon et on serre les mâchoires (après avoir ajusté l'emplacement de la supérieure à une position qui convient l'échantillon) sur ces goupilles. Pendant cette procédure, l'alignement de l'échantillon est réalisé manuellement et il faudra ensuite mettre en route le test immédiatement. La prudence requise durant l'exécution de cette tâche est de grande importance comme on souhaite réduire le mieux que possible toute perturbation externe possible. Et puisque pour fixer et aligner l'échantillon, l'application d'une certaine précharge est requise alors le joint subira des déformations par fluage pour la courte durée qui s'étend du moment où la pré-

charge est appliquée et le lancement du test.

Dans ce chapitre, les résultats de tests contrainte-déformation de 19 échantillons sont présentés et étudiés. Tous les tests mécaniques ont été réalisés à température ambiante. Ces échantillons sont divisés en 3 lots. Deux lots de 6 échantillons chacun. Les échantillons d'un lot avaient subi un essai de vieillissement de 60 cycles $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$ et les échantillons de l'autre lot avaient subi 100 cycles. Ces deux lots seront dénommés, respectivement, lot_S60 et lot_S100. Un troisième lot comprend 5 échantillons qui n'avaient subi aucun essai de vieillissement et qui ont été testés peu de temps après leur fabrication (refusion). Ce lot sera dénommé lot_S0. Le tableau 4.1 résume le nombre d'échantillons et leurs niveaux de vieillissement.

	nombre d'échantillons	nombre de cycles thermiques $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$
lot_S0	5	0
lot_S60	6	60
lot_S100	6	100

Tableau 4.1 Nombre d'échantillons pour chaque niveau de vieillissement.

Une fois un test mécanique exécuté et accompli, les données brutes sont récupérées et traitées. La figure 4.16 montre les données brutes fournies par le logiciel de la machine et des données provenant d'un traitement basique pour déterminer la déformation en cisaillement manifestée par le joint et la contrainte de cisaillement.

Les valeurs de déformation fournies par le logiciel et qui sont basées sur les mesures de l'extensomètre, sont calculées à partir de la distance entre les lames de l'extensomètre en faisant une simple division par 10 mm. La distance entre les lames est mise à zéro au début de chaque test et après installation de l'extensomètre sur l'échantillon. La division par 10 est dû au fait que la longueur de référence ou à vide de l'extensomètre est de 10 mm. Cette déformation est différente de la déformation en cisaillement manifestée par le joint. Une mise en échelle par rapport à l'épaisseur du joint est donc requise. La figure 4.17 schématise la situation où on voit le déplacement relatif entre les barrettes de l'échantillon et qui est mesuré l'extensomètre (en rouge sur la figure).

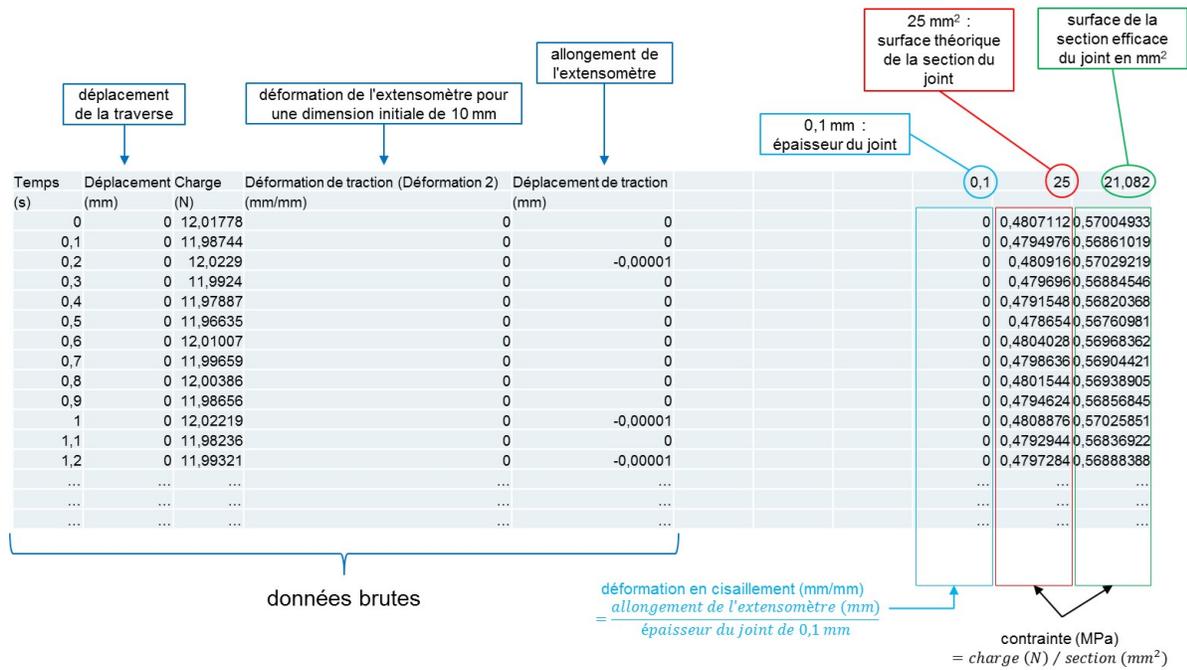


Figure 4.16 Données brutes des tests mécaniques.

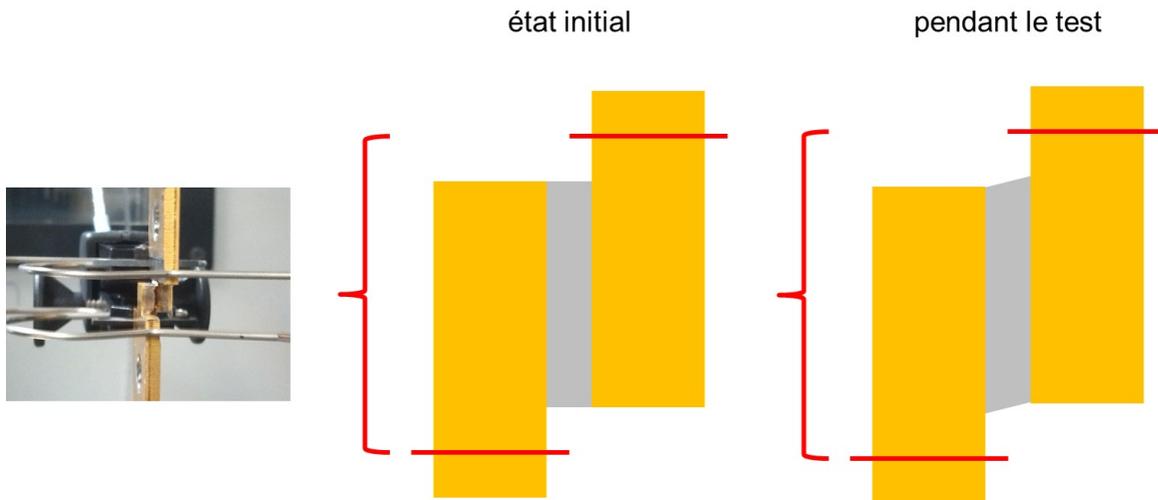


Figure 4.17 Mesure de l'extensomètre et déformation en cisaillement du joint.

Dans la figure 4.16 on remarque que deux contraintes sont calculées. Pour la première, on considère que les surfaces des sections des joints étaient identiques et égales à 25 mm², soit la surface de la base de contact de la languette d'Invar. Pour la deuxième, on se base sur les surfaces des sections efficaces de chaque joint afin d'évaluer la contrainte. Ainsi, après

avoir présenté les détails de réalisation du test mécanique, le traitement de données des tests et la planification du nombre et des niveaux de vieillissement des échantillons à être testés, l'évaluation des sections efficaces est présentée.

4.2.5 Évaluation des *voids*

Vu que la présence des *voids* dans les joints de nos échantillons étaient non négligeable et afin que les courbes contrainte-déformation soient significatives, il fallait considérer les surfaces des sections efficaces de chaque joint pour le calcul des contraintes. Pour y parvenir, les démarches suivantes ont été suivies pour chacun des échantillons. À la fin de chaque test contrainte-déformation pour un certain échantillon, ce dernier est maintenu fixé sur la machine et le joint est cassé par un mouvement à grande vitesse de la traverse. Ensuite les deux barrettes, non plus jointes, de l'échantillon sont libérées. Une des deux barrettes est utilisée pour faire l'imagerie optique et prendre une image claire du joint à un grossissement de 6X. L'image optique sauvegardée subira ensuite un traitement manuel à l'aide du logiciel de CAO DraftSight. Ce travail de traitement d'image consiste à faire le contour de la périphérie du joint et faire le contour des *voids*. Tout au long de ce travail, les barrettes sont observées sous un stéréo-microscope (loupe binoculaire) afin de s'assurer de la bonne interprétation des contrastes de l'image optique. La figure 4.18 montre un exemple d'un tel travail de traitement d'image. Le logiciel CAO permet aussi de calculer les surfaces internes délimitées par les contours de la périphérie du joint et des *voids*. Ainsi cela donne la capacité d'évaluer les surfaces efficaces en retranchant, au niveau du plan de la fracture du joint, les sections des *voids* de la section totale du joint. Cela a permis de se rapprocher du mieux possible de la vraie surface efficace.

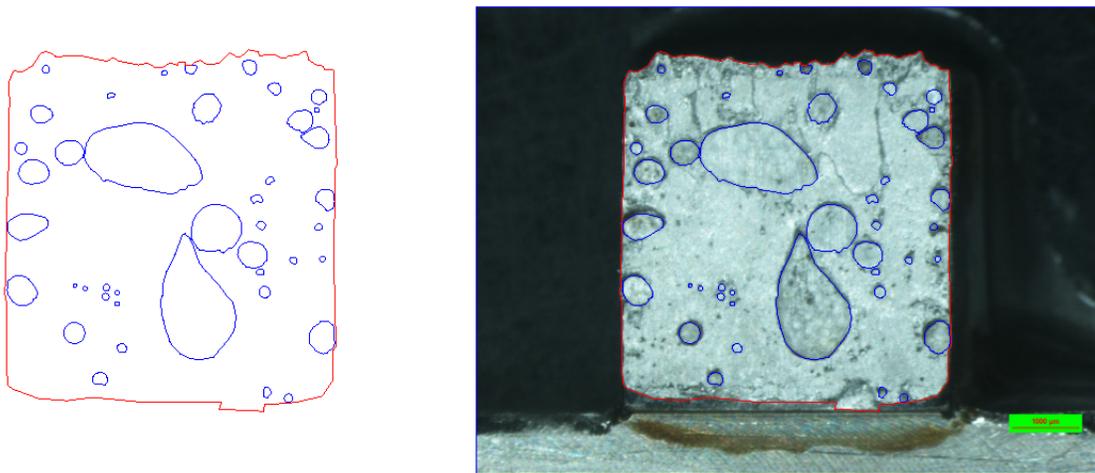


Figure 4.18 Exemple de traitement d'une image optique d'un joint.

4.3 Résultats expérimentaux

Les résultats de tests contrainte-déformation présentés dans cette section du chapitre ont été réalisés à température ambiante et pour une vitesse de déformation en cisaillement du joint de $0,8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

4.3.1 Présentation des résultats

Les courbes des tests contrainte-déformation des échantillons des 3 lots sont présentées dans la figure 4.19. Pour ces courbes, les contraintes ont été calculées en considérant les surfaces des sections efficaces de chaque joint. Les courbes correspondant à chacun des 3 lots sont présentées par une couleur distincte. À première vue on distingue clairement les courbes correspondantes à lot_S0 du reste. Pendant les tests contrainte-déformation, les échantillons de ce lot ont manifesté des contraintes de *yield* et de contraintes ultimes plus élevées que celles manifestées par les autres échantillons.

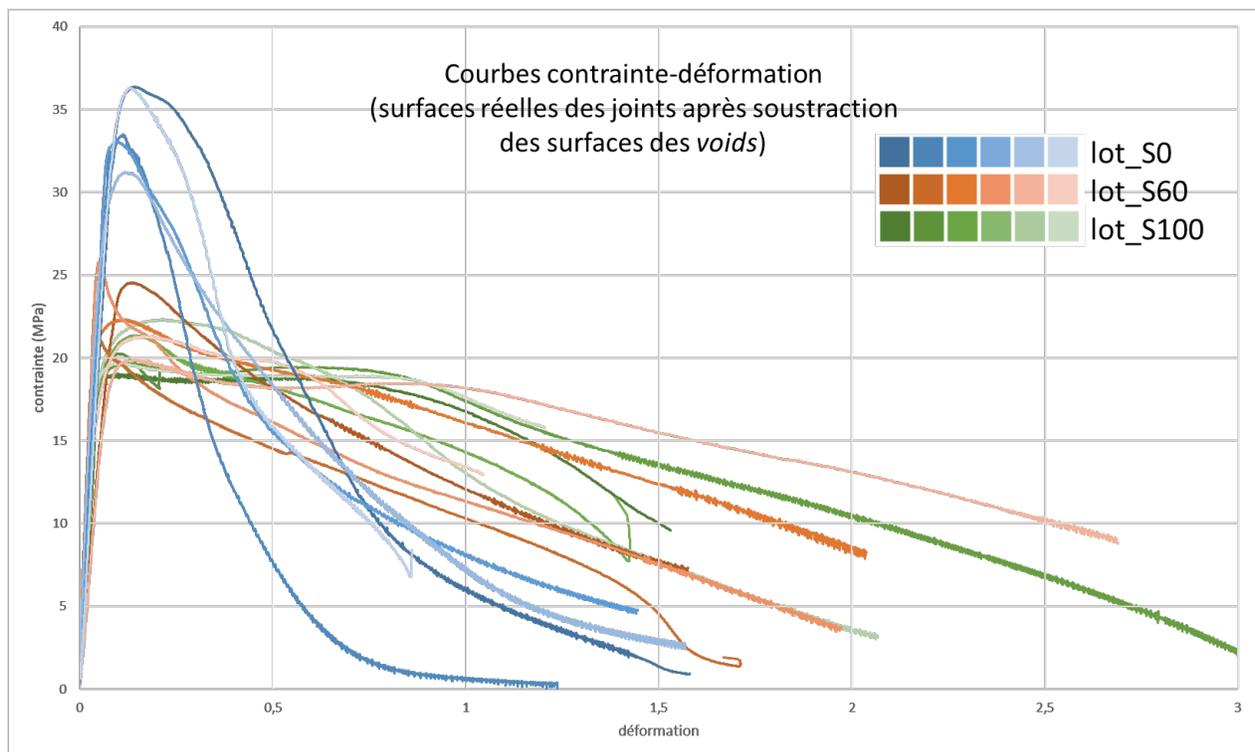


Figure 4.19 Courbes des tests contrainte-déformation.

Afin d'investir davantage nos remarques concernant la contrainte de *yield* et la contrainte ultime, ces valeurs ont été évaluées et deux diagrammes ont été dressés pour résumer les

résultats. Le premier diagramme traite la contrainte de *yield* et est représenté par la figure 4.20a. Le deuxième diagramme traite la contrainte ultime et est représenté par la figure 4.20b. Dans ces diagrammes les valeurs de contrainte sont regroupées par lot et la valeur moyenne pour chacun des lots est représentée également. En comparant les valeurs moyennes de la contrainte de *yield* et la contrainte ultime des 3 lots et tout en rappelant que ces lots présentent des conditions de vieillissement à des niveaux incrémentés, on remarque une réduction de la contrainte de *yield* et de la contrainte ultime sous effet du vieillissement avec cyclage thermique.

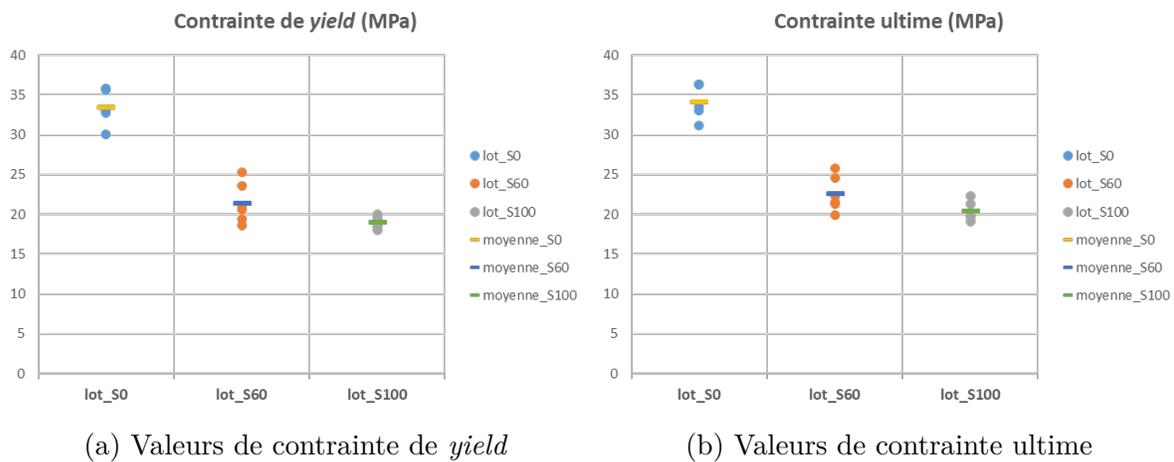


Figure 4.20 Résultats d'évaluation de la contrainte de *yield* et de la contrainte ultime.

