



**HAL**  
open science

# Modélisation de la tenue en fatigue des joints de brasure dans un module de puissance

van Nhat Le

► **To cite this version:**

van Nhat Le. Modélisation de la tenue en fatigue des joints de brasure dans un module de puissance. Mécanique [physics]. Université Paris Saclay (COmUE), 2016. Français. NNT : 2016SACLV111 . tel-01666036

**HAL Id: tel-01666036**

**<https://theses.hal.science/tel-01666036>**

Submitted on 18 Dec 2017

**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.

NNT : 2016SACLV111

THESE DE DOCTORAT  
DE  
L'UNIVERSITE PARIS-SACLAY  
PREPAREE A  
L'UNIVERSITE VERSAILLES SAINT-QUENTIN EN YVELINES

ÉCOLE DOCTORALE N°575  
Electrical, optical, bio-physics and engineering

Spécialité de doctorat : Physique

Par

**M Van Nhat Le**

Modélisation de la tenue en fatigue des joints de brasure dans un module de  
puissance

**Thèse présentée et soutenue à Vélizy, le 14 décembre 2016 :**

**Composition du Jury :**

M. Abdesselam Dahoun	Professeur, Ecole des Mines de Nancy	Président
M. Narayanaswami Ranganathan	Professeur, Université François-Rabelais-Tours	Rapporteur
Mme. Hélène Fremont	Maître de Conférences HDR, Université de Bordeaux	Rapporteur
M. Yasser Alayli	Professeur, Université de Versailles	Examineur
M. Carl Labergère	Maître de Conférences, Université de technologie de Troyes	Examineur
M. Zhidan Sun	Maître de Conférences, Université de technologie de Troyes	Examineur
M. Lahouari Benabou	Maître de Conférences HDR, Université de Versailles	Directeur de thèse
M. Victor Etgens	Professeur, Université de Versailles	Co-directeur de thèse
M. Jean-Michel Morelle	Expert, Société de Valéo	Invité

**Titre :** Modélisation de la tenue en fatigue des joints de brasure dans un module de puissance.

**Mots clés :** joints brasés, fatigue, module de puissance, plasticité cristalline, modèle à zone cohésive.

**Résumé :** Cette thèse vise à réaliser des développements théoriques et numériques portant sur le comportement en cyclage thermomécanique d'un nouvel alliage de brasure sans plomb. L'objectif est de proposer une méthodologie de simulation de la fatigue des assemblages électroniques intégrant ce type de brasures. De nombreux modèles semi-empiriques de fatigue existent déjà, mais ont montré leurs limites pour une prédiction suffisamment précise de la fiabilité. Il existe donc un besoin d'enrichir les approches existantes par une description des mécanismes de défaillance à l'échelle mésoscopique, en prenant en compte les spécificités microstructurales de l'alliage d'étain. Une formulation décrivant la plasticité cristalline de l'étain et l'endommagement aux joints de grains a donc été développée et intégrée dans un code de calcul pour simuler les mécanismes de déformation et les modes de rupture dans le joint de brasure.

**Title:** Fatigue modeling of solder joints in a power module.

**Keywords:** solder joints, fatigue, power module, crystal plasticity, cohesive zone model.

**Abstract:** This thesis aims to carry out theoretical and numerical developments on the thermo-mechanical cyclic behavior of a new lead-free solder alloy. The objective is to propose a methodology for modeling the fatigue of electronic packages using this type of solder. Several semi-empirical fatigue models already exist, but have shown some limitations for providing accurate prediction of reliability. Therefore, there is a need to enrich the existing approaches by a description of the failure mechanisms at the microstructure scale, taking into account some important features of the tin-based alloy. A formulation describing the crystal plasticity of tin and the damage at grain boundaries has therefore been developed and implemented in the finite element code for simulating the mechanisms of deformation and the modes of fracture in the solder joint.



---

## Remerciements

---

Ma thèse a été réalisée dans le cadre du projet industriel MATINNOV en collaboration entre la société VALEO et l'université de Versailles Saint Quentin-en-Yvelines (UVSQ).

Mes remerciements s'adressent tout d'abord à mes encadrants, Lahouari BENABOU et Victor ETGENS pour lesquels je présente ma profonde gratitude. Je les remercie pour leur encadrement et leurs conseils avisés. Je remercie Lahouari BENABOU tout particulièrement d'avoir su me transmettre sa passion de la recherche et ses méthodes de travail afin de garantir la rigueur qu'exigent des travaux scientifiques. Qu'il soit sincèrement remercié pour tout ce qu'il m'a appris et pour les échanges très riches que j'ai eus avec lui tout au long de ces trois années de thèse.

Je remercie M. Luc CHASSAGNE, directeur du Laboratoire d'Ingénierie des Systèmes de Versailles (LISV), pour son accueil au sein de son laboratoire.

Je tiens à remercier tous les membres du jury d'avoir accepté de faire partie de mon jury de thèse, et en particulier les rapporteurs, Mme Hélène FREMONT et M. Narayanaswami RANGANATHAN, d'avoir pris de leur temps précieux pour évaluer mes travaux.

Je remercie aussi M. Jean-Michel MORELLE et M. Philippe POUGNET, experts de l'entreprise Valéo, pour les conseils et les orientations qu'ils ont prodigués. Un grand merci à tous mes collègues du LISV : permanents, ingénieurs, chercheurs, thésards, stagiaires avec qui j'ai vécu des moments inoubliables dans ma jeune carrière de chercheur, dans une superbe ambiance de travail.

Mes plus vifs remerciements vont à tous mes amis qui ont toujours été disponibles pour partager avec moi les moments difficiles et heureux en France.

Pour finir, je tiens également à exprimer du plus profond de mon cœur ma reconnaissance à ma chère famille pour m'avoir toujours soutenu et encouragé, malgré la distance qui sépare la France du Viet Nam.



---

## Table des matières

---

Remerciements.....	3
Table des matières.....	5
Liste des figures .....	9
Liste des tableaux.....	15
Introduction générale .....	17
Chapitre 1 Revue bibliographique .....	21
1.1 Introduction.....	23
1.2 Le module de puissance IGBT.....	24
1.2.1 Constitution typique d'un module de puissance .....	24
1.2.2 Conditions de fonctionnement .....	26
1.2.3 Fiabilité des modules de puissance .....	27
1.3 Types de brasures utilisées dans les modules de puissance .....	31
1.3.1 Brasures de type SAC .....	32
1.3.2 Caractéristiques microstructurales des brasures SAC.....	33
1.3.3 Fissuration à l'échelle de la microstructure .....	35
1.4 Modèles constitutifs des brasures .....	36
1.4.1 Modèles phénoménologiques.....	37
1.4.2 Modèle de plasticité cristalline .....	43
1.5 Modélisation numérique de la fatigue des brasures .....	44
1.5.1 Modèles empiriques en loi puissance .....	44
1.5.2 Modèles d'endommagement.....	47
1.5.3 Modèle à zone cohésive .....	48
1.6 Conclusion sur l'étude bibliographique .....	49
Chapitre 2 Caractérisation expérimentale du comportement mécanique de l'alliage.....	51
2.1 Introduction.....	52
2.2 Protocole expérimental .....	53
2.2.1 Matériau étudié .....	53
2.2.2 Essais de traction monotone pour éprouvette massive .....	53
2.2.3 Essais de fluage sur éprouvettes à simple recouvrement (joint de brasure) .....	55
2.2.4 Essais cycliques en traction-compression.....	57

2.3 Lois constitutives de l'alliage InnoLot .....	58
2.3.1 Comportement en traction de l'alliage InnoLot.....	58
2.3.2 Comportement en fluage de l'alliage InnoLot.....	59
2.3.3 Modèle d'Anand pour l'alliage InnoLot .....	60
2.3.4 Comportement de fatigue de l'alliage InnoLot.....	65
2.3.5 Analyse microstructurale .....	70
2.4 Conclusion .....	73
Chapitre 3 Une approche de la fatigue à l'échelle macroscopique .....	75
3.1 Introduction.....	76
3.2 Simulation thermomécanique du module de puissance .....	77
3.2.1 Modèle du module de puissance .....	77
3.2.2 Simulation du cyclage passif .....	79
3.2.3 Simulation du cyclage actif.....	85
3.2.4 Fiabilité du module de puissance .....	89
3.3 Analyse numérique de l'effet de porosité sur la fatigue des joints .....	94
3.3.1 Algorithme de génération des porosités.....	96
3.3.2 Plan des investigations numériques .....	99
3.3.3 Résultats et discussion .....	99
3.4 Conclusion .....	105
Chapitre 4 Une approche de la fatigue à l'échelle microscopique.....	107
4.1 Introduction.....	108
4.2 Modèle polycristallin de la brasure.....	109
4.2.1 Théorie de plasticité cristalline .....	110
4.2.2 Microstructure de brasure .....	112
4.2.3 Identification des paramètres de plasticité cristalline .....	113
4.2.4 Etude de sensibilité des paramètres .....	116
4.3 Définition des indicateurs de fatigue à l'échelle microscopique .....	117
4.3.1 Evaluation de la fatigue à l'échelle microscopique .....	117
4.3.2 Analyse des indicateurs de fatigue.....	118
4.4 Analyse par éléments finis .....	120
4.4.1 Méthodologie multi-échelle .....	120
4.4.2 Modèle EF.....	121
4.5 Résultats et discussions.....	123