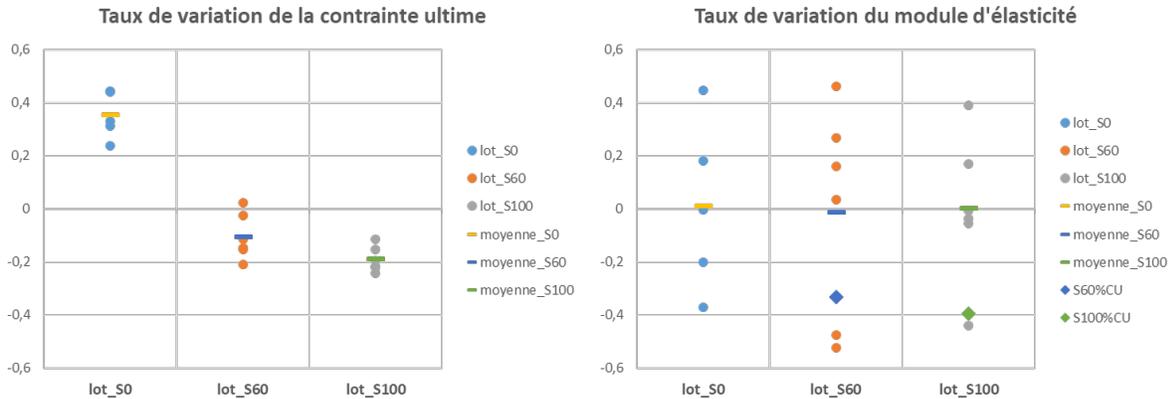
Le test de *Student* pour la comparaison des moyennes est utilisé afin d'évaluer les niveaux de confiance correspondants à une réduction significative des valeurs moyennes de la contrainte ultime des 3 lots. En appliquant ce test statistique pour comparer la valeur moyenne de lot_S60 avec celle de lot_S0 et la valeur moyenne de lot_S100 avec celle de lot_S60, on trouve respectivement 0,0001 et 0,0618 comme *p-value*. Alors la réduction manifestée après les premiers 60 cycles est significative pour un niveau de confiance de 99% et la réduction manifestée après les derniers 40 cycles est significative pour un niveau de confiance de 90%.

Le cyclage thermique peut avoir deux effets : le vieillissement de la microstructure et la création de micro-fissures. Dans le but de vérifier que l'origine de la réduction de la contrainte ultime est la fatigue des joints sous effet du vieillissement avec cyclage thermique et non pas le dommage des joints par la création de micro-fissures, une investigation

a été menée sur le module d'élasticité. La présence de micro-fissures dans un joint réduiraient sa section efficace. Les effets d'une telle réduction devraient alors être présents sur la mesure de la contrainte durant la totalité d'un test contrainte-déformation. Si la section efficace était effectivement réduite, alors l'effet se manifesterait sur l'ensemble de la courbe contrainte-déformation. En d'autres termes, si la réduction de la valeur moyenne de la contrainte de *yield* et de la contrainte ultime était causée par la réduction de la section efficace des joints à cause du dommage accumulé sous effet du vieillissement, une réduction similaire devrait être observée pour la valeur moyenne du module d'élasticité. La figure 4.21 montre les taux de variation de la contrainte ultime et du module d'élasticité. Les taux de variation sont calculés par rapport à la valeur moyenne de l'ensemble des échantillons indépendamment du niveau de vieillissement. L'équation suivante montre comment un taux de variation a été calculé pour chaque valeur de la contrainte ultime ou du module d'élasticité :

$$\text{tauxdevariation} = \frac{\text{valeur} - \text{moyenne}}{\text{moyenne}} \quad (4.1)$$

où *valeur* est la valeur déduite de la contrainte ultime ou du module d'élasticité et *moyenne* est la valeur moyenne correspondante sur les données de la totalité des échantillons. Sur les diagrammes de la figure 4.21, les taux de variation de la valeur moyenne de chacun des lots sont présentés.



(a) Taux de variation de la contrainte ultime (b) Taux de variation du module d'élasticité

Figure 4.21 Taux de variation.

En effet, si la réduction de la contrainte de *yield* et de la contrainte ultime était une conséquence de la non prise en compte des effets de la présence des micro-fissures sur la section

efficace, les taux de variation des valeurs moyennes du module d'élasticité de lot_S60 et de lot_S100 auraient dû présenter une tendance similaire à celle qu'on observe sur le diagramme de la figure 4.21a. Sur le diagramme de la figure 4.21b les losanges présentent ce qui aurait dû être le cas, si la réduction de la contrainte était causée par la présence de micro-fissure et par conséquent causée par la réduction des sections efficaces des joints, concernant les taux de variation des valeurs moyennes du module d'élasticité de lot_S60 et de lot_S100 relativement au taux de variation de la valeur moyenne lot_S0. Comme prévu, les taux de variation des valeurs moyennes de la contrainte ultime des 3 lots manifestent une tendance similaire à celle observée sur le diagramme de la figure 4.20b. Par contre, les taux de variation des valeurs moyennes du module d'élasticité semblent être indépendants des conditions de vieillissement. Cela permet d'éliminer la possibilité que la présence de micro-fissures soit la cause de la réduction de la contrainte ultime. La fatigue des joints sous effet du vieillissement avec cyclage thermique est plus probablement la cause de la réduction.

On trouve dans la littérature plusieurs travaux qui montrent l'adoucissement du matériau de brasure SAC sous effet du vieillissement isotherme [4, 5, 40, 50, 51, 59, 60]. Les échantillons utilisés dans ces travaux sont des spécimens en forme d'éprouvette de traction plate et de taille millimétrique. Le matériau de brasure SAC est fondu dans des tubes rectangulaires en verre. Les échantillons sont préparés par refusion selon deux profils différents. Le premier profil présente un refroidissement similaire à celui présenté sur la figure 4.5 et le deuxième profil présente une grande vitesse de refroidissement par trempage à l'eau. Une comparaison qualitative, entre nos résultats et ceux qu'on trouve dans [60] pour le SAC305 pré-vieilli par stockage isotherme à 100 °C et qui correspondent à des tests réalisés à température ambiante et pour une vitesse de déformation en traction de $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, suggère que la réduction relative par rapport à l'état non vieilli observée sur nos résultats est plus importante et plus rapide en termes de taux d'augmentation initial. Il y a plusieurs paramètres qui distinguent notre expérience de celle trouvée dans [60]. Parmi ces différences on note les conditions de vieillissement subies par nos échantillons et par ceux utilisés dans [60]. On note aussi que, dans [60], des échantillons SAC305, de taille millimétrique et fabriqués en appliquant un profil de refusion avec une grande vitesse de refroidissement, sont utilisés et que l'ensemble de toutes ces différences pourraient avoir contribué à la différence qu'on observe en comparant entre nos résultats et ceux qu'on trouve dans [60].

Il faut bien noter que, dans la littérature, on trouve des travaux comme [29, 67] où les

échantillons ont enduré du cyclage thermique mais sans être restreints de manière à ce que le déplacement, généré par le contraste en coefficient de dilatation thermique, des supports auxquels le joint de brasure est attaché puisse induire des contraintes au niveau du joint. Dans un tel cas, les conditions de vieillissement correspondent à du vieillissement thermique, avec une température qui varie de manière cyclique, et pas à de la fatigue thermomécanique. On trouve aussi des exemples de la littérature où les joints de brasure étudiés ont enduré de la fatigue thermomécanique. Par exemple, chacun des échantillons utilisés dans le travail de *Telang et al.*[84] comporte deux joints en configuration symétrique à simple recouvrement, d'une épaisseur d'environ 100 μm et formés en utilisant de la brasure $\text{Sn} - \text{Ag}$ eutectique. Pour chaque échantillon, 3 barrettes (deux de cuivre et une de nickel) ont été utilisées comme substrats pour les deux joints. Après la refusion et avant la fixation des échantillons, par serrage mécanique, sur des supports de cuivre, les joints sont non contraints. Ensuite, les échantillons ont subi du vieillissement par cyclage thermique. Toutefois dans de tels exemples, les études s'intéressent plutôt à la microstructure qu'à la caractéristique mécanique de visco-plasticité des joints. Dans [17], une approche particulièrement intéressante est adoptée. Cette approche consiste tout d'abord à modéliser la vitesse de fluage secondaire sur deux plages de contraintes (faibles et élevées) en fonction de la taille des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn et sur la base de données expérimentales de caractérisation du fluage par micro-indentation pour des billes de brasure $\text{Sn} - 4,0\text{Ag} - 0,5\text{Cu}$ ayant subi du vieillissement isotherme pour différentes durées. Ensuite le *coarsening* de la taille des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn est modélisé sur la base de données déduites des mesures faites sur les microstructures de joints de brasure $\text{Sn} - 3,5\text{Ag}$ d'assemblages microélectroniques ayant subi soit du vieillissement isotherme pour différentes durées soit du cyclage thermique pour différents nombres de cycles. En alimentant le modèle de vitesse de fluage secondaire par les données de taille des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn , calculées à partir du modèle de *coarsening* et pour un niveau de vieillissement correspondant à un nombre de cycles thermiques subis, la vitesse de fluage secondaire est dressée en fonction du nombre de cycles thermiques subis par le joint. Il faut bien noter que, pour le cas du vieillissement isotherme, la tendance d'augmentation en taille des nanoparticules intermétalliques Ag_3Sn en fonction de la durée de vieillissement selon le modèle de *coarsening* dans [17] semble être différente de la tendance observée sur les données expérimentales dans [9, 23]. En comparant la tendance de l'évolution de la vitesse de fluage secondaire trouvée dans [17] avec celle observée sur les données expérimentales dans [58], les deux tendances semblent être différentes. Il faut noter aussi que les résultats numériques de vitesse de fluage secondaire en fonction du nombre de cycles thermiques subies ne sont pas validés expérimentalement.

En résumé, il semble que la littérature manque encore d'études expérimentales limpides qui évaluent l'effet de la fatigue thermomécanique sur la caractéristique de visco-plasticité des joints de brasure SAC.

4.3.2 Modélisation

Afin de mieux comprendre l'effet du vieillissement avec cyclage thermique sur la caractéristique de plasticité et de pouvoir exploiter les résultats expérimentaux dans des simulations par EF et vu la grande dispersion que présentent les courbes de chaque lot, il fallait tout d'abord modéliser mathématiquement la caractéristique de plasticité pour les données des tests contrainte-déformation de nos échantillons avec un modèle non linéaire. Les paramètres du modèle doivent être aussi simplement que possible corrélables à des aspects de la courbe que le modèle décrit. Ceci afin que l'évolution des paramètres en fonction du vieillissement puisse permettre de tirer des informations supplémentaires sur l'effet du vieillissement sur la globalité de la caractéristique de plasticité et pas seulement sur la contrainte de *yield* et la contrainte ultime. L'étude de la dispersion par lot des paramètres permettra d'évaluer la possibilité de définir une courbe contrainte-déformation représentative de chaque lot similairement à ce qui est présenté ultérieurement dans la figure 4.26.

Pour décrire la caractéristique de plasticité, le modèle de *Weibull* et le modèle en tangente hyperbolique à 4 paramètres, décrit dans le chapitre 2 par les équations 2.9 et 2.10 respectivement, sont considérés. Il faut choisir parmi ces deux modèles celui dont la sensibilité de la forme de la zone plastique de la courbe contrainte-déformation à ces paramètres est la plus simple. Alors pour les deux modèles, il faut comprendre l'impact de chacun des paramètres du modèle sur la forme de la courbe contrainte-déformation que le modèle décrira.

Il faut noter que, même si les deux modèles de plasticité sont tracés sur la plage $\varepsilon \geq 0$, les courbes qui en dérivent n'ont aucune signification physique près de l'origine où les déformations sont non permanentes. La définition de l'intervalle de validité des courbes des figures 4.22 et 4.23 a été faite de façon visuelle pour plus de simplicité puisque ceci n'interfère pas avec le but de l'étude.

Modèle de *Weibull* :

Une étude paramétrique a été menée en utilisant les valeurs des paramètres du modèle

suivant comme références pour les plages de variation :

$$\sigma(\varepsilon) = \underbrace{35}_{C_0} - \underbrace{30}_{C_1} \exp\left(-\underbrace{350}_{C_2} \varepsilon^{\underbrace{2}_{C_3}}\right) \quad (4.2)$$

et où chacune des valeurs des paramètres a été variée à son tour. Les valeurs de référence des paramètres empiriques du modèle de l'équation 4.2 correspondent à l'arrondissement des valeurs moyennes des paramètres de lot_S0. La figure 4.22 montre les résultats de chaque variation de paramètre.

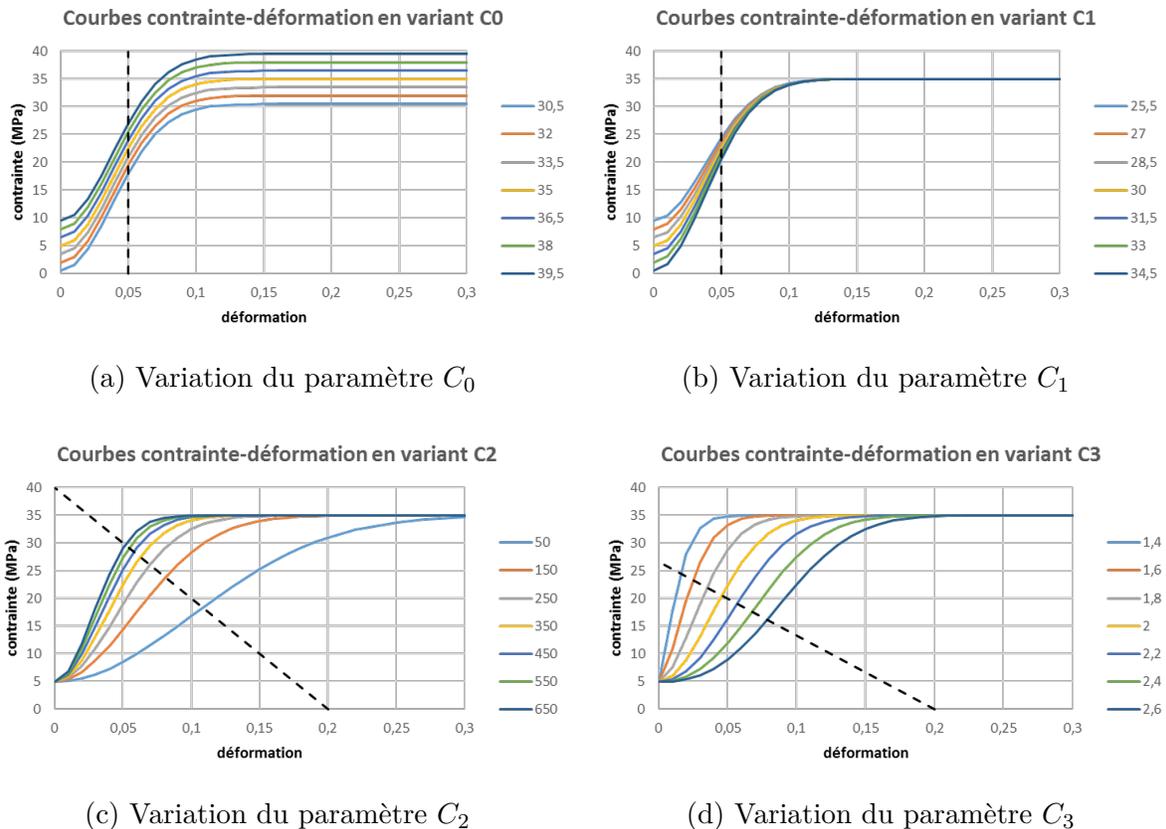


Figure 4.22 Résultats d'étude paramétrique du modèle de plasticité de *Weibull*. Chacune des légendes indique les différentes valeurs considérées pour le paramètre sujet de variation. La ligne en traits interrompus en noir intersecte les courbes pour définir, approximativement, pour chacune la déformation limite à partir de laquelle l'intervalle de validité de la courbe débute.

Le paramètre C_0 a un effet de translation de la courbe contrainte-déformation selon l'axe des contraintes. Ce paramètre définit aussi la contrainte ultime que la valeur de

la contrainte de chaque courbe atteint pour les grandes déformations (relativement à l'intervalle de déformation considérée pour les graphes de la figure 4.22). D'autre part, le paramètre C_1 a un effet sur la pente au début de la plasticité et cela est fait en modifiant la valeur initiale de la contrainte à zéro déformation. L'effet des paramètres C_2 et C_3 se manifeste sur la pente au début de la plasticité et sur le niveau de déformation auquel la contrainte ultime est quasiment atteinte. Il faut bien noter que ces deux paramètres ont des effets différents pour les faibles déformations (en dehors de la plage de validité) et la sensibilité de la courbe contrainte-déformation à l'égard des variations de chacun est différente.