4.5.1 Résultat préliminaire .....	123
4.5.2 Evaluation des indicateurs de fatigue .....	125
4.6 Conclusion .....	127
Chapitre 5 Prise en compte de la fissuration intergranulaire dans la brasure .....	131
5.1 Introduction.....	132
5.2 Modèle à zone cohésive .....	133
5.2.1 Formulation éléments finis .....	133
5.2.2 Modèle d'endommagement en mode mixte.....	136
5.2.3 Validation sur un élément simple 3D.....	141
5.3 Paramètres du modèle à zone cohésive.....	143
5.4 Simulation numérique .....	146
5.5 Résultats et discussions.....	147
5.6 Conclusion .....	150
Conclusion générale et perspectives .....	151
Références.....	157



Figure 1.1. Structure typique d'un module de puissance.....	25
Figure 1.2. Structure typique de substrat DBC.....	25
Figure 1.3. Structure d'un module avec et sans semelle.....	25
Figure 1.4. Schéma d'un profil thermique global imposé à un module de puissance [4].....	27
Figure 1.5. Section transversale d'un fil de bonding illustrant la délamination des extrémités vers le centre [6].....	28
Figure 1.6. Rupture du talon d'un fil de bonding [7].....	28
Figure 1.7. Dégradation de la métallisation de la puce [10]. ....	29
Figure 1.8. Fissure de la céramique AlN sous la métallisation Cu (a), zoom au niveau de la zone de rupture (b) [12]. ....	29
Figure 1.9. Analyse acoustique de la brasure semelle/DCB après 100kcycles [4].....	30
Figure 1.10. Fissuration intergranulaire d'une éprouvette SAC105 après un vieillissement de 21 jours à 125°C [15].....	30
Figure 1.11. Porosités au sein de la brasure semelle-substrat.....	31
Figure 1.12. Part de marché des brasures sans plomb en 2006 [26].....	33
Figure 1.13. Diagramme de phase ternaire SAC – zoom sur la zone proche de l'eutectique [28].....	34
Figure 1.14. Observation des grains d'étain d'une bille d'alliage SAC387 : (a) observation par EBSD ; (b) observation en lumière polarisée [29].....	34
Figure 1.15. Cellule élémentaire de Sn [31]. ....	35
Figure 1.16. Anisotropie du module d'Young sur le plan (100) (ligne continue) et le plan (110) (ligne discontinue), comparée avec le CTE, pour le cristal Sn [33].....	35
Figure 1.17. Observation MEB de la microstructure d'un joint brasé après plusieurs cycles thermiques : (1) fissure aux joints de grains, (2) fissure à l'interface entre dendrites de $\beta$ -Sn et phases mixtes, (3) fissure au point triple des grains, (4) glissement et séparation aux joints de grains [28]. ....	36
Figure 1.18 Courbe typique de fluage des alliages sans-plomb.....	37
Figure 1.19. Approche numérique pour estimer la fatigue de la brasure.....	45
Figure 1.20. Exemple d'une relation de traction-séparation 1D dans l'approche à zone cohésive.....	48
Figure 2.1. Profil thermique de refusion.....	54
Figure 2.2. Géométrie de l'éprouvette de traction. ....	54