Modèle en tangente hyperbolique :

Une deuxième étude paramétrique a été menée en utilisant les valeurs des paramètres du premier terme du modèle suivant comme références pour les plages de variation :

$$\sigma(\varepsilon) = \underbrace{\overbrace{35}^{B_1} \tanh\left(\overbrace{16}^{B_2} \varepsilon\right)}_{\text{premier terme}} + \underbrace{B_3 \tanh(B_4 \varepsilon)}_{\text{deuxième terme}} \quad (4.3)$$

et où chacune des valeurs des paramètres du premier terme a été variée à son tour et l'effet du deuxième terme a été évalué dans son ensemble. Vu que le modèle en tangente hyperbolique comprend deux termes similaires, l'approche adoptée ici consiste à réaliser l'étude paramétrique pour un terme et d'évaluer ensuite l'effet du deuxième. Les valeurs des paramètres empiriques du premier terme du modèle de l'équation 4.3 correspondent à l'arrondissement des valeurs des paramètres permettant d'avoir un bon ajustement (le deuxième terme étant négligé) avec la courbe que le modèle de l'équation 4.2 décrit. La figure 4.24 montre les résultats de chaque variation de paramètre.

Lorsque seul le premier terme est pris en compte, le paramètre B_1 permet d'avoir des courbes contrainte-déformation avec des tendances directement proportionnelles de la contrainte en fonction de la déformation. Ce paramètre définit aussi la contrainte ultime que la valeur de la contrainte de chaque courbe atteint pour les grandes déformations (relativement à l'intervalle de déformation considérée pour les graphes de la figure 4.23). Et le paramètre B_2 a un effet sur le niveau de déformation auquel la contrainte ultime est quasiment atteinte. En ajoutant le deuxième terme au modèle, une fois l'ajustement du premier terme effectué, les paramètres B_3 et B_4 se révèlent utiles en donnant plus de flexibilité pour améliorer l'ajustement.

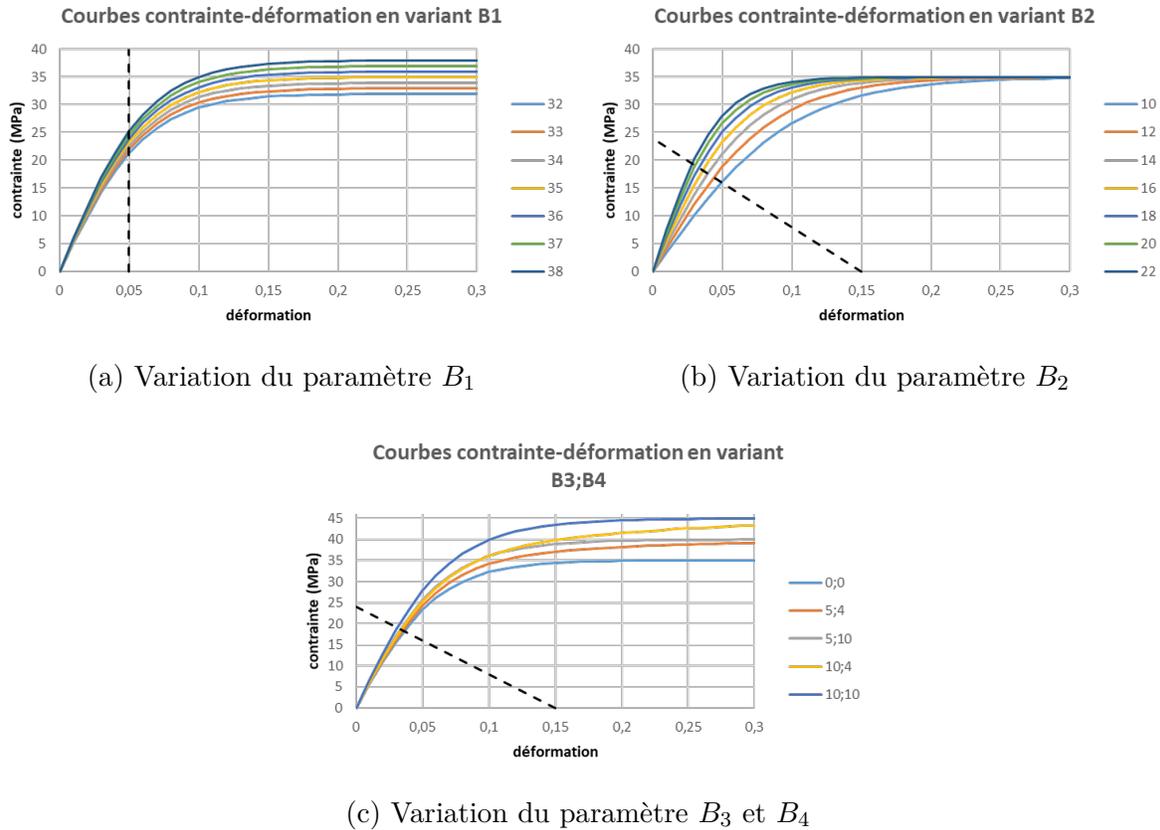


Figure 4.23 Résultats d'étude paramétrique du modèle de plasticité en tangente hyperbolique. Chacune des légendes indique les différentes valeurs considérées pour le paramètre sujet de variation. La ligne en traits interrompus en noir intersecte les courbes pour définir, approximativement, pour chacune la déformation limite à partir de laquelle l'intervalle de validité de la courbe débute.

Par contre, vu que l'ajustement se fait en considérant les 4 paramètres à la fois, le modèle en tangente hyperbolique s'avère moins avantageux, car il est difficile de décrypter l'effet combiné des deux termes.

Modélisation des données expérimentales basée sur le modèle de *Weibull*

Le modèle de *Weibull* étant choisi, la modélisation mathématique des données expérimentales des tests contrainte-déformation des 3 lots d'échantillons a été faite et les valeurs des paramètres C_0 , C_1 , C_2 et C_3 sont représentées dans la figure 4.24. Pour les valeurs moyennes de chaque lot des paramètres C_0 et C_1 , une tendance similaire à celle qu'on a

déjà observé pour la contrainte de *yield* et la contrainte ultime est remarquée. Par contre, pour les valeurs moyennes de chaque lot des paramètres C_2 et C_3 , la dispersion des valeurs est importante en comparaison avec les deux premiers paramètres et les valeurs moyennes ne permettent pas de tirer des conclusions sur la tendance. Pour les paramètres C_2 et C_3 , les valeurs des médianes (selon une approximation linéaire) de chaque lot sont représentées aussi en plus des valeurs moyennes. Ces valeurs de médianes sont bien différentes des valeurs moyennes et n'offrent pas un meilleur aperçu sur les tendances de ces deux paramètres. En fait, comme déjà discuté sur les effets des paramètres du modèle, C_2 et C_3 sont très emmêlés entre eux et avec C_1 . Alors, ce qu'on peut dire, avec réserve, est que sous l'effet du vieillissement il y a augmentation de C_2 et il n'y a quasiment pas de changement pour C_3 .

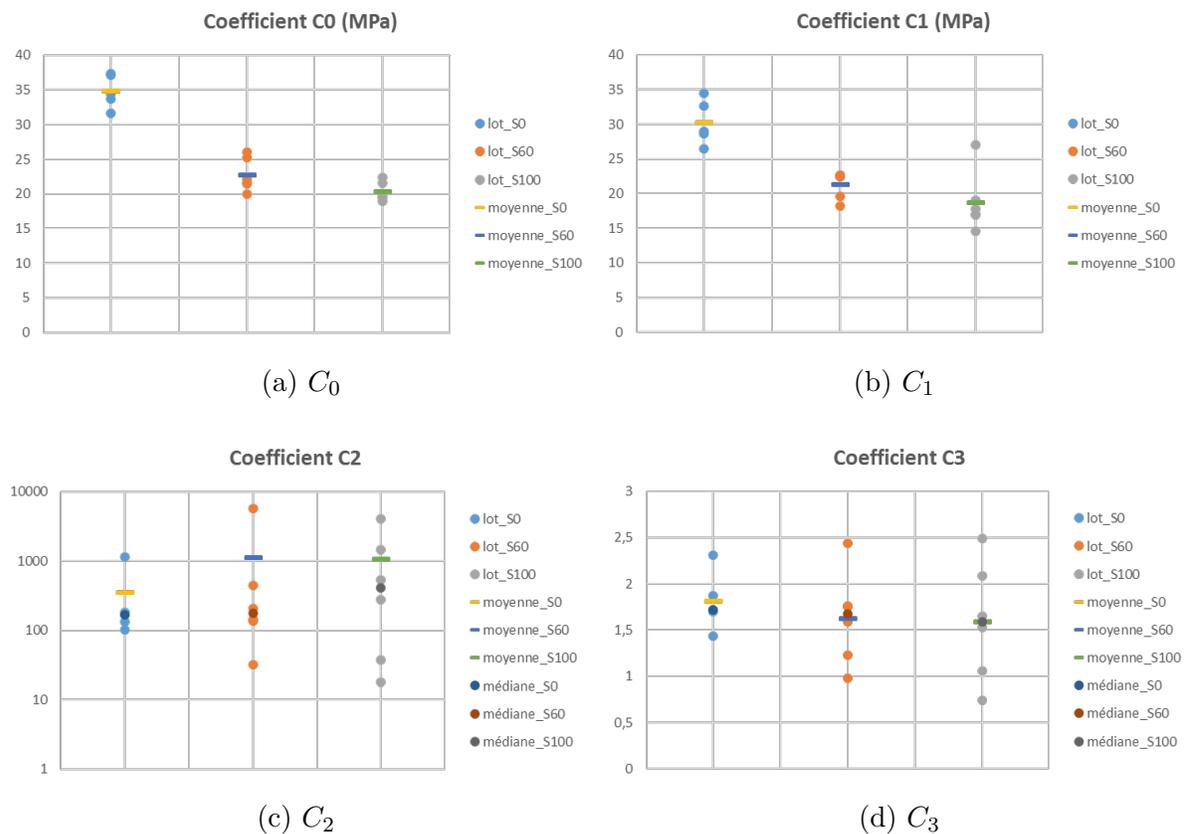


Figure 4.24 Résultats de modélisation.

La grande dispersion présente suggère que les données expérimentales ne peuvent pas être modélisées avec un seul modèle. En fait, le modèle en tangente hyperbolique a été utilisé, dans le but d'explorer sa performance à capter la caractéristique de plasticité, et s'est

avéré plus adéquat que le modèle de *Weibull* pour certaines courbes. En raison de cette dispersion, les données ne permettent pas de définir, de manière systématique et non arbitraire, une zone plastique de la courbe contrainte-déformation pour chacun des niveaux de vieillissement. Par conséquent, l'exploitation des résultats expérimentaux dans des simulations par EF doit se limiter à la tendance de réduction observée pour la contrainte de *yield* et la contrainte ultime.

Cette dispersion observée sur les données expérimentales est liée à l'épaisseur micrométrique des joints. Les dimensions micrométriques des joints permettent la manifestation des effets de l'anisotropie du *Sn*. Elles permettent aussi la manifestation des effets de la granulométrie grossière, ou bien de la morphologie entrelacée, combinée avec la présence d'orientations cristallographiques aléatoires. On a déjà discuté dans le chapitre 2 que les joints de taille millimétrique et de nature massive ne manifestent pas de dispersion significative. La dispersion observée est en concordance avec la conclusion d'autres chercheurs indiquant le caractère unique de chaque joint de brasure en termes de microstructure et d'état de chargement ressenti [47, 48].

4.3.3 Simulation

On trouve dans la littérature certains travaux qui évaluent l'effet de la prise en compte du stockage isotherme comme condition de pré-vieillessement sur les résultats de simulations par EF [40, 60]. Dans ces travaux, des données expérimentales correspondant à des échantillons de SAC, en forme d'éprouvette de traction plate de taille millimétrique, pré-vieillis par stockage isotherme et pour différentes durées sont utilisées. Pour chaque durée de stockage, une série de paramètres du modèle d'*Anand* est définie. Lors de la simulation, une des séries de paramètres est utilisée à la fois et les résultats correspondent ainsi à une simulation traditionnelle (pas d'évolution des paramètres) mais qui prend en compte une condition de pré-vieillessement du matériau de brasure. Dans [60], les paramètres du modèle d'*Anand* ont également été modifiés au cours d'une simulation de cyclage thermique de manière à prendre en compte l'effet du vieillissement isotherme subi sur les paliers supérieurs de température par le SAC. Ainsi, les résultats d'une telle simulation prennent en compte l'évolution continue du matériau de brasure sous effet d'une condition de vieillissement.

Afin d'évaluer l'effet de la prise en compte du vieillissement avec cyclage thermique sur les résultats de simulation par EF, des simulations ont été faites en considérant le modèle d'un boîtier BGA similaire à ceux étudiés dans le chapitre 3 et en utilisant le logiciel de

simulation par EF ANSYS. Dans ces simulations la caractéristique de visco-plasticité est définie selon le modèle d'*Anand*. Même si l'étude est basée sur des données expérimentales de tests contrainte-déformation, le modèle d'*Anand* prend le fluage en considération. Malgré cela, le rôle important du fluage pour la prédiction de la fiabilité des joints de brasure ne peut pas être mis en évidence dans cette section du chapitre. En effet, l'utilisation du modèle d'*Anand* dans les simulations par EF ne permet pas de distinguer entre les déformations permanentes indépendante et dépendante du temps. Le modèle d'*Anand* de référence correspondant à l'état non vieilli sera utilisé pour dériver deux nouveaux modèles correspondants aux états vieillis. Chacune des simulations utilisera un modèle d'*Anand* unique et correspondra à un niveau de vieillissement.

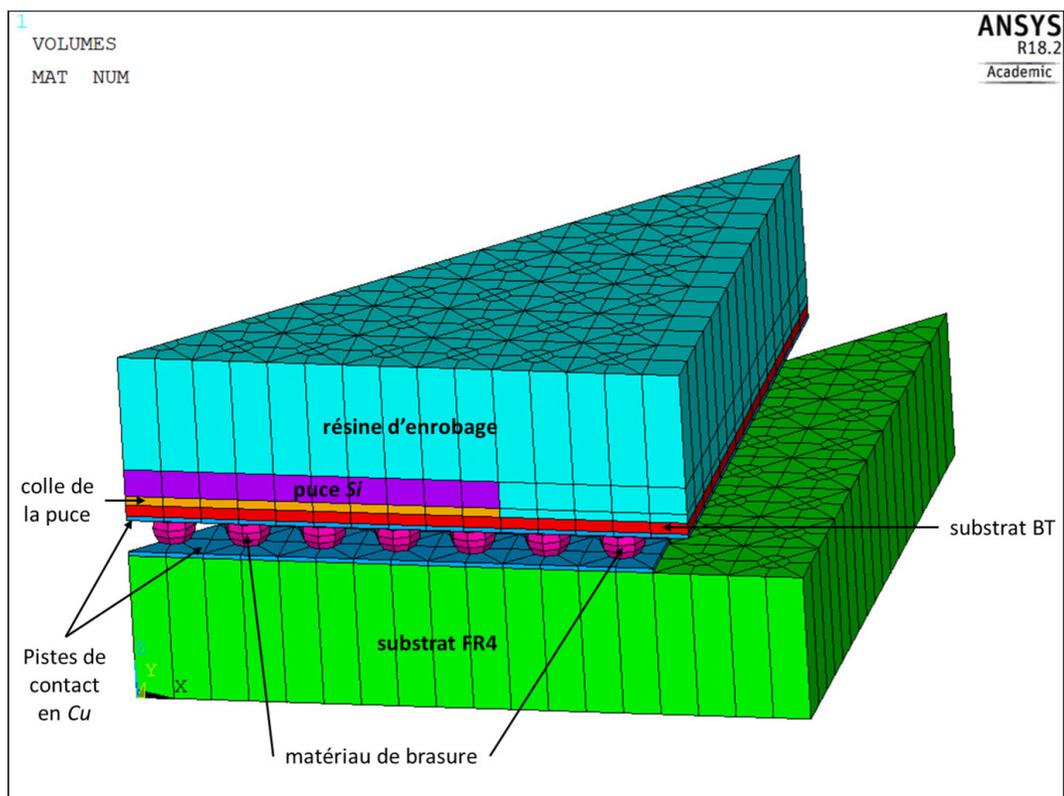


Figure 4.25 Modèle de simulation d'un huitième du boîtier BGA (impression des volumes).

Le modèle de simulation, montré sur la figure 4.25, correspond à un huitième de boîtier en raison des symétries de la géométrie. Parmi les couleurs montrées sur la figure, le substrat FR4 est en vert, les pistes de contact en cuivre sont en bleu, les billes de brasure sont en magenta, le substrat BT est en rouge, la colle de la puce est en orange, la puce *Si* est en

violet et la résine d'enrobage est en cyan. Les détails de la géométrie et des propriétés des matériaux sont décrits dans [26, ch. 4]. L'annexe E résume les propriétés des matériaux et rappelle les détails de simulation.