Figure 2.3. (a) Machine Instron de 3kN, (b) zoom sur le montage d'échantillon. ....	55
Figure 2.4. (a) Dispositif global autour de la machine de micro-traction, (b) Montage électronique et interface logicielle, (c) Vue détaillée de l'éprouvette en place avant l'essai. .	56
Figure 2.5. Eprouvette de cisaillement à simple recouvrement pour la caractérisation des joints brasés (unité: mm).....	56
Figure 2.6. Eprouvette de fatigue (essai de traction-compression répétée). ....	57
Figure 2.7. Courbes contrainte-déformation en traction uniaxiale de l'alliage InnoLot. ....	58
Figure 2.8. Evolutions des propriétés mécaniques de l'alliage InnoLot (module d'Young, résistance, limite élastique et allongement à rupture) selon la température et le taux de déformation. ....	59
Figure 2.9. Réponses en fluage de l'alliage InnoLot à la température de 25°C pour trois niveaux de contrainte différents.....	60
Figure 2.10. Réponses en fluage de l'alliage InnoLot sous une contrainte de 11.875 MPa pour trois températures différentes.....	60
Figure 2.11. Evolution de la contrainte de saturation en fonction de la vitesse de déformation pour différentes températures : données expérimentales pour la brasure InnoLot et prédictions du modèle d'Anand.....	64
Figure 2.12. Effet de la vitesse de déformation sur la réponse en contrainte-déformation: comparaison entre résultats expérimentaux et modèle d'Anand pour une température de 25°C. ....	64
Figure 2.13. Effet de la température sur la réponse en contrainte-déformation : comparaison entre résultats expérimentaux et modèle d'Anand pour un taux de déformation de 0.02 s <sup>-1</sup> ...	64
Figure 2.14. Boucle d'hystérésis contrainte-déformation pour une amplitude de déformation $\epsilon_{total} = 0.5\%$ à T = 298K et f = 0.1 Hz. ....	65
Figure 2.15. Amplitude de la contrainte en fonction du nombre de cycles pour une amplitude de déformation $\epsilon_{total} = 0.5\%$ à T = 348K et f = 0.1 Hz. ....	66
Figure 2.16. Boucles d'hystérésis typiques à différentes amplitudes de déformation et températures.....	66
Figure 2.17. Relation entre nombre de cycles à rupture et amplitude de déformation plastique. ....	68
Figure 2.18. Relation entre nombre de cycles à rupture et énergie plastique accumulée. ....	69
Figure 2.19. Relation entre durée de vie et densité d'énergie plastique incorporant l'effet de la température. ....	69
Figure 2.20. Relation entre durée de vie et amplitude de déformation plastique incorporant l'effet de la température. ....	69
Figure 2.21. Vue globale des joints en cisaillement et de la morphologie des composés intermétalliques de l'alliage InnoLot. ....	72

Figure 2.22. Images MEB de la section transversale de l'éprouvette non-vieillie après un essai de fluage. ....	72
Figure 2.23. Image MEB après l'essai de fluage sous cisaillement appliqué de 18.75MPa à 25°C (vieillessement à 100°C pendant 2 mois). ....	72
Figure 2.24. Zoom sur le site de rupture de l'essai de fluage avec cisaillement appliqué de 18.75MPa à 25°C (vieillessement à 100°C pendant 2 mois). ....	73
Figure 3.1. Schématisation du module de puissance IGBT. ....	77
Figure 3.2. Maillage d'un quart du modèle numérique de l'assemblage électronique. ....	79
Figure 3.3. Cyclage thermique passif. ....	80
Figure 3.4. Energie plastique accumulée dans les deux couches de brasure (couches complètes après application des symétries du modèle). ....	81
Figure 3.5. Fissuration dans les joints DCB-semelle d'un module IGBT: (a) Section transversale de module IGBT après 100 cycles thermiques [106] (b) Défaillance des joints après 43000 cycles thermiques [107]. ....	81
Figure 3.6. Evolution de la contrainte Von Mises dans la zone critique de la brasure inférieure lors des cyclages en température. ....	82
Figure 3.7. (a) Evolution de déformation plastique, et (b) boucles d'hystérésis contrainte-déformation plastique pour les six premiers cycles. ....	82
Figure 3.8. (a) Evolution de l'énergie plastique accumulée, et (b) Energie plastique par cycle pour les six premiers cycles. ....	83
Figure 3.9. Variations de contrainte Von-Mises en fonction du profil thermique. ....	84
Figure 3.10. Variations de déformation plastique en fonction du profil thermique. ....	84
Figure 3.11. Variations de densité d'énergie en fonction du profil thermique. ....	84
Figure 3.12. Profil du courant injecté sur la surface active de la puce. ....	86
Figure 3.13. Schéma du cycle thermique actif (équivalent au chargement électrique) imposé au module. ....	86
Figure 3.14. Champ de température dans le module IGBT sous cyclage actif. ....	87
Figure 3.15. Profil thermique au point critique de la puce. ....	87
Figure 3.16. Gradient de température, à la fin de l'injection de puissance, le long d'une ligne verticale passant par le centre du module. ....	87
Figure 3.17. Distribution de la température à travers la puce. ....	88
Figure 3.18. Energie plastique accumulée dans les deux couches de brasure. ....	88
Figure 3.19. Section transversale d'un joint brasé puce-substrat montrant le site d'amorçage de fissure sous cyclage actif [109]. ....	88
Figure 3.20. Evolution de contrainte et énergie plastique dissipée cyclique pour les six premiers cycles actifs. ....	89

Figure 3.21. Distribution de la densité d'énergie plastique des éléments par ordre décroissant dans la brasure inférieure sous cyclage passif. ....	91
Figure 3.22. Distribution de la déformation plastique équivalente des éléments par ordre décroissant dans la brasure inférieure sous cyclage passif. ....	91
Figure 3.23. Distributions de Weibull pour (a) la densité d'énergie plastique, et (b) la déformation plastique équivalente. ....	92
Figure 3.24. Déformation plastique dans la brasure inférieure au cours de 6 cycles pour différentes tailles de zone critique. ....	92
Figure 3.25. Densité d'énergie plastique dans la brasure inférieure au cours de 6 cycles pour différentes tailles de zone critique. ....	93
Figure 3.26. Image X-ray illustrant la distribution de porosités dans la couche de brasure. ....	97
Figure 3.27. Mesures des taux de porosité dans 24 échantillons. ....	98
Figure 3.28. Distribution réelle des diamètres de porosité et lois ajustées. ....	98
Figure 3.29. Procédure de génération de la brasure 3D avec porosités en 3 étapes : (a) Etape 1 : Génération du domaine 2D avec l'algorithme MCRVEGen, (b) Etape 2 : Importation du domaine 2D dans le logiciel Abaqus, (c) Création du domaine 3D par l'extrusion dans Abaqus. La fraction volumique de porosité dans ce modèle est de 20%.....	98
Figure 3.30. Différentes configurations pour les analyses EF. ....	99
Figure 3.31. Distribution de l'énergie plastique dans la brasure inférieure contenant une porosité unique représentant 10% du volume. ....	100
Figure 3.32. Energie plastique maximale dans les deux couches de brasure pour différentes fractions volumiques de porosité dans la brasure inférieure. ....	101
Figure 3.33. Energie plastique moyennée dans la zone critique pour différentes tailles de porosité. ....	101
Figure 3.34. Energie plastique dissipée moyennée dans la zone critique pour différentes positions de la porosité. ....	102
Figure 3.35. Les trois configurations générées selon la loi log-normale pour une fraction volumique des porosités de 10% fraction. ....	102
Figure 3.36. Distribution de l'énergie dissipée pour une fraction volumique des porosités de 10% : (a) distribution aléatoire de porosités, (b) porosité unique au coin. ....	103
Figure 3.37. Energie accumulée pour différentes configurations avec une fraction volumique de 10%. ....	104
Figure 3.38. Energie accumulée pour différentes configurations avec une fraction volumique de 20%. ....	104
Figure 3.39. Energie accumulée pour des configurations à différentes fractions volumiques. ....	104
Figure 3.40. Comparaison des durées de vie estimées pour l'ensemble des configurations testées. ....	105

Figure 4.1. Représentation de la décomposition multiplicative du gradient de transformation. ....	111
Figure 4.2. Interface graphique utilisateur pour la procédure d'identification des paramètres de plasticité cristalline sous Matlab. ....	114
Figure 4.3. (a) Agrégat de 100 grains, (b) Maillage de l'agrégat par éléments tétraédriques quadratiques. ....	115
Figure 4.4. Figure de pôle (001) des 100 orientations cristallographiques du VER simulé. .	116
Figure 4.5. Réponses expérimentales sous traction monotone et simulations correspondantes du VER pour trois vitesses de déformation. ....	116
Figure 4.6. Etude EF sur la sensibilité des paramètres du modèle de plasticité cristalline. ..	117
Figure 4.7. Approche multi-échelle pour l'étude de la fatigue d'un joint de brasure dans un module IGBT – Technique de sous-modélisation. ....	121
Figure 4.8. Localisation de la zone critique dans la brasure inférieure du modèle global du module.....	122
Figure 4.9. Géométrie du modèle local construit autour de la zone critique reproduite par sa structure cristalline.....	122
Figure 4.10. Microstructure de 300 grains aux joints brasés (a) et leur maillage (b). ....	123
Figure 4.11. Distribution de la contrainte de Von-Mises dans le sous-modèle. ....	124
Figure 4.12. Distribution du glissement plastique dans la zone critique décrite par un agrégat de grains. ....	124
Figure 4.13. Densité de la contrainte Von-Mises pour les 300 grains de la zone critique. ...	124
Figure 4.14. Evolution temporelle de la contrainte de Von-Mises durant les cycles thermiques imposés avec $T_{max}=80^{\circ}C$ . ....	124
Figure 4.15. Evolution temporelle du glissement plastique durant les cycles thermiques imposés avec $T_{max}=80^{\circ}C$ . ....	125
Figure 4.16. Relation entre durée de vie et énergie plastique à l'échelle des grains. ....	126
Figure 4.17. Relation entre durée de vie et amplitude de déformation plastique à l'échelle des grains.....	126
Figure 4.18. Relation entre durée de vie et glissement plastique à l'échelle des grains. ....	127
Figure 5.1. (a) Schéma du problème mécanique, (b) comportement mécanique de la zone cohésive.....	134
Figure 5.2. Géométrie d'un élément cohésif à 6 nœuds représenté dans les configurations non-déformée et déformée. ....	134
Figure 5.3. Relation de traction-séparation dans les modes purs : (a) mode normal, (b) mode tangentiel.....	138
Figure 5.4. Définition des énergies cohésives pour l'initiation et la rupture totale en mode mixte. ....	138