Les données expérimentales présentées dans ce chapitre correspondent à des tests mécaniques contrainte-déformation réalisés pour une seule valeur de température et une seule vitesse de déformation et ces données présentent une grande dispersion au niveau de chaque lot. Ceci ne permet pas de modéliser la caractéristique de plasticité sur la gamme de températures et de vitesses de déformation requise par les simulations. Alors, vu que dans ce modèle de simulation, la caractéristique de visco-plasticité est définie par un modèle d'*Anand* et afin de tenir compte de l'effet du vieillissement sur la plasticité, la tendance de réduction observée dans ce travail pour la contrainte de *yield* et la contrainte ultime sera utilisée comme base pour faire évoluer le modèle d'*Anand* de référence tout en faisant l'hypothèse que cette tendance ne dépend pas de la température ni de la vitesse de déformation.

Comme les données expérimentales présentées dans la figure 4.19 correspondent à 3 niveaux de vieillissement, deux modèles de visco-plasticité supplémentaires seront définis sur la base du modèle d'*Anand* de référence. Le tableau 4.2 décrit le lien entre les paramètres du modèle d'*Anand* de référence et ceux des deux modèles qui en dérivent. Ce tableau présente des facteurs de proportionnalité (multiplicateurs appliqués aux paramètres) pour chacun des 9 paramètres du modèle d'*Anand* et pour chacun des 3 niveaux de vieillissement.

facteurs de proportionnalité	s_0	Q/R	A	ξ	m	h_0	\hat{s}	n	a
vieillissement correspondant à 0 cycle	1	1	1	1	1	1	1	1	1
vieillissement correspondant à 60 cycles	0,641	1	1	1	1	1	0,662	1	1
vieillissement correspondant à 100 cycles	0,567	1	1	1	1	1	0,598	1	1

Tableau 4.2 Facteurs de proportionnalité décrivant l'évolution des paramètres du modèle d'*Anand*.

Le premier niveau correspondant à 0 cycle a tous ces facteurs égaux à 1 vu que c'est le modèle de référence. Le deuxième et le troisième niveaux correspondants respectivement à 60 et à 100 cycles ont tous leurs facteurs égaux à 1 sauf pour les paramètres s_0 et \hat{s} . Une étude paramétrique qui a été menée en utilisant le modèle d'*Anand* de référence a permis

d'établir un lien direct entre les tendances de variation de la contrainte de *yield* et de la contrainte ultime des courbes contrainte-déformation et les paramètres s_0 et \hat{s} respectivement. La figure 4.26 présente 3 courbes contrainte-déformation, chacune étant tirée d'un des modèles dont les paramètres sont définis par le tableau 4.2 et pour les mêmes conditions de température et de vitesse de déformation. La figure D.1 de l'annexe D montre, pour températures différentes, les vitesses de fluage secondaire définies par les trois modèles. Cette figure montre une tendance, en fonction du vieillissement avec cyclage thermique, similaire à celle qu'on trouve, en fonction du stockage isotherme, dans [51].

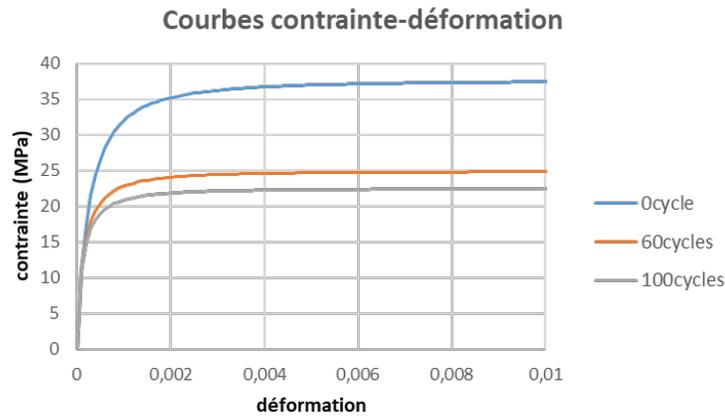


Figure 4.26 Courbes contrainte-déformation, pour une vitesse de déformation de $0,0001 \text{ s}^{-1}$ et une température de 25°C , définies par l'évolution du modèle d'*Anand* à travers les 3 niveaux de vieillissement.

Les facteurs de proportionnalité des paramètres s_0 et \hat{s} sont les proportions des valeurs moyennes de chaque lot de la contrainte de *yield* et de la contrainte ultime par rapport à celles de lot_S0 (voir figure 4.20).

Les simulations par EF ont été faites pour du cyclage thermique $-55^\circ\text{C}/125^\circ\text{C}$ et en utilisant pour chacune un des 3 ensembles de paramètres afin de définir le modèle d'*Anand*. La figure 4.27 présente les résultats de DED pour 3 simulations et pour un élément de la région la plus contrainte de la bille la plus susceptible de devenir défaillante. Dans chacune de ces simulations, la caractéristique de visco-plasticité n'évolue pas et l'état de cette caractéristique correspondant à un des 3 niveaux de vieillissement est traité comme une condition de pré-vieillessement du matériau de brasure avant de subir le cyclage thermique par simulation. Il est clair que plus les conditions de pré-vieillessement sont importantes,

plus la dissipation d'énergie le sera. Après 5 cycles, quand la dissipation par cycle est devenue constante, la DED accumulée par cycle pour le matériau de brasure dont l'état correspond à un niveau de vieillissement correspondant à 100 cycles $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$ est supérieur au double de celle du matériau de brasure dont l'état correspond à un niveau de vieillissement correspondant à 0 cycle.

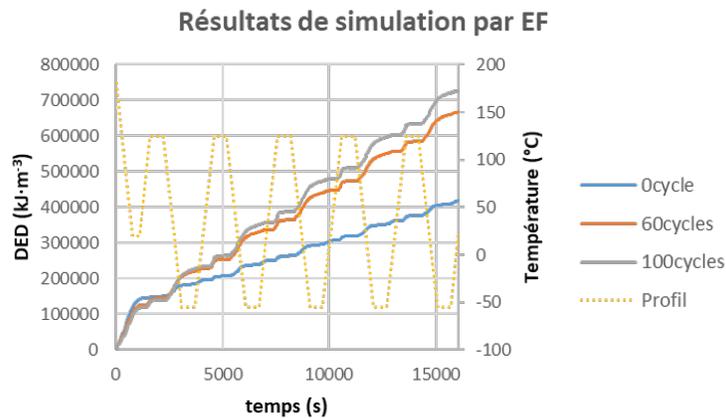


Figure 4.27 Résultats de simulation par EF : DED en fonction du temps pour 3 états de la caractéristique de visco-plasticité correspondants à 3 niveaux de vieillissement. Le profil de température du cyclage thermique est présenté en pointillés en jaune.

La figure 4.28 présente la DED accumulée par cycle pour le matériau de brasure en fonction de l'amplitude de la condition de pré-vieillissement quantifiée en nombre de cycles $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$. La tendance d'augmentation de la DED accumulée par cycle est claire, elle a doublé après 100 cycles de pré-vieillissement en comparaison avec sa valeur initiale.

Jusqu'à maintenant les résultats sont présentés comme une conséquence du pré-vieillissement par cyclage thermique. En fait, chacune des simulations évalue la DED accumulée par cycle $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$ pour le matériau de brasure après avoir subi un certain nombre de cycles $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$. Et ainsi la figure 4.28 présente également l'évolution de la DED accumulée par cycle $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$ une fois l'échelle des abscisses, en nombre de cycles, ajustée par multiplication avec le bon F.A. permettant de faire l'équivalence. Une valeur pour le F.A. égale à 3 (voir justification à la fin de cette section du chapitre¹) suggère que au bout de 180 cycles la DED accumulée par cycle devient environ 1,9 la valeur initiale et au bout de 300 cycles elle devient environ 2,2 la valeur initiale. En effet, afin de simuler l'évolution

de la DED accumulée par cyclage thermique $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$, l'idéal serait de faire évoluer continuellement les paramètres du modèle d'*Anand*. Cependant, les données expérimentales, qui sont limitées à 3 niveaux de vieillissement, permettent de montrer bien l'effet du vieillissement du matériau de brasure sur le modèle de simulation sans avoir besoin de faire d'énormes hypothèses pour combler les écarts entre ces niveaux.

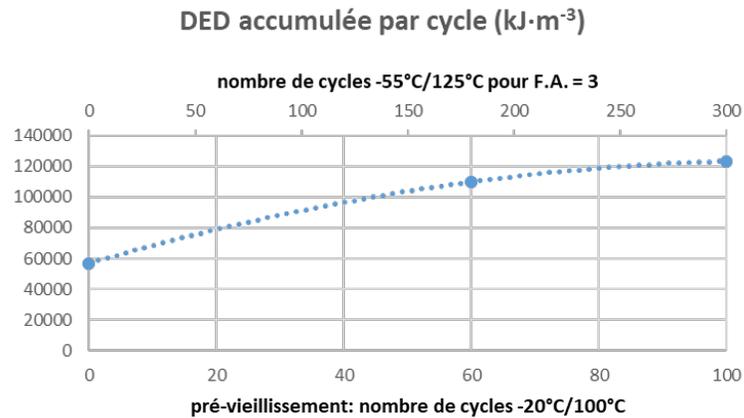


Figure 4.28 Évolution de la DED accumulée par cycle en fonction des conditions de pré-vieillissement.

La tendance observée sur la figure 2.14, extraite du travail de *Motalab* [61] où il a considéré l'effet du vieillissement isotherme à 100°C , est similaire à celle de la figure 4.28. Par contre, pour le vieillissement avec cyclage thermique l'augmentation de la DED accumulée par cycle est plus importante et plus rapide. La figure 4.29 présente la DED accumulée par cycle pour le matériau de brasure en fonction de l'amplitude de la condition de pré-vieillissement correspondant au cyclage thermique $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$ réalisé expérimentalement. Ces données sont insérées sur une partie d'un graphe (l'insert de la figure 4.29 correspond au graphe entier) extrait aussi du travail de *Motalab* [61] et qui présente l'énergie de déformation permanente dissipée par cycle en fonction de la durée de pré-vieillissement par stockage à 100°C . L'équivalence entre les échelles des abscisses, du niveau de pré-vieillissement, des simulations réalisées et du graphe sur lequel elles sont insérées est faite en suivant le raisonnement suivant :

- vu que l'échelle des abscisses du graphe extrait du travail de *Motalab* [61] est en durée de pré-vieillissement par stockage à 100°C ;
- et vu que l'échelle des abscisses pour les résultats des simulations réalisées est en nombre de cycles $-20^{\circ}\text{C}/100^{\circ}\text{C}$ de pré-vieillissement (voir figure 4.28) ;

- des durées équivalentes doivent être définies et pour faire cela deux approches extrêmes seront envisagées ;
- la première approche consiste à quantifier la durée équivalente par la durée cumulée de paliers supérieurs de température ;
- et la deuxième approche consiste à quantifier la durée équivalente par la durée cumulée de cycles.

Il faut noter que la comparaison est faite pour des résultats de simulation par EF du cyclage thermique en fonction de l'amplitude de la condition de pré-vieillessement et pas en fonction de l'émulation du vieillissement subi durant la simulation du cyclage thermique. Cela est dû au fait que les résultats de *Motalab* [61] représentés par la figure 2.14 se basent sur une correspondance faite entre la durée de stockage à 100 °C et la durée cumulée en condition de palier supérieur de température. Il a fait l'hypothèse que l'effet du stockage isotherme (à une température donnée et pour une durée donnée) sur la caractéristique de visco-plasticité du SAC est identique à l'accumulation des effets des paliers supérieurs de température (à la même température et pour une durée totale équivalente) endurés pendant le cyclage thermique. Or nous venons de montrer dans le chapitre 3 la non validité d'une telle hypothèse pour le SAC.

La figure 4.29 permet ainsi de faire une comparaison qualitative entre la gravité de l'effet du vieillissement avec cyclage thermique par rapport au stockage isotherme. Le vieillissement avec cyclage thermique est plus agressif et ses effets sont plus importants et plus rapides comparé au vieillissement isotherme.

La courbe de la figure 4.28 semble converger rapidement vers une valeur asymptotique. Sachant que, sous effet du vieillissement avec cyclage thermique, la caractéristique de visco-plasticité va évoluer significativement au bout des 100 premiers cycles et ne sera plus représentative de la caractéristique du matériau de brasure, faire des simulations par EF pour évaluer la fiabilité des joints de brasure en utilisant des modèles de la visco-plasticité modélisés uniquement à base de données expérimentales d'échantillons non vieillis, par cyclage thermique, remet en question l'exactitude et même l'utilité des résultats de telles simulations. En effet, l'exactitude et la signification des résultats de simulation augmente lorsque la capacité du modèle de simulation à décrire le comportement des éléments du composant à simuler augmente.

La réalisation des simulations avec un modèle de visco-plasticité qui évolue continuel-

lement est une bonne solution. Mais une solution plus simple pourrait correspondre à modéliser la visco-plasticité en utilisant uniquement des données expérimentales d'échantillons qui ont subi du vieillissement par cyclage thermique pour environ 100 cycles. La caractéristique de visco-plasticité semble converger rapidement et asymptotiquement vers une caractéristique limite. Alors le choix d'un état évolué de la visco-plasticité qui est à la fois proche de l'origine, en termes du nombre de cycles écoulés, et proche de la caractéristique limite, en termes du niveau de contrainte, est un bon compromis pour pouvoir utiliser un modèle statique de la visco-plasticité sans trop mettre en péril l'exactitude des résultats de simulation.

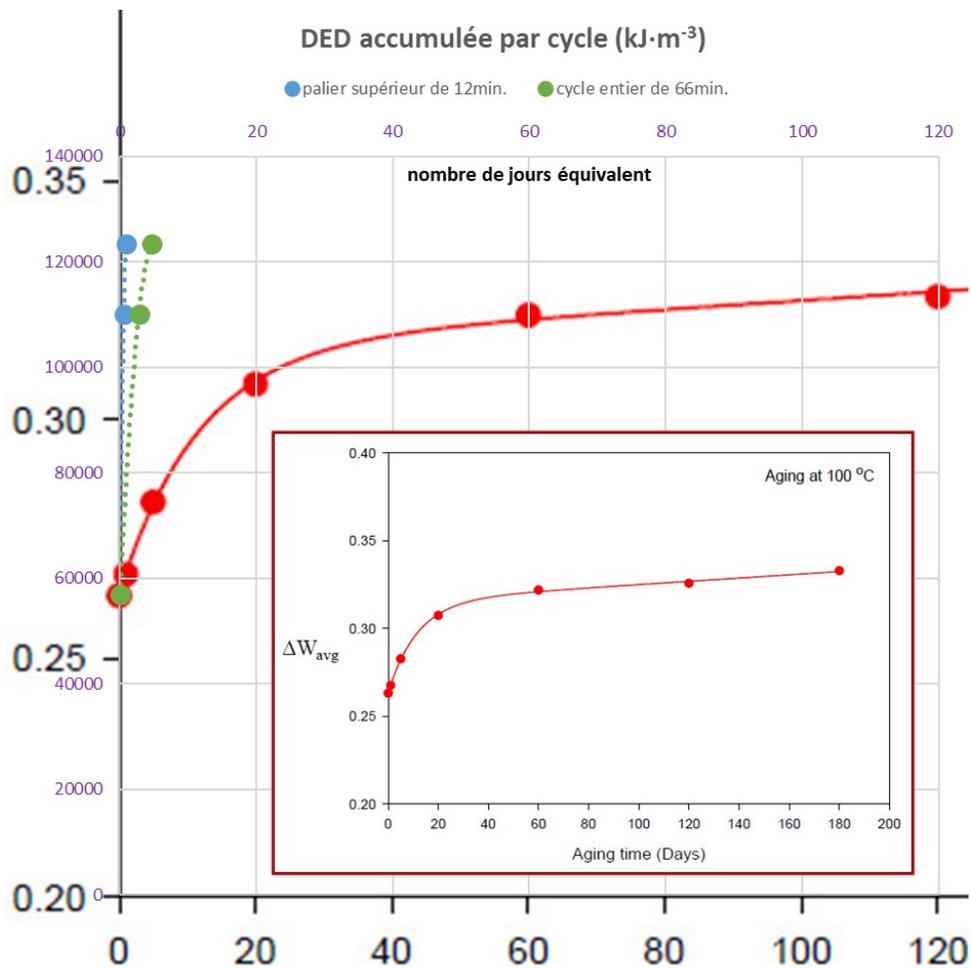


Figure 4.29 Comparaison entre le pré-vieillissement avec cyclage thermique et le pré-vieillissement isotherme [60] sur les résultats de simulations par EF.