Figure 5.5. Synoptique de la routine UEL pour le modèle à zone cohésive.....	141
Figure 5.6. Configuration des tests réalisés pour valider l'implantation numérique du modèle CZM : (a) traction uniaxiale en mode I, (b) traction en mode mixte (I et II). .....	142
Figure 5.7. Réponse traction-séparation du modèle CZM : (a) traction uniaxiale en mode I, (b) traction en mode mixte (I et II). .....	142
Figure 5.8. Réponse traction-séparation cyclique en mode mixte du modèle CZM : (a) mode I, (b) mode II. ....	143
Figure 5.9. Loi de traction-séparation après application de quelques cycles de fatigue.....	146
Figure 5.10. Lois constitutives des grains et des joints de grains. ....	147
Figure 5.11. Vue explosée de la microstructure dans la zone critique de la brasure ; grains et joints de grains explicitement modélisés. ....	147
Figure 5.12. (a) Evolution de l'endommagement au cours des cycles, (b) Relation de traction-séparation pour certains éléments de joints de grains. ....	148
Figure 5.13. Evolution de la fissuration intergranulaire durant les cycles de charge. ....	148
Figure 5.14. Rupture à l'interface avec les intermétalliques et rupture intergranulaire dans les joints brasés InnoLot de modules IGBT. ....	149
Figure 5.15. Aire endommagée en fonction du nombre de cycles thermiques.....	149

---

## Liste des tableaux

---

Tableau 1.1. Constantes élastiques (en GPa) de Sn, utilisé dans l'analyse numérique [27].	35
Tableau 1.2. Paramètres du modèle de Dorn pour différentes brasures [43].	39
Tableau 1.3. Paramètres du modèle de Garafalo pour différentes brasures.	39
Tableau 1.4 Revue des études de modélisation du comportement mécanique des alliages [38].	42
Tableau 2.1. Composition de l'alliage InnoLot.	54
Tableau 2.2. Conditions d'essai en fatigue oligocyclique.	58
Tableau 2.3. Valeurs des contraintes de saturation pour l'alliage InnoLot pour l'ensemble des conditions testées.	63
Tableau 2.4. Paramètres du modèle d'Anand pour divers alliages de brasure sans plomb.	65
Tableau 2.5. Paramètres des modèles de Coffin-Manson et de Morrow.	69
Tableau 2.6. Paramètres des modèles modifiés intégrant la variable température.	69
Tableau 3.1. Dimensions des composants du module IGBT.	77
Tableau 3.2. Propriétés mécaniques des matériaux de l'assemblage.	79
Tableau 3.3. Valeurs critiques de l'énergie et de la déformation dans les deux couches de brasure sous le cyclage passif.	81
Tableau 3.4. Différents profils thermiques considérés pour l'étude paramétrique.	83
Tableau 3.5. Valeurs critiques des deux couches de brasure sous cyclage actif.	89
Tableau 3.6. Indicateurs de fatigue pour différentes tailles de zone critique.	93
Tableau 3.7. Nombre de cycles avant défaillance mécanique du module de puissance.	94
Tableau 3.8. Paramètres identifiés de la loi log-normale pour les diamètres des porosités.	98
Tableau 4.1. Systèmes de glissement de l'étain [146].	113
Tableau 4.2. Paramètres du modèle de plasticité cristalline.	115
Tableau 4.3. Jeux de paramètres pour l'étude de sensibilité.	117
Tableau 4.4. Cas de charges étudiés (profils thermiques différents).	121
Tableau 4.5. Prédiction des durées de vie basée sur les deux grandeurs/indicateurs macroscopiques.	125
Tableau 4.6. Valeur des indicateurs de fatigue à l'échelle des grains pour différents profils thermiques.	126
Tableau 4.7. Paramètres identifiés des lois de fatigue adoptées à l'échelle microstructurale.	126
Tableau 5.1. Propriétés matériau pour le test élémentaire.	143

Tableau 5.2. Paramètres de la zone cohésive estimés selon des concepts physiques énergétiques. ....146

Après deux décennies de développement, le transistor bipolaire à grille isolé (Insulated Gate Bipolar Transistor (IGBT)), un dispositif semi-conducteur de puissance, connaît maintenant une utilisation répandue et permet de répondre aux exigences de l'électronique de puissance dans de nombreux domaines tels que le ferroviaire, l'automobile, l'aéronautique ou encore le forage pétrolier. Les modules IGBT sont généralement constitués par une structure multi-matérielle ; ce qui introduit une forte hétérogénéité des coefficients d'expansion thermique dans l'assemblage. En fonctionnement, le module peut être amené à subir divers modes de rupture comme la fatigue des fils de connexion, la délamination du substrat, la dégradation des métallisations de la puce ou la fissuration des joints brasés. Ces questions sont donc devenues des sujets de recherche d'intérêt pour l'amélioration de la fiabilité des modules de puissance. En particulier, la fatigue des joints brasés est un point critique sujet encore à beaucoup d'études, surtout depuis l'entrée en vigueur de nouvelles directives interdisant l'usage du plomb dans les alliages de brasure. L'introduction de nouveaux alliages de brasure sans plomb avec des propriétés spécifiques a en effet généré de nouvelles problématiques sur le plan du comportement mécanique à long terme.