1. Valeur du F.A.

La valeur de F.A. égale à 3 est un arrondissement (pour une présentation graphique simple) de la valeur approximative du F.A. liant le cyclage $-20\text{ °C}/100\text{ °C}$ réalisé expérimentalement et le cyclage $-55\text{ °C}/125\text{ °C}$ réalisé par simulation. La valeur est estimée à l'aide du F.A. suivant :

$$F.A. = \frac{N_{c2}}{N_{c1}} = \left[\frac{\Delta\gamma_1}{\Delta\gamma_2} \right]^{2b} \left(\frac{t_{p1}}{t_{p2}} \right) \exp \left[\frac{2E_a}{k} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) \right] \quad (4.4)$$

où les paramètres sont décrits dans [15, ch. 3]. Même si ce modèle n'était pas proposé pour le SAC, il présente l'avantage de considérer à la fois le rapport des plages de déformation plastique (similairement au F.A. basé sur le modèle de *Coffin-Manson*) et le rapport des effets des paliers supérieurs des cycles (similairement au F.A. de *Norris-Landzberg* et au F.A. de *Dauksher* mais sans le rapport des plages de température). La prise en compte du rapport des plages de déformation plastique est de grande importance pour cette situation comme les systèmes comparés sont complètement différents.

4.4 Conclusion

Le vieillissement par cyclage thermique des joints de brasure SAC se manifeste à la fois sur la microstructure et sur la caractéristique de plasticité de ces derniers. La résistance des joints aux déformations plastiques s'affaiblit sous effet du vieillissement, ce qui compromet la fiabilité des joints et ainsi la fiabilité du composant microélectronique.

On a présenté dans ce chapitre une étude menée sur des données expérimentales de tests contrainte-déformation d'échantillons en configuration de joints à simple recouvrement. L'objectif de cette étude était d'évaluer l'effet du vieillissement avec cyclage thermique sur la caractéristique de plasticité des joints de brasure SAC. Une méthodologie expérimentale a été développée. Elle consiste à fixer les échantillons fabriqués par refusion sur des véhicules de test en aluminium et à faire subir aux joints du cyclage thermique avant de les tester en cisaillement. Le profil thermique de l'essai de vieillissement a été adéquatement défini afin de respecter et de restreindre les conditions sévères imposées par ce véhicule de test non conventionnel.

Les échantillons ont été divisés en 3 lots avec des conditions de vieillissement différentes. Les joints des échantillons de chacun des lots ont enduré un nombre de cycles thermiques avant le test mécanique. Les échantillons du premier lot étaient testés directement après la refusion des joints et donc ils n'avaient pas subi de cycles. Les échantillons du deuxième et du troisième lots avaient subi respectivement 60 et 100 cycles outre les étapes liées au montage de véhicule de test. Les données expérimentales présentent une dispersion, au niveau de chaque lot, considérable. Les valeurs moyennes de la contrainte ultime de 3 lots montrent une réduction sous effet du vieillissement. Par rapport à l'état non vieilli, la réduction de la valeur moyenne de la contrainte ultime après 60 cycles thermiques est d'environ 33,8% et la réduction après 100 cycles est d'environ 40,2%. L'importance de l'amplitude de la variation de la caractéristique de plasticité et la vitesse, par rapport au nombre de cycles écoulés à laquelle elle évolue, méritent une grande attention. C'est comme si, après quelques cycles thermiques, on se trouve avec un matériau de brasure qui diffère totalement du matériau de départ.

Vu que le cyclage thermique est l'essai de vieillissement le plus populaire pour l'évaluation de la fiabilité des joints des assemblages microélectroniques et vu l'utilité et l'importance de quantifier l'évolution des propriétés mécaniques de visco-plasticité pour la compréhension des mécanismes de défaillance et pour l'amélioration de l'exactitude des résultats de

simulation par EF, la modélisation de la plasticité en fonction du vieillissement par cyclage thermique s'avère avantageuse. Dans ce chapitre, les simulations par EF présentées considèrent l'évolution de la caractéristique de visco-plasticité sous effet du vieillissement par cyclage thermique. Un modèle de visco-plasticité, extrait de la littérature, est fait pour évoluer selon la tendance de réduction observée pour la contrainte de *yield* et la contrainte ultime. Les résultats de simulation montrent une augmentation importante de la densité d'énergie de déformation accumulée par cycle en émulant l'effet du vieillissement et qui semble converger rapidement vers une valeur asymptotique.

CHAPITRE 5

Conclusion et perspectives

Rappel de la problématique

Dans le but de contribuer à l'avancement et à l'amélioration du domaine d'étude de la fiabilité des assemblages microélectroniques qui avaient connu le remplacement de l'alliage de brasure traditionnel $Sn - Pb$ par le SAC, ce travail de thèse s'est intéressé à l'évolution des joints SAC sous effet du vieillissement du fait de son possible impact sur la fiabilité des assemblages. La microstructure et la tenue mécanique du SAC, qui font l'objet de nombreux travaux de recherche, évoluent sous effet des différentes conditions de vieillissement. L'impact de cette évolution sur l'espérance de vie des joints de brasure n'est toujours pas bien compris. Il existe une causalité mutuelle entre la microstructure d'un joint de brasure SAC (*coarsening*, ...) et sa caractéristique mécanique de visco-plasticité. La microstructure d'un joint SAC, parmi d'autres facteurs (géométrie, température, ...), impose sa réponse plastique sous contrainte et les déformations plastiques ainsi générées conduiront à des changements au niveau de sa microstructure. Cette causalité mutuelle entre la microstructure et la visco-plasticité du SAC gère la dynamique de l'évolution des joints SAC sous l'effet du vieillissement. En fait, l'estimation, de manière déterministe et avec un haut niveau de confiance, de l'espérance de vie des joints SAC est une tâche complexe. La compréhension approfondie de l'évolution de la microstructure et de la caractéristique mécanique de visco-plasticité du SAC sous l'effet du vieillissement est une nécessité afin de pouvoir répondre aux problèmes liés à la fiabilité des joints de brasure SAC.

Évolution de la microstructure du SAC

L'investigation de l'évolution de la microstructure a été menée sur deux types de composants, des boîtiers BGA et des condensateurs céramiques. L'approche consiste à faire subir aux composants des essais de vieillissement et à analyser les joints par imagerie optique, par imagerie MEB et par EDS.

Boîtiers BGA :

Dans la littérature, on trouve de nombreuses études qui traitent l'effet du stockage thermique sur les composants électroniques. Pour le vieillissement isotherme, ces études consi-

dèrent des températures variées et des durées de stockage généralement inférieures à 2 ans. Or, dans certains domaines, l'aérospatial par exemple, les composants microélectroniques peuvent endurer des périodes de stockage pour plusieurs années et à température ambiante avant leur utilisation.

Dans le but d'évaluer l'effet du stockage à température ambiante pour de très longues durées et l'effet du cyclage thermique ultérieur à de telles conditions de pré-vieillessement sur la microstructure des joints de brasure SAC, nous avons effectué les expériences suivantes :

8 boîtiers BGA plastique pré-vieillis, par stockage à température ambiante pour environ 14,5 ans, ont subi différents nombres de cycles thermiques standards $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$ (0 cycle jusqu'à 490 cycles). Les joints des boîtiers BGA ont une métallisation en Ni du côté du substrat et une métallisation en Ni et Co du côté du boîtier.

L'effet du stockage thermique s'est manifesté par le développement d'une couche d'intermétallique $(Ni_{1-x}Cu_x)_3Sn_4$ à proximité de l'interface avec la métallisation du côté du boîtier BGA. Cela pourrait être expliqué comme suit :

La diffusion du Ni du côté de l'interface en Ni et Co vers le Sn est lente par rapport à celle du côté de l'interface en Ni vers le Sn comme le suggère le travail de *Yang et al.*[97] qui montre que les réactions d'interfaces avec le $Sn - 3,5Ag$ sont plus lentes dans le cas de l'utilisation du $Ni - Co - P$ comme métallisation d'interface par rapport au cas où du $Ni - P$ est utilisé. La métallisation en Ni a permis la formation de l'intermétallique de contact à base de Cu , Ni et Sn ce qui a limité les diffusions vers le joint. Par contre la métallisation en Ni et Co a empêché la formation de l'intermétallique de contact et la diffusion du Ni a persisté menant ainsi à la formation de la couche d'intermétallique $(Ni_{1-x}Cu_x)_3Sn_4$.

Les observations par imagerie optique, en lumière normale et polarisée, n'ont permis de mettre en évidence aucun effet du cyclage thermique ultérieur sur la microstructure. La comparaison faite avec d'anciens résultats d'essais de cyclage thermique réalisés sur des boîtiers BGA identiques à l'état neuf (avant le stockage à température ambiante), où la manifestation de la défaillance (recristallisation/fissuration) s'est produite [26, ch. 4], suggère ce qui suit :

L'adoucissement du matériau de brasure, en raison du pré-vieillessement par stockage isotherme à température ambiante, pourrait retarder la manifestation de la recristallisation pendant le cyclage thermique. Cependant davantage de recherches, portant sur l'évolution

de la microstructure et de la tenue mécanique des joints sous effet du vieillissement et se basant sur la corrélation entre ces deux aspects, sont nécessaires.

La littérature comprend des études qui traitent la sensibilité de la recristallisation des joints de brasure SAC en fonction de l'historique de chargement thermomécanique et de la composition de l'alliage de brasure mais ces études présentent des résultats qui semblent contradictoires. Il semble que, concernant le SAC, le sujet de la recristallisation est toujours à un stade bien moins avancé que le sujet de visco-plasticité du SAC. Le travail de *Qasaimeh et al.*[74] montre que le stockage isotherme à 70°C après le cycle thermique a permis de réduire la manifestation de la recristallisation. Dans leur article, *Mustafa et al.*[64] suggèrent que le stockage isotherme peut induire la manifestation de la recristallisation. Le travail de *Jaradat et al.*[36] suggère que l'ajout de très petite quantité de *Pb* retarde la manifestation de la recristallisation. Davantage d'études sur le sujet de la réduction de la manifestation de la recristallisation des joints de brasure SAC sont nécessaires afin d'obtenir une compréhension globale du sujet et la suggestion basée sur nos résultats présente une nouvelle piste d'investigation sur ce sujet.

Condensateurs céramiques :

Dans le but d'évaluer la différence entre l'impact du cyclage thermique sans paliers et l'impact du stockage isotherme sur l'évolution de la microstructure des joints de brasure SAC, nous avons mené les travaux suivants :

16 condensateurs céramiques qui ont subi différents types d'essais de vieillissement ont été étudiés dans le but d'évaluer la différence entre l'impact du cyclage thermique sans paliers (correspondant essentiellement à la montée et descente de température d'un cycle thermique standard) et l'impact du stockage isotherme (correspondant essentiellement au palier supérieur de température d'un cycle thermique standard) sur l'évolution du *coarsening* de la microstructure des joints de brasure SAC.

Un coefficient de *coarsening* a été défini pour servir de critère d'évaluation du *coarsening* au niveau des phases eutectique et $\beta - Sn$. L'approche suivie dans cette étude a consisté à évaluer le coefficient de *coarsening* et le rapport surfacique des phases pour les joints de 4 lots. Parmi ces lots, 3 correspondent aux 3 types d'essais de vieillissement (cyclage thermique $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$ standard, cyclage thermique $-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}$ sans paliers et stockage thermique à 125°C) et un quatrième (lot_0) correspond au cas où aucun essai n'est réalisé. La justification du choix des essais est de pouvoir évaluer séparément les différentes phases d'un cycle thermique (les paliers de température et les rampes) et

comparer leurs effets combinés à celui du cyclage thermique standard. Pour chaque joint, le coefficient de *coarsening* et le rapport surfacique sont évalués de manière globale pour la micro-section et les résultats sont regroupés par lot afin d'être analysés sur la base des moyennes et des écart-types correspondants aux distributions de résultats de chacun des lots.

Les 3 types d'essais de vieillissement ont induit un *coarsening* de la microstructure et une augmentation du rapport surfacique de la phase $\beta - Sn$ à différents degrés. Ainsi, le cyclage thermique sans paliers et le stockage isotherme se manifestent tous deux par le *coarsening* de la microstructure. Cependant, en comparant les écart-types des données de coefficient de *coarsening* des deux lots correspondants avec celui du lot qui n'a pas subi d'essai, on a remarqué que le cyclage thermique sans paliers n'a quasiment pas eu d'effet sur la grandeur de l'écart-type tandis que le stockage isotherme a augmenté la grandeur de l'écart-type. Évalué par le test de *Levene*, le niveau de confiance pour ces remarques est de 99%. On a remarqué aussi que le cyclage thermique standard a diminué la grandeur de l'écart-type mais le niveau de confiance pour cette remarque est de 85%. Comme l'écart-type des données de coefficient de *coarsening* d'un lot représente la dispersion des niveaux de *coarsening* de microstructure des joints, alors je peux dire que le cyclage thermique sans paliers et le stockage isotherme montrent des effets différents sur l'homogénéité de la microstructure. En se concentrant sur la diffusion des atomes dans la microstructure, cela pourrait être expliqué comme suit :

Par nature, le phénomène de diffusion est stochastique [30, ch. 10] et a donc tendance, à court terme, à rendre la microstructure hétérogène au niveau de l'ensemble des joints d'un lot (augmenter la dispersion des valeurs de coefficient de *coarsening* d'un lot de microstructures) car cela ajoute du caractère aléatoire à l'état initial estimé comme étant la dispersion des valeurs de coefficient de *coarsening* de lot_0. C'est le cas du stockage isotherme. Par contre, dans le cas du cyclage thermique sans paliers, le phénomène de diffusion actif dans un milieu avec un gradient de contrainte va favoriser le déplacement des atomes vers les régions les plus contraintes [22] ayant ainsi la tendance, à court terme, à homogénéiser la microstructure au niveau de l'ensemble des joints d'un lot (diminuer la dispersion des valeurs de coefficient de *coarsening* d'un lot de microstructures) car cela ajoute du caractère déterministe à l'état initial.

Dans la littérature, on trouve des travaux qui évaluent l'homogénéité d'une microstructure en termes de la variabilité du niveau de *coarsening* local au niveau de la micro-section d'un même joint [22, 88]. En revanche notre travail évalue la variabilité du niveau de *coarsening* global de la micro-section, quantifié par le coefficient de *coarsening*, au niveau des joints

d'un lot d'échantillons. Concernant le SAC, le caractère unique de chaque joint de brasure rend l'étude de l'impact des variations joint à joint particulièrement importante [47].

La corrélation entre les données de coefficient de *coarsening* et de rapport surfacique suggère que le *coarsening* au niveau des phases eutectique et $\beta - Sn$ était causé principalement par l'expansion de la phase $\beta - Sn$. Cette expansion se fait au détriment de la phase eutectique. En comparant les moyennes des dispersions des valeurs de coefficient de *coarsening* des lots correspondants au cyclage thermique standard, au cyclage thermique sans paliers et au stockage isotherme, le cyclage thermique standard présente l'état de *coarsening* le plus important. En comparant la somme des variations des valeurs moyennes du coefficient de *coarsening* qui correspondent aux effets du cyclage thermique sans paliers (rampes de montée et de descente en température du cyclage thermique standard) et du stockage isotherme (paliers supérieurs de température du cyclage thermique standard) avec la variation de la valeur moyenne du coefficient de *coarsening* qui correspond à l'effet du cyclage thermique standard, la somme des effets du cyclage thermique sans paliers et du stockage isotherme présente une évolution de l'état de *coarsening* plus importante que celle sous effet du cyclage thermique standard. Cette différence, évaluée par le test de *Student*, est significative pour un niveau de confiance de 95%. Ceci a ainsi permis d'aboutir à la conclusion suivante :

La superposition linéaire du cyclage thermique sans paliers et du stockage isotherme afin d'estimer l'évolution de la microstructure n'est pas applicable pour le SAC.

En effet, ceci a été démontré par notre étude expérimentale qui consistait en la décomposition systématique d'un cycle de vieillissement standard. Ces résultats se basent sur l'investigation de la microstructure et sur l'étude des effets de la variation des conditions de vieillissement qu'endure un joint pendant un même cycle thermique standard. Dans la littérature, on trouve des travaux qui démontrent la non validité de l'hypothèse de l'accumulation linéaire du dommage pour le SAC [27, 28, 65, 70]. Dans ces travaux, les démonstrations se basent sur l'alternance entre différents types et conditions d'essai de vieillissement et sur l'analyse des données de fiabilité ou de données de tests mécaniques mais pas sur l'analyse de l'évolution de la microstructure. Alors nos résultats peuvent être considérés comme un complément de ces travaux. Mes conclusions confirment ainsi, sur la base d'une enquête microstructurale, la non validité de cette hypothèse de l'accumulation linéaire pour le SAC.