Dans le passé, l'eutectique étain-plomb (SnPb) a été utilisé comme matériau de brasage principal dans les assemblages électroniques en raison de ses bonnes propriétés mécaniques et de sa fiabilité. Les risques de toxicité sanitaire et environnementale qu'il induisait ont conduit à remplacer cet alliage par des brasures sans plomb, parmi lesquelles la brasure étain-argent-cuivre (SAC) largement utilisée. Plusieurs brasures de type SAC ont été proposées par les industriels, chacune possédant des propriétés physico-mécaniques spécifiques aux applications auxquelles elle se destine. Par ailleurs, la tendance observée dans la conception des modules de puissance va vers davantage de minimisation ; ce qui pose un défi majeur compte tenu des contraintes de fonctionnement plus sévères que cela engendre en termes de puissance et de température admissibles. La microstructure des brasures qui dépend de leur composition, et notamment des éléments d'alliage ajoutés pour remplacer le plomb, est un autre facteur à étudier dans l'évaluation de la fiabilité. En effet, les brasures SAC présentent une hétérogénéité de microstructure plus élevée que les brasures traditionnelles SnPb. La microstructure des alliages SAC contient généralement une matrice de grains  $\beta$ -Sn et des phases de composés intermétalliques de répartition spatiale très hétérogène. Ces composés intermétalliques sont à l'origine de certains modes de rupture des joints brasés sous fatigue

thermomécanique. D'autres modes de rupture peuvent être également observés comme la décohésion interphase, la rupture intragranulaire suite à l'accumulation de glissement plastique ou encore plus fréquemment la rupture intergranulaire.

Afin d'étudier la fatigue des brasures sans plomb, trois types d'approches de fatigue ont été proposés dans la littérature. La première regroupe les modèles empiriques en loi puissance et constitue l'approche la plus largement utilisée en raison de l'identification facile des paramètres du modèle envisagé et de sa simplicité d'utilisation dans le contexte industriel. La seconde englobe les modèles de type endommagement continu qui intègrent des variables internes pour rendre compte phénoménologiquement de certaines caractéristiques du comportement comme l'écroutissage, l'adoucissement ou les modes de dégradation. La dernière approche est celle commune aux différents modèles à zone cohésive qui permet de décrire l'amorçage et la propagation de la fissuration aux interfaces du matériau. Cependant, toutes ces approches négligent généralement l'effet de l'anisotropie à l'échelle de la microstructure et conduisent donc probablement à une évaluation moins précise de la fiabilité des joints brasés. Il existe donc un besoin d'enrichir les approches existantes par une description des mécanismes de défaillance à l'échelle mésoscopique, en prenant en compte davantage la complexité de la microstructure des alliages de brasure.

Motivée par ces problématiques de fiabilité concernant les brasures, cette thèse se focalise particulièrement sur l'estimation multi-échelle de la fatigue des joints brasés utilisés dans les modules puissance dans le domaine de l'automobile électrique et hybride.

Le premier chapitre du mémoire est consacré à une revue bibliographique sur les joints brasés dans les modules de puissance. Le module de puissance est tout d'abord présenté en termes de constitution, conditions de fonctionnement et de modes de défaillance connus. Dans la structure multicouche d'un module de puissance, la fatigue des joints brasés est considérée comme un des éléments les plus impactant sur la fiabilité du module entier. Les caractéristiques microstructurales de l'alliage sans plomb SAC sont donc détaillées. Ce type d'alliage ternaire révèle généralement de nombreux modes de rupture, répertoriés dans le chapitre, en raison de la répartition hétérogène des composés intermétalliques dans la matrice d'étain. Ensuite, les modèles de comportement classiques pour décrire la viscoplasticité des brasures sont présentés. La fin du premier chapitre aborde les modèles de fatigue existants pour évaluer la fatigue thermomécanique des brasures. Les avantages et les inconvénients des différentes approches sont discutés.