Évolution de la plasticité du SAC

Dans le but d'évaluer l'effet du vieillissement sur la caractéristique de plasticité de joints SAC305 à simple recouvrement en se basant sur les courbes de contrainte-déformation mesurées en cisaillement, nous avons mené les expériences suivantes :

17 échantillons en configuration de joints à simple recouvrement ont été considérés pour l'investigation de l'évolution de la plasticité. Les échantillons ont été préparés par refusion de préformes SAC305 entre des barrettes d'Invar en utilisant un bloc d'alignement afin d'assurer une bonne reproductibilité. Un montage de vieillissement a été conçu afin de répliquer les conditions de fatigue thermomécanique subies par les joints des assemblages microélectroniques pendant le cyclage thermique. Les échantillons ont été divisés en 3 lots et, pour chacun des lots, les joints des échantillons ont enduré des conditions de vieillissement différentes avant le test mécanique. Les échantillons du premier lot étaient testés directement après la refusion des joints. Les échantillons du deuxième et du troisième lots avaient subi une cuisson à 125 °C pour 90 min (étapes liées au montage de véhicule de test) puis respectivement 60 et 100 cycles $-20\text{ °C}/100\text{ °C}$. Ensuite des tests contrainte-déformation en cisaillement ont été réalisés à température ambiante et pour une vitesse de déformation du joint de $0,8 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$.

Malgré le petit nombre d'échantillons à notre disposition, les données expérimentales montrent nettement une réduction de la contrainte de *yield* et de la contrainte ultime sous effet du vieillissement subi après la refusion des joints. La réduction de la contrainte ultime manifestée après les premiers 60 cycles, évaluée par le test de *Student*, se montre être significative pour un niveau de confiance de 99% et la réduction manifestée après les derniers 40 cycles se montre être significative pour un niveau de confiance de 90%. En comparaison qualitative avec une autre étude réalisée pour évaluer l'effet du stockage isotherme à 100 °C [60], la réduction que nous avons observée s'avère être plus importante, en termes d'augmentation en pourcentage par rapport à la valeur initiale, et plus rapide en termes de taux d'augmentation initial. Outre la différence entre les conditions de vieillissement subies par nos échantillons et par ceux de [60], il faut noter principalement la taille millimétrique des échantillons SAC305 utilisés dans [60] et la grande vitesse de refroidissement du profil de refusion appliqué pour leur fabrication. Toutes ces différences pourraient avoir contribué à la différence de l'importance et de la vitesse de la réduction observée par rapport à celle qu'on trouve dans [60]. La possibilité d'avoir un affaiblissement de la tenue mécanique plus important dans le cas où les conditions de vieillissement incorporent la fatigue thermomécanique par rapport au cas où ces conditions ne considèrent que le vieillissement isotherme devrait être considérée dans la conception et la planification des

nouvelles expériences qui traitent le sujet de l'effet du vieillissement sur la tenue mécanique des joints de brasure SAC. Cela pourrait être pertinent pour la modélisation de l'évolution de la caractéristique de visco-plasticité sous effet de la fatigue thermomécanique et l'emploi de tel modèle dans les simulations du cyclage thermique.

Dans la littérature, on trouve beaucoup d'études qui traitent l'effet du stockage thermique sur la caractéristique de visco-plasticité du SAC [4, 5, 40, 50, 51, 59, 60] et qui montrent une dégradation de la tenue mécanique en fonction de la durée de stockage. On trouve aussi des travaux qui parlent de l'effet du cyclage thermique sur la brasure SAC. Dans [29, 67], les auteurs indiquent avoir fait endurer à leurs échantillons du cyclage thermique. Dans ces travaux, et contrairement à l'exemple des joints d'une puce reportée sur un substrat, les conditions aux limites des joints sont quasi-libres. Cela est dû au fait que les échantillons ne sont pas restreints de manière à ce que le déplacement, généré par le contraste en coefficient de dilatation thermique, des supports auxquels le joint de brasure est attaché puisse induire des contraintes au niveau du joint. Ainsi, les résultats des études [29, 67] présentent les effets du vieillissement thermique selon une température variable mais ne montrent pas les effets de la fatigue thermomécanique. On trouve des exemples de la littérature qui présentent les effets de la fatigue thermomécanique comme [84] sauf que ces études traitent la microstructure et pas les caractéristiques mécaniques des joints. Dans [17], la vitesse de fluage secondaire est modélisée en fonction de l'évolution de la taille des Ag_3Sn sous effet du vieillissement isotherme et le *coarsening* de la taille des Ag_3Sn est modélisé en fonction du cyclage thermique. La vitesse de fluage secondaire est calculée et dressée en fonction du nombre de cycles thermiques en utilisant le modèle de *coarsening* comme intermédiaire. En comparant les résultats qu'on trouve dans [17] avec d'autres études, on remarque que le modèle de *coarsening* semble donner une tendance différente de celle observée sur les données expérimentales dans [9, 23] et que le modèle de fluage semble donner une tendance différente de celle observée sur les données dans [58].

Plusieurs modèles d'*Anand* correspondants aux différentes conditions de vieillissement (plusieurs séries de valeurs des paramètres du modèle d'*Anand*) ont été définis dans le but d'estimer l'effet de la réduction de la contrainte de *yield* et de la contrainte ultime sous effet du vieillissement. Des simulations par EF réalisées montrent une augmentation importante de la densité d'énergie de déformation accumulée par cycle en variant les valeurs des paramètres s_0 et \hat{s} du modèle d'*Anand* de manière à émuler l'effet du vieillissement. L'augmentation de l'accumulation de la densité d'énergie de déformation suggère une accumulation plus accélérée du dommage dans les joints de brasure [60]. L'effet de l'augmentation de la densité d'énergie de déformation sur l'évaluation de l'espérance de

vie des joints de brasure par simulation par EF mérite davantage de recherches basées sur des essais de qualification et sur des simulations avec des modèles qui considèrent l'effet du vieillissement afin d'évaluer l'impact de la prise en compte du vieillissement sur l'exactitude des prédictions de fiabilité.

On trouve dans la littérature certains travaux qui évaluent l'effet de la prise en compte du stockage isotherme sur les résultats de simulations par EF. Dans [40], les simulations considèrent l'effet du stockage isotherme comme condition de pré-vieillissement. Or dans [60], les paramètres du modèle d'*Anand* utilisé sont ajustés à partir de données expérimentales de stockage isotherme et pas de cyclage thermique. Lors de la simulation du cyclage thermique, ces paramètres sont modifiés pour prendre en compte de l'effet du vieillissement.

Dans ce travail, plusieurs conclusions et hypothèses ont été présentées et qui méritent de l'attention et nécessitent d'être poussées plus loin ou investies et validées afin d'approfondir nos connaissances sur le sujet de la fiabilité des joints de brasure SAC. On propose par la suite certaines perspectives pour des futurs travaux de recherche.

Perspectives

L'impact de l'adoucissement du matériau de brasure sous effet du stockage isotherme sur un retard potentiel de la manifestation de la recristallisation pendant le cyclage thermique nécessite et mérite une étude plus approfondie. Concernant le matériau de brasure SAC, le retard de la manifestation de la recristallisation correspond à l'augmentation de l'espérance de vie des joints [7]. Ceci pourrait être vérifié en réalisant des essais de vieillissement par cyclage thermique sur des assemblages microélectroniques neufs et sur d'autres similaires pré-vieillis par stockage isotherme à différentes températures et pour différentes durées. Des boîtiers BGA neufs, similaires à ceux utilisés dans ce projet, pourraient correspondre à un bon point de départ. Les observations de la microstructure des joints pour les 3 conditions : neuf, cyclé thermiquement et cyclé thermiquement après pré-vieillissement devraient être couplées avec des caractérisations mécaniques par micro-indentation afin de pouvoir corrélérer la tenue mécanique du matériau de brasure avec la manifestation de la recristallisation.

Dans l'étude de la plasticité présentée dans le chapitre 4, les essais préliminaires réalisés semblent prometteurs; ils doivent être multipliés afin de pouvoir trancher si l'effet des étapes liées au montage de véhicule de test peut être négligé ou pas. La conception d'un nouveau montage de vieillissement ou d'une nouvelle manière de fixation sont

envisageables. Ceci permettra d'évaluer les effets isolés du cyclage thermique sur la caractéristique de visco-plasticité. Étendre l'étude sur une large gamme de températures et de vitesses de déformation est important pour la modélisation de la caractéristique de plasticité. Inclure le fluage dans l'étude est également important en raison du lien étroit entre le fluage et la microstructure [9, 95], de la forte tendance du SAC à se déformer par fluage [63] et du fait qu'il introduit du dommage aux joints de brasure [12]. Le *coarsening* de la microstructure conduit à l'affaiblissement de la résistance des joints de brasure SAC au fluage [51, 52] à cause de l'augmentation de la dispersion des précipités intermétalliques qui deviennent moins efficaces pour bloquer le mouvement des dislocations [9].

Concernant les résultats de simulation par EF, l'effet de l'augmentation de la densité d'énergie de déformation sur l'évaluation de la fiabilité doit être enquêté. Une corrélation avec des résultats de tests de vieillissement accéléré permettra d'évaluer l'impact de la non prise en compte de cette augmentation sur l'estimation de l'espérance de vie des joints de brasure. En se basant sur les résultats des essais de qualification, il faut essayer d'estimer l'espérance de vie des joints de brasure en utilisant les simulations par EF de deux manières ; une fois avec un modèle qui ne considère aucun effet du vieillissement et l'autre avec un modèle qui considère l'effet du vieillissement sur la caractéristique de visco-plasticité. La comparaison entre les deux valeurs d'espérance de vie estimées par ces deux manières, permettra d'évaluer l'effet de l'augmentation de la densité d'énergie de déformation sur l'évaluation de la fiabilité. Cela pourrait être de grande importance au cas où cette comparaison conduit à l'identification d'une erreur significative (le critère d'erreur acceptable étant jugé en fonction de chaque application) de sur-estimation de l'espérance de vie selon l'approche, employant les résultats de simulation par EF, la plus répandue pour l'évaluation de la fiabilité des joints de brasure et qui ne prend pas en compte l'augmentation de la densité d'énergie de déformation.

ANNEXE A

Détails des étapes de prépolissage et de polissage

descriptif	ordre	équipement	vitesse de rotation du drap (tour/min)	vitesse de rotation du porte échantillon (tour/min)	pression (N)	lubrifiant et matériau abrasif	durée (min)
enlèvement de matière	1	LaboPol-21	250	manuel	manuel	eau et p.S. 68 μ m	dépend du cas
prépolissage	2	LaboPol-21	250	manuel	manuel	eau et p.S. 30 μ m	dépend du cas
prépolissage	3	LaboPol-21	250	manuel	manuel	eau et p.S. 18 μ m	dépend du cas
prépolissage	4	LaboPol-21	250	manuel	manuel	eau et p.S. 15 μ m	dépend du cas
polissage	5	LaboPol-30	120	120	25	s.c.p.d. 9 μ m	10
nettoyage	6	LaboPol-30	120	120	10	eau	1
polissage	7	LaboPol-30	120	120	20	s.c.p.d. 6 μ m	5
nettoyage	8	LaboPol-30	120	120	10	eau	1
polissage	9	LaboPol-30	120	120	15	s.c.p.d. 3 μ m	5
nettoyage	10	LaboPol-30	120	120	10	eau	1
polissage	11	LaboPol-30	120	120	15	s.c.p.d. 1/4 μ m	5
nettoyage	12	LaboPol-30	120	120	10	eau	1

Tableau A.1 Détails séquentiels des étapes de prépolissage et de polissage (solution chargée de particules diamantées \equiv s.c.p.d. & papier *SiC* \equiv p.S.).

ANNEXE B

Méthode de préparation d'échantillons pour l'imagerie MEB

Après l'étape de polissage, l'échantillon (voir figure B.1) est peint avec une peinture conductrice en argent sur toutes ses faces sauf celle du bas. Comme la résine d'enrobage et la majorité des matériaux de l'assemblage microélectronique sont des isolants électriques, le but de cette étape de préparation est de créer une couche conductrice sur la surface de l'échantillon afin de conduire les électrons de la sonde du MEB à la masse. La figure B.2 montre l'échantillon avec la peinture en argent. Il faut bien remarquer que la zone où les joints sont présents n'est pas peinte pour ne pas empêcher la sonde d'électrons d'atteindre la surface des joints. Pour cette petite zone, la conductivité électrique est assurée par un dépôt de carbone mince de 8 nm à 14 nm d'épaisseur. Après être peint, l'échantillon est laissé pendant 24 heures pour dégazer le solvant de la peinture et sera ensuite prêt pour être introduit au MEB.

Après introduction au MEB et une fois le vide secondaire atteint, le filament est alimenté et l'imagerie débute.



Figure B.1 Échantillon de boîtier BGA après polissage.

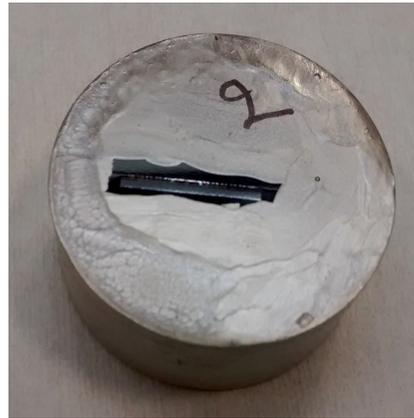


Figure B.2 Échantillon de boîtier BGA préparé pour l'introduction au MEB.

ANNEXE C

Exemple du *coarsening* d'une microstructure unidimensionnelle

La figure C.1 présente, à titre d'exemple, deux microstructures unidimensionnelles irréelles et conçues dans le but de lever l'ambiguïté et de présenter de manière simple et claire la différence entre le *coarsening* et le rapport surfacique de la phase $\beta-Sn$. Chacune des deux microstructures comprend deux phases : la jaune et la verte. Les deux microstructures ont le même rapport surfacique de la phase verte. En appliquant l'algorithme schématisé par la figure 3.29 sur la ligne horizontale en noir, on trouve que le coefficient de *coarsening* de la microstructure à gauche est 7 fois celui de la microstructure à droite. On peut imaginer alors comment le *coarsening* pourrait avoir lieu sans affecter le rapport surfacique.

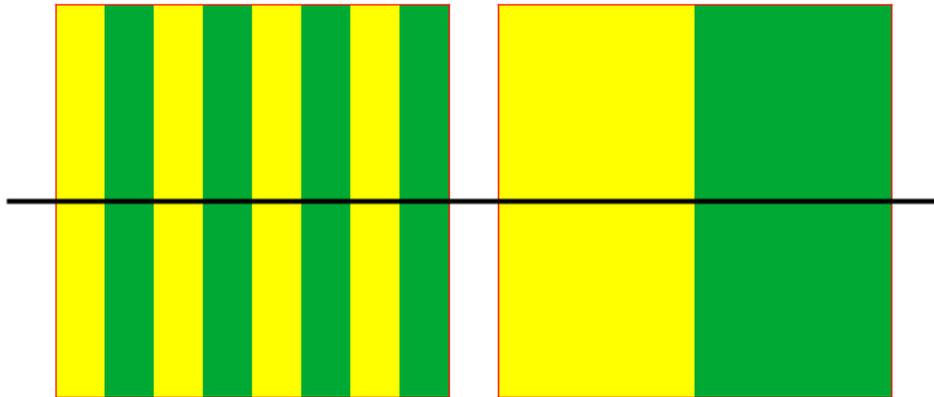


Figure C.1 Exemple du *coarsening* d'une microstructure unidimensionnelle.

ANNEXE D

Vitesses de fluage secondaire définies par l'évolution du modèle d'*Anand*

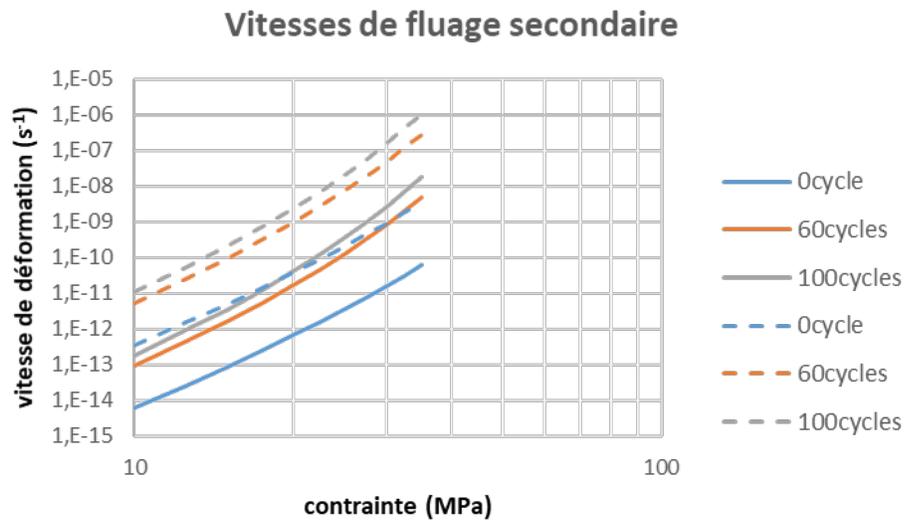


Figure D.1 Vitesses de fluage secondaire présentées en échelles logarithmiques, pour deux températures : en ligne pleine pour 25 °C et en traits interrompus pour 75 °C, définies par l'évolution du modèle d'*Anand* à travers les 3 niveaux de vieillissement.

ANNEXE E

Propriétés des matériaux et détails de simulation par EF

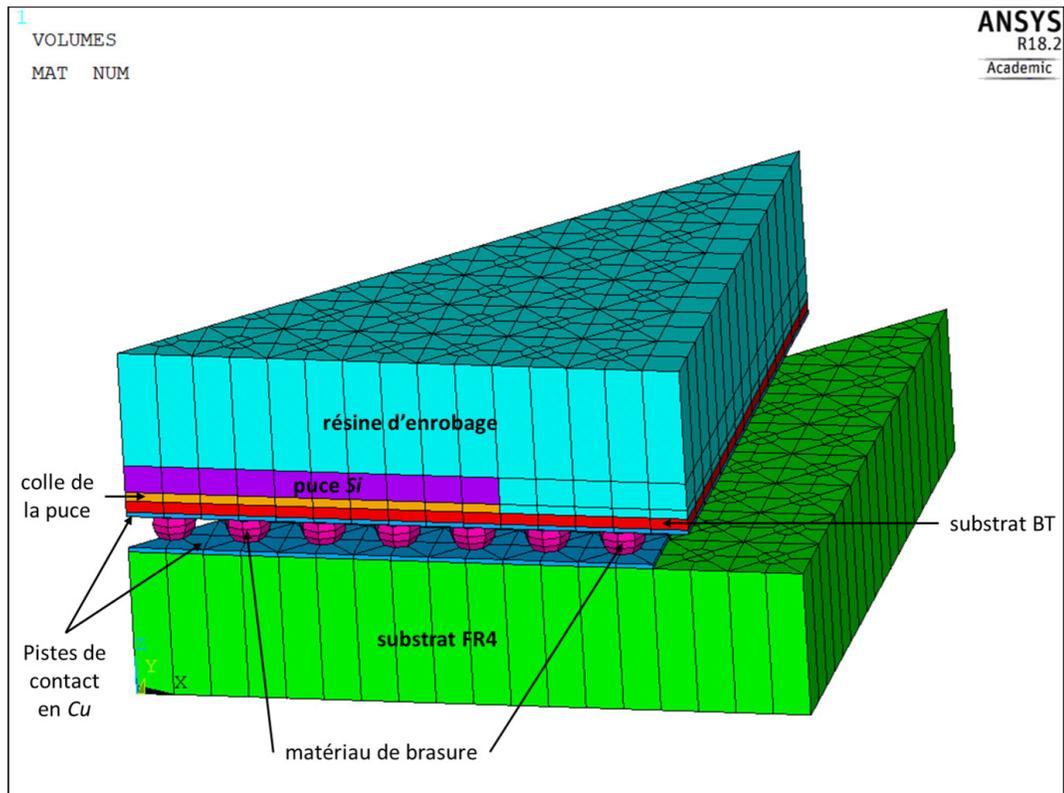


Figure E.1 Modèle de simulation d'un huitième du boîtier BGA (impression des volumes).

En raison de la symétrie du boîtier BGA, seulement un huitième a été modélisé afin d'alléger le modèle de simulation et de réduire le temps de calcul. La figure E.1 montre le modèle de simulation. Ce modèle était optimisé, principalement en raffinant le maillage, en comparant entre les résultats expérimentaux de mesures ESPI et les résultats de simulations [26, ch. 4]. Concernant le maillage, le type d'élément SOLID45 était utilisé pour tous les matériaux sauf le matériau de brasure pour lequel SOLID185 était utilisé. La figure E.2 montre les conditions aux limites de simulation.

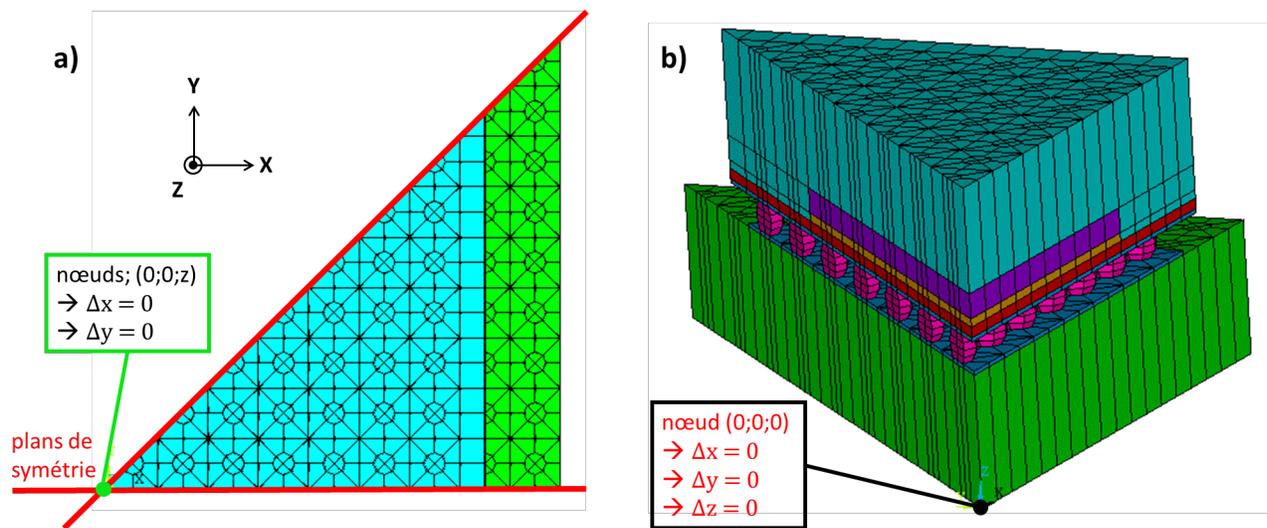


Figure E.2 Conditions aux limites de simulation.

La température des nœuds a été initialisée à 180°C . La température de refusion des joints est de $217,15^{\circ}\text{C}$ et cette température correspond aussi à la température de référence utilisée pour le calcul des déformations d'expansion thermique. La figure E.3 présente les dimensions requises pour le modèle de simulation.

Matériaux	Côté		épaisseur
Substrat FR4	14,8 mm		1,6 mm
Métallisation Cu du FR4	11,2 mm		0,05 mm
Substrat BT	12 mm		0,125 mm
Métallisation Cu du BT	12 mm		0,05 mm
Colle de la puce	8 mm		0,1 mm
Puce	8 mm		0,3 mm
Résine époxy	12 mm		1,27 mm
	Diamètre minimum	Diamètre maximum	hauteur
Joint brasé	0,35 mm	0,495 mm	0,35 mm

Figure E.3 Dimensions des matériaux du boîtier BGA [26, Tableau IV-1].

La figure E.4 présente les propriétés des matériaux du boîtier BGA du modèle de simulation.

Matériaux	Module d'Young	Coefficient de Poisson	Coefficient de dilatation thermique (ppm/°C)
Substrat FR4	22GPa (x et y) 10GPa (z)	0,28 (xz et yz) 0,11 (xy)	18 (x et y) 70 (z)
Bille de brasure (Sn95.5-Ag4-Cu0.5)	dépendant de la température	0,34	22,5
Cuivre	120GPa	0,345	17
substrat BT (Bismaleimide Triazene)	26GPa (x et y) 11GPa (z)	0,39 (xz et yz) 0,11 (xy)	15 (x et y) 52 (z)
Colle de la puce ($T_g=80^\circ\text{C}$)	3,6GPa, $T < T_g$ 0,12GPa, $T > T_g$	0,3	60, $T < T_g$ 160, $T > T_g$
Puce Si	131GPa	0,28	2.8
Résine d'enrobage ($T_g=170^\circ\text{C}$)	10GPa, $T < T_g$ 1GPa, $T > T_g$	0,25	14,1, $T < T_g$ 68,4, $T > T_g$

Figure E.4 Paramètres mécaniques des matériaux du boîtier BGA [26, Tableau IV-2].

Température	Module d'Young	Paramètres d'Anand	
$T_1=223\text{K}$	57,32 GPa	$C1=s_0=1 \times 10^6 \text{ Pa}$	
$T_2=273\text{K}$	54,21 GPa	$C2=Q/R= 8400 \text{ K}$	$C6=h_0= 3090 \times 10^6 \text{ Pa}$
$T_3=298\text{K}$	52,6GPa	$C3=A= 4,61 \times 10^6 \text{ s}^{-1}$	$C7=\hat{s}=1,04 \times 10^6 \text{ Pa}$
$T_4=398\text{K}$	45,84 GPa	$C4=xi= 0,038$	$C8=n= 4,60 \times 10^{-3}$
$T_5=490\text{K}$	100 kPa	$C5=m= 0,162$	$C9=a= 1,56$

Figure E.5 Paramètres mécaniques du matériau de brasure [26, Tableau IV-3].

La figure E.5 présente les propriétés mécaniques du matériau de brasure du modèle de simulation de référence [26, ch. 4]. Les facteurs du tableau 4.2 sont des multiplicateurs appliqués aux paramètres du modèle d'Anand afin d'induire l'effet du vieillissement selon la tendance de réduction observée sur nos données de tests contrainte-déformation. En partant du modèle d'Anand défini par les paramètres de la figure E.5, ces facteurs permettent ainsi de définir deux nouveaux modèles correspondant à des états vieillis du

matériau de brasure.

La figure E.6 montre le profil de température utilisé pour les simulations. Ce profil débute par une durée de décente de température à partir de 180 °C et comprend des cycles thermiques $-55\text{ °C}/125\text{ °C}$.

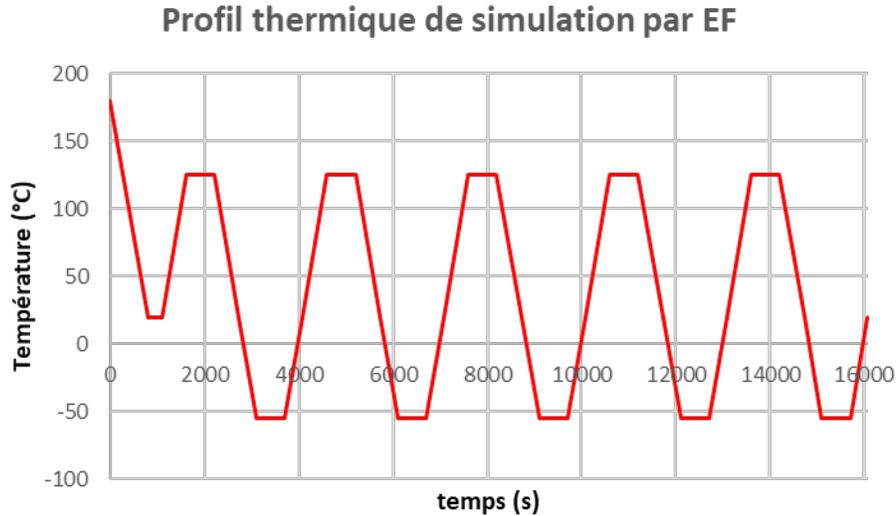


Figure E.6 Profil de température de simulation.

Les résultats de simulation présentés dans les chapitres de cette thèse correspondent à un même élément de la région la plus contrainte de la bille la plus susceptible de devenir défaillante [26, ch. 4].

LISTE DES RÉFÉRENCES

- [1] Abu-Haiba, M. S., Fatemi, A. et Zoroufi, M. (2002). Creep deformation and monotonic stress-strain behavior of Haynes alloy 556 at elevated temperatures. *Journal of Materials Science*, volume 37, numéro 14.
- [2] Alghoul, T., Watson, D., Adams, N., Khasawneh, S., Batiha, F., Greene, C. et Borgesen, P. (2016). Constitutive relations for finite element modeling of SnAgCu in thermal cycling – how wrong we were! Dans *2016 IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference*.
- [3] Arfaei, B., Mutuku, F., Coyle, R., Cotts, E. et Wilcox, J. (2015). Failure mechanism and microstructural evolution of Pb-free solder alloys in thermal cycling tests : Effect of solder composition and Sn grain morphology. Dans *2015 IEEE 65th Electronic Components and Technology Conference*.
- [4] Basit, M., Ahmed, S., Motalab, M., Roberts, J. C., Suhling, J. C. et Lall, P. (2016). The Anand parameters for SAC solders after extreme aging. Dans *15th IEEE InterSociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems*.
- [5] Basit, M., Motalab, M., Suhling, J. C. et Lall, P. (2015). Viscoplastic constitutive model for lead-free solder including effects of silver content, solidification profile, and severe aging. Dans *ASME 2015 International Technical Conference and Exhibition*, volume 2.
- [6] Berthou, M. (2012). *Fiabilité des assemblages sans plomb en environnement sévère*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux 1, France.
- [7] Borgesen, P., Wentlent, L., Hamasha, S., Khasawneh, S., Shirazi, S., Schmitz, D., Alghoul, T., Greene, C. et Yin, L. (2018). A mechanistic thermal fatigue model for SnAgCu solder joints. *Journal of Electronic Materials*, volume 47, numéro 5.
- [8] C. J. Zhai, S. et Blish, R. (2003). Board level solder reliability vs. ramp rate & dwell time during temperature cycling. Dans *2003 IEEE International Reliability Physics Symposium Proceedings*.
- [9] Chauhan, P., Mukherjee, S., Osterman, M., Dasgupta, A. et Pecht, M. (2013). Effect of isothermal aging on microstructure and creep properties of SAC305 solder : A micromechanics approach. Dans *ASME 2013 International Technical Conference and Exhibition*, volume 1.
- [10] Che, F., Zhu, W., Poh, E. S., Zhang, X. et Zhang, X. (2010). 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*, volume 507, numéro 1.

-
- [11] Clech, J.-P. (2005). Acceleration factors and thermal cycling test efficiency for lead-free Sn-Ag-Cu assemblies. Dans *SMTA International Conference Proceedings 2005*.
- [12] Coyle, R. J., Sweatman, K. et Arfaei, B. (2015). Thermal fatigue evaluation of Pb-free solder joints : Results, lessons learned, and future trends. *JOM*, volume 67, numéro 10.
- [13] Cushing, M. J., Mortin, D. E., Stadterman, T. J. et Malhotra, A. (1993). Comparison of electronics-reliability assessment approaches. *IEEE Transactions on Reliability*, volume 42, numéro 4.
- [14] de Baglion de la Dufferie, L. (2011). *Comportement et endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique 304L en fonction de l'environnement (vide, air, eau primaire REP) à 300°C*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, France.
- [15] Delétage, J.-Y. (2003). *Étude de la durée de vie d'assemblages microélectroniques par l'utilisation de simulations, de modèles de dégradation et de circuits intégrés spécifiques de test*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux 1, France.
- [16] Deng, X., Sidhu, R. S., Johnson, P. et Chawla, N. (2005). Influence of reflow and thermal aging on the shear strength and fracture behavior of Sn-3.5Ag solder/Cu joints. *Metallurgical and Materials Transactions A*, volume 36, numéro 1.
- [17] Dutta, I., Pan, D., Marks, R. et Jadhav, S. (2005). Effect of thermo-mechanically induced microstructural coarsening on the evolution of creep response of SnAg-based microelectronic solders. *Materials Science and Engineering : A*, volume 410-411.
- [18] Engelmaier, W. (1983). Fatigue life of leadless chip carrier solder joints during power cycling. *IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology*, volume 6, numéro 3.
- [19] Evans, R. (1985). *Creep of Metals and Alloys*. CRC Press, Boca Raton / FL / USA.
- [20] Fortunier, R. (Comportement mécanique des matériaux - École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne). https://emse.fr/~fortunier/cours/Constitutive_Equations/poly.pdf (page consultée le [Janvier 2020]).
- [21] Fouassier, O., Heintz, J.-M., Chazelas, J., Geffroy, P.-M. et Silvain, J.-F. (2006). Microstructural evolution and mechanical properties of SnAgCu alloys. *Journal of Applied Physics*, volume 100, numéro 4.
- [22] Frear, D. R. (1991). Microstructural evolution during the thermomechanical fatigue of solder joints. Dans *Fall meeting of the Minerals, Metals and Materials Society of AIME and Materials Week of the American Society of Metals*.
- [23] Fu, N., Wu, J., Ahmed, S., Suhling, J. C. et Lall, P. (2017). Investigation of aging induced evolution of the microstructure of SAC305 lead free solder. Dans *ASME 2017 International Technical Conference and Exhibition on Packaging and Integration of Electronic and Photonic Microsystems*.
-

- [24] Gibb, S. (An introduction to Invar - College of Optical Sciences, University of Arizona - 2006). <https://wp.optics.arizona.edu/optomech/wp-content/uploads/sites/53/2016/10/GibbPresentation.pdf> (page consultée le [Septembre 2019]).
- [25] Gorash, Y., Altenbach, H. et Naumenko, K. (2008). Modeling of primary and secondary creep for a wide stress range. *Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics*, volume 8, numéro 1.
- [26] Guédon-Gracia, A. (2005). *Contribution à la conception thermo-mécanique optimisée d'assemblages sans plomb*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux 1, France.
- [27] Hamasha, S., Akkara, F., Su, S., Ali, H. et Borgesen, P. (2018). Effect of cycling amplitude variations on SnAgCu solder joint fatigue life. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, volume 8, numéro 11.
- [28] Hamasha, S., Jaradat, Y., Qasaimeh, A., Obaidat, M. et Borgesen, P. (2014). Assessment of solder joint fatigue life under realistic service conditions. *Journal of Electronic Materials*, volume 43, numéro 12.
- [29] Hasan, S. M. K., Fahim, A., Suhling, J. C., Hamasha, S. et Lall, P. (2019). Effects of thermal cycling on the mechanical and microstructural evolution of SAC305 lead-free solder. Dans *ASME 2019 International Technical Conference and Exhibition on Packaging and Integration of Electronic and Photonic Microsystems*.
- [30] Heitjans, P., Karger, J. et Kröger, J. (2005). *Diffusion in Condensed Matter : Methods, Materials, Models*, 2^e édition. Advanced Texts in Physics Series, Springer-Verlag, Heidelberg / Germany.
- [31] Hokka, J. (2014). *Effects of accelerated lifetime test parameters and failure mechanisms on the reliability of electronic assemblies*. Thèse de doctorat, Aalto University, Espoo / Finlande.
- [32] Huang, M. et Yang, F. (2015). Solder size effect on early stage interfacial intermetallic compound evolution in wetting reaction of Sn3.0Ag0.5Cu/ENEPIG joints. *Journal of Materials Science & Technology*, volume 31, numéro 3.
- [33] IPC-9701 (2002). *Performance Test Methods and Qualification Requirements for Surface Mount Solder Attachments* (Standard). IPC, Bannockburn / IL / USA.
- [34] IPC-SM-785 (1992). *Guidelines for Accelerated Reliability Testing of Surface Mount Solder Attachments* (Guideline). IPC, Bannockburn / IL / USA.
- [35] Jais, C., Werner, B. et Das, D. (2013). Reliability predictions - continued reliance on a misleading approach. Dans *2013 Proceedings Annual Reliability and Maintainability Symposium*.
- [36] Jaradat, Y., Qasaimeh, A., Kondos, P., Arfaei, B. et Borgesen, P. (2011). On the evolution of the properties and microstructure of backward compatible solder joints during cycling and aging. Dans *2011 IEEE 61st Electronic Components and Technology Conference*.
-

-
- [37] Jiang, N., Zhang, L., Liu, Z.-Q., Sun, L., Long, W.-M., He, P., Xiong, M.-Y. et Zhao, M. (2019). Reliability issues of lead-free solder joints in electronic devices. *Science and Technology of Advanced Materials*, volume 20, numéro 1.
- [38] Jones, D. (2004). Creep failures of overheated boiler, superheater and reformer tubes. *Engineering Failure Analysis*, volume 11, numéro 6.
- [39] Kalyanasundaram, V. (2013). *Creep, Fatigue and Creep-Fatigue Interactions in Modified 9%Cr-1%Mo (P91) Steels*. Thèse de doctorat, University of Arkansas, Fayetteville / AR / USA.
- [40] Lall, P., Zhang, D. et Suhling, J. (2015). High strain rate properties of SAC305 leadfree solder at high operating temperature after long-term storage. Dans *2015 IEEE 65th Electronic Components and Technology Conference*.
- [41] Lechovič, E., Hodúlová, E., Szewczyková, B., Kovaříková, I. et Ulrich, K. (Solder joint reliability - Slovak University of Technology in Bratislava). https://www.mtf.stuba.sk/buxus/docs/internetovy_casopis/2009/1/hodulova.pdf (page consultée le [November 2017]).
- [42] Lee, T.-K., Bieler, T. R., Kim, C.-U. et Ma, H. (2014). *Fundamentals of Lead-Free Solder Interconnect Technology : From Microstructures to Reliability*. Springer US, Midtown Manhattan / NY / USA.
- [43] Levene, H. (1960). Robust tests for equality of variances. *Contributions to Probability and Statistics : Essays in Honor of Harold Hotelling*.
- [44] Liang, J., Downes, S., Dariavach, N., Shangguan, D. et Heinrich, S. M. (2004). Effects of load and thermal conditions on Pb-free solder joint reliability. *Journal of Electronic Materials*, volume 33, numéro 12.
- [45] Libot, J., Alexis, J., Dalverny, O., Arnaud, L., Milesi, P. et Dulondel, F. (2018). Microstructural evolutions of Sn-3.0Ag-0.5Cu solder joints during thermal cycling. *Microelectronics Reliability*, volume 83.
- [46] Liu, S. et Liu, Y. (2011). *Modeling and Simulation for Microelectronic Packaging Assembly : Manufacturing, Reliability and Testing*. Wiley, Hoboken / NJ / USA.
- [47] Lövberg, A., Tegehall, P., Wetter, G., Brinkfeldt, K. et Andersson, D. (2017). Simulations of the impact of single-grained lead-free solder joints on the reliability of ball grid array components. Dans *2017 18th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems*.
- [48] Lövberg, A. et Tegehall, P.-E. (2018). The stress state of BGA solder joints influenced by the grain orientations of neighboring joints. Dans *2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference*.
-

-
- [49] Ma, H. (2007). *Characterization of Lead-free Solders for Electronic Packaging*. Thèse de doctorat, Auburn University, Auburn / AL / USA.
- [50] Ma, H., Suhling, J., Lall, P. et Bozack, M. (2006). Reliability of the aging lead free solder joint. Dans *2006 IEEE 56th Electronic Components and Technology Conference 2006*.
- [51] Ma, H., Suhling, J. C., Lall, P. et Bozack, M. J. (2006). Effects of aging on the stress-strain and creep behaviors of lead free solders. Dans *10th IEEE InterSociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems*.
- [52] Ma, H., Suhling, J. C., Zhang, Y., Lall, P. et Bozack, M. J. (2007). The influence of elevated temperature aging on reliability of lead free solder joints. Dans *2007 IEEE 57th Electronic Components and Technology Conference*.
- [53] MacKay, C. (1991). *Solder Joint Reliability : Theory and Applications*. Springer US, Midtown Manhattan / NY / USA.
- [54] Maleki, M., Cugnoni, J. et Botsis, J. (2014). Isothermal ageing of SnAgCu solder alloys : Three-dimensional morphometry analysis of microstructural evolution and its effects on mechanical response. *Journal of Electronic Materials*, volume 43, numéro 4.
- [55] Matin, M., Vellinga, W. et Geers, M. (2004). Aspects of coarsening in eutectic Sn-Pb. *Acta Materialia*, volume 52, numéro 12.
- [56] MIL-HDBK-217 (1991). *MILITARY HANDBOOK Reliability Prediction of Electronic Equipment* (Guideline). Washington DC / USA.
- [57] Miner, M. (1945). Cumulative damage in fatigue. *Journal of Applied Mechanics*, volume 12, numéro 3.
- [58] Motalab, M., Basit, M., Suhling, J. C., Bozack, M. J. et Lall, P. (2014). Creep test method for determination of Anand parameters for lead free solders and their variation with aging. Dans *14th IEEE InterSociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems*.
- [59] Motalab, M., Cai, Z., Suhling, J. C. et Lall, P. (2012). Determination of Anand constants for SAC solders using stress-strain or creep data. Dans *13th IEEE InterSociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems*.
- [60] Motalab, M., Cai, Z., Suhling, J. C., Zhang, J., Evans, J. L., Bozack, M. J. et Lall, P. (2012). Improved predictions of lead free solder joint reliability that include aging effects. Dans *2012 IEEE 62nd Electronic Components and Technology Conference*.
- [61] Motalab, M. A. (2013). *A Constitutive Model for Lead Free Solder Including Aging Effects and Its Application to Microelectronic Packaging*. Thèse de doctorat, Auburn University, Auburn / AL / USA.
-

- [62] Msolli, S., Dalverny, O., Alexis, J. et Karama, M. (2012). Effects of the unified viscoplastic formulation and temperature terms on the thermomechanical behavior of soldering materials. *Key Engineering Materials*, volume 498.
- [63] Mukherjee, S., Nuhi, M., Dasgupta, A. et Modarres, M. (2016). Creep constitutive models suitable for solder alloys in electronic assemblies. *Journal of Electronic Packaging*, volume 138, numéro 3.
- [64] Mustafa, M., Roberts, J. C., Suhling, J. C. et Lall, P. (2014). The effects of aging on the fatigue life of lead free solders. Dans *2014 IEEE 64th Electronic Components and Technology Conference*.
- [65] Obaidat, M., Hamasha, S., Jaradat, Y., Qasaimeh, A., Arfaei, B., Anselm, M. et Borgesen, P. (2013). Effects of varying amplitudes on the fatigue life of lead free solder joints. Dans *2013 IEEE 63rd Electronic Components and Technology Conference*.
- [66] Ohguchi, K.-i. et Sasaki, K. (2010). Time-independent and time-dependent inelastic strain analysis of lead-free solder by cyclic loading test using stepped ramp waves. *Journal of Electronic Packaging*, volume 132, numéro 4.
- [67] Pang, J. H., Low, T., Xiong, B., Luhua, X. et Neo, C. (2004). Thermal cycling aging effects on Sn–Ag–Cu solder joint microstructure, IMC and strength. *Thin Solid Films*, volume 462-463.
- [68] Parks, G., Faucett, A., Fox, C., Smith, J. et Cotts, E. (2014). The nucleation of Sn in undercooled melts : The effect of metal impurities. *JOM*, volume 66, numéro 11.
- [69] Perkins, A. et Sitaraman, S. (2008). *Solder Joint Reliability Prediction for Multiple Environments*. Springer US, Midtown Manhattan / NY / USA.
- [70] Perkins, A. E. (2007). *Investigation and Prediction of Solder Joint Reliability for Ceramic Area Array Packages under Thermal Cycling, Power Cycling, and Vibration Environments*. Thèse de doctorat, Georgia Institute of Technology, Atlanta / GA / USA.
- [71] Pin, S., Frémont, H. et Guédon-Gracia, A. (2017). Combined creep characterisation from single lap shear tests and 3D implementation for fatigue simulations. *Microelectronics Reliability*, volume 76-77.
- [72] Pocheron, M., Deletage, J. Y., Plano, B., Guedon-Gracia, A. et Frémont, H. (2015). Assessment of constitutive properties of solder materials used in surface-mount devices for harsh environment applications. *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, volume 15, numéro 3.
- [73] Puttlitz, K. et Stalter, K. (2004). *Handbook of Lead-Free Solder Technology for Microelectronic Assemblies*. CRC Press, Boca Raton / FL / USA.
- [74] Qasaimeh, A., Jaradat, Y., Wentlent, L., Yang, L., Yin, L., Arfaei, B. et Borgesen, P. (2011). Recrystallization behavior of lead free and lead containing solder in cycling. Dans *2011 IEEE 61st Electronic Components and Technology Conference*.
-

- [75] Rauta, C., Dasgupta, A. et Hillman, C. (Solder phase coarsening, fundamentals, preparation, measurement and prediction - DFR Solutions, College Park, Maryland - 2005). <https://www.dfrsolutions.com/hubfs/Resources/services/Solder-Phase-Coarsening-Fundamentals-Preparation-Measurement-and-Prediction.pdf> (page consultée le [Septembre 2019]).
- [76] Rust, W. (2015). *Non-Linear Finite Element Analysis in Structural Mechanics*. Springer International Publishing, Cham / Switzerland.
- [77] Saint-Antonin, F. (Essais de fluage - Techniques de l'Ingénieur - 1995). <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/essais-mecaniques-sur-les-metaux-et-alliages-42531210/essais-de-fluage-m140/> (page consultée le [November 2017]).
- [78] Shao, J., Zeng, C. et Wang, Y. (2010). Research progress on physics-of-failure based fatigue stress-damage model of solder joints in electronic packing. Dans *2010 Prognostics and System Health Management Conference*.
- [79] Singh, M. (Mechanical properties of metals part 1 - Department of Physics and Astronomy, University Of Western Ontario). http://www.physics.uwo.ca/~lgonchar/courses/p2800/Chapter6_Mechanical_Handouts.pdf (page consultée le [Janvier 2020]).
- [80] Singh, M. (Mechanical properties of metals part 2 - Department of Physics and Astronomy, University Of Western Ontario). http://www.physics.uwo.ca/~lgonchar/courses/p2800/Chapter7_MechanicalIII_Handouts.pdf (page consultée le [Janvier 2020]).
- [81] Syed, A. R. (1996). Thermal fatigue reliability enhancement of plastic ball grid array (PBGA) packages. Dans *1996 IEEE 46th Electronic Components and Technology Conference*.
- [82] Tamin, M. et Shaffiar, N. (2014). *Solder Joint Reliability Assessment : Finite Element Simulation Methodology*. Springer International Publishing, Cham / Switzerland.
- [83] Taylor, G. I. (1934). The mechanism of plastic deformation of crystals. part i. theoretical. *Proceedings of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, volume 145, numéro 855.
- [84] Telang, A. U. et Bieler, T. R. (2005). Dislocation activity and slip analysis contributing to grain boundary sliding and damage during thermomechanical fatigue in dual shear lead-free solder joint specimens. *Solid State Phenomena*, volume 105.
- [85] Terashima, S., Kariya, Y., Hosoi, T. et Tanaka, M. (2003). Effect of silver content on thermal fatigue life of Sn-xAg-0.5Cu flip-chip interconnects. *Journal of Electronic Materials*, volume 32, numéro 12.
-

- [86] Tu, K. N. (Analysis of failure induced by temperature cycles in composite and eutectic SnPb flip chip solder joints - Dept. of Materials Science & Engineering, UCLA). <http://www.seas.ucla.edu/ethinfilm/report.html> (page consultée le [Juillet 2017]).
- [87] Tummala, R., Rymaszewski, E. et Klopfenstein, A. (1997). *Microelectronics Packaging Handbook : Semiconductor Packaging*. Springer US, Midtown Manhattan / NY / USA.
- [88] Ubachs, R., Schreurs, P. et Geers, M. (2004). Microstructure evolution of tin-lead solder. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, volume 27, numéro 4.
- [89] Vianco, P. T. (2017). Understanding the reliability of solder joints used in advanced structural and electronics applications : Part 1 - Filler metal properties and the soldering process. *Welding Journal (Research Supplement)*, volume 96, p. 39s-52s.
- [90] Wang, G. Z., Cheng, Z. N., Becker, K. et Wilde, J. (1998). Applying Anand model to represent the viscoplastic deformation behavior of solder alloys. *Journal of Electronic Packaging*, volume 123, numéro 3.
- [91] White, M. et Bernstein, J. B. (2008). *Microelectronics Reliability : Physics-of-Failure Based Modeling and Lifetime Evaluation*. Jet Propulsion Laboratory, Pasadena / CA / USA.
- [92] Wierzbicka-Miernik, A., Miernik, K., Wojewoda-Budka, J., Litynska-Dobrzynska, L. et Garzel, G. (2015). Microstructure and chemical characterization of the intermetallic phases in Cu/(Sn, Ni) diffusion couples with various Ni additions. *Intermetallics*, volume 59.
- [93] Wiese, S. et Rzepka, S. (2004). Time-independent elastic-plastic behaviour of solder materials. *Microelectronics Reliability*, volume 44, numéro 12.
- [94] Wiese, S., Schubert, A., Walter, H., Dukek, R., Feustel, F., Meusel, E. et Michel, B. (2001). Constitutive behaviour of lead-free solders vs. lead-containing solders-experiments on bulk specimens and flip-chip joints. Dans *2001 IEEE 51st Electronic Components and Technology Conference*.
- [95] Wong, E., van Driel, W., Dasgupta, A. et Pecht, M. (2016). Creep fatigue models of solder joints : A critical review. *Microelectronics Reliability*, volume 59.
- [96] Xu, L. et Pang, J. H. L. (2006). Effect of intermetallic and Kirkendall voids growth on board level drop reliability for SnAgCu lead-free BGA solder joint. Dans *56th Electronic Components and Technology Conference 2006*.
- [97] Yang, Y., Balaram, J., Huang, Y., Liu, H. et Chen, Z. (2014). Interface reaction between an electroless Ni-Co-P metallization and Sn-3.5Ag lead-free solder with improved joint reliability. *Acta Materialia*, volume 71.
-

-
- [98] Yin, L., Wentlent, L., Yang, L., Arfaei, B., Oasaimh, A. et Borgesen, P. (2012). Recrystallization and precipitate coarsening in Pb-free solder joints during thermo-mechanical fatigue. *Journal of Electronic Materials*, volume 41, numéro 2.
- [99] Zanella, S. (2018). *Creep Fatigue Interaction in Solder Joint Alloys of Electronic Packages*. Thèse de doctorat, Université Paris-Saclay, France.
- [100] Zhao, N., Zhong, Y., Huang, M., Ma, H. et Dong, W. (2015). Growth kinetics of Cu₆Sn₅ intermetallic compound at liquid-solid interfaces in Cu/Sn/Cu interconnects under temperature gradient. *Scientific Reports*, volume 5, numéro 1.
-