Le deuxième chapitre présente les essais expérimentaux réalisés pour caractériser le comportement viscoplastique et sous fatigue d'un nouvel alliage sans plomb, connu sous la

dénomination commerciale InnoLot. Des essais de traction monotone sur éprouvette massive plate ont d'abord été effectués à trois températures et trois vitesses de déformation pour identifier la loi viscoplastique de la brasure, mais aussi des propriétés mécaniques standards comme le module d'Young, la résistance, l'élongation à rupture, etc. Des essais de fluage ont ensuite été menés sur éprouvettes de cisaillement de type joint pour évaluer la réponse en fluage du matériau dans une configuration géométrique correspondant à son utilisation dans l'assemblage électronique. Enfin, des essais de fatigue sur éprouvettes conventionnelles cylindriques sont effectués à différentes températures et fréquences de sollicitation. Les résultats obtenus sont utilisés pour identifier les lois de fatigue empiriques pour l'alliage InnoLot. Des analyses micrographiques sont également effectuées pour chaque type d'essai dans le but de comprendre clairement des caractéristiques microstructurales du matériau.

Dans le troisième chapitre, nous nous sommes focalisés sur la modélisation de la fatigue thermomécanique d'un module de puissance. La simulation numérique d'un module de puissance particulier soumis à un profil cyclique thermique passif et actif est effectuée. La simulation permet de déterminer les indicateurs de fatigue traditionnels (déformation plastique, énergie dissipée, etc.) servant à la prédiction de la durée de vie des brasures à partir des lois de fatigue précédemment identifiées. En outre, une étude paramétrique par éléments finis est réalisée pour examiner l'effet de certains paramètres du chargement thermique, ainsi que celui des porosités présentes dans les brasures, sur la fiabilité thermomécanique des joints brasés.

L'objectif du quatrième chapitre est d'enrichir les approches de fatigue classiques par des considérations liées à la microstructure particulière des alliages de brasures. Un modèle de plasticité cristalline est adapté pour l'alliage d'étain et identifié ensuite en appliquant un schéma de transition d'échelle pour retrouver les réponses macroscopiques mesurées. Outre les deux indicateurs de fatigue standards calculés à l'échelle mésoscopique (énergie dissipée et déformation plastique), la valeur du glissement plastique accumulé obtenu à partir de la simulation est aussi examinée en relation avec la durée de vie estimée des joints de brasure. Dans cette partie, une attention particulière est également apportée à la méthodologie de résolution numérique en raison du coût de calcul de telles simulations à l'échelle cristalline. La technique de sous-modélisation est décrite et appliquée au module de puissance afin de réduire les simulations à la seule zone critique dans la brasure.

Le dernier chapitre poursuit cet effort d'amélioration des prédictions de fatigue, mais aussi de description des modes de rupture potentiels en proposant de traiter la fissuration intergranulaire dans la brasure. Ce mode de dégradation est couramment observé dans les

brasures sans plomb, notamment à cause du phénomène de vieillissement sous cyclage thermique qui entraîne une recristallisation du matériau et donc un rôle des joints de grains prépondérant dans les mécanismes de déformation. Un modèle micromécanique couplant l'approche de plasticité cristalline et l'approche à zone cohésive est ainsi développé pour d'une part rendre compte de l'anisotropie des grains  $\beta$ -Sn et d'autre part décrire la décohésion aux joints de grains. L'identification des paramètres du modèle à zone cohésive est discutée et des propositions simples sont faites pour évaluer leurs ordres de grandeur.

Enfin, une conclusion termine ce travail de thèse et des perspectives pour des travaux futurs sont proposées.

---

# Chapitre 1 Revue bibliographique

---

## Sommaire

Chapitre 1 Revue bibliographique .....	21
1.1 Introduction.....	23
1.2 Le module de puissance IGBT.....	24
1.2.1 Constitution typique d'un module de puissance .....	24
1.2.2 Conditions de fonctionnement .....	26
1.2.3 Fiabilité des modules de puissance .....	27
1.3 Types de brasures utilisées dans les modules de puissance .....	31
1.3.1 Brasures de type SAC .....	32
1.3.2 Caractéristiques microstructurales des brasures SAC.....	33
1.3.3 Fissuration à l'échelle de la microstructure .....	35
1.4 Modèles constitutifs des brasures .....	36
1.4.1 Modèles phénoménologiques.....	37
1.4.2 Modèle de plasticité cristalline .....	43
1.5 Modélisation numérique de la fatigue des brasures .....	44
1.5.1 Modèles empiriques en loi puissance .....	44
1.5.2 Modèles d'endommagement .....	47
1.5.3 Modèle à zone cohésive .....	48
1.6 Conclusion sur l'étude bibliographique .....	49



## 1.1 Introduction

Le transistor bipolaire à grille isolée IGBT est un dispositif semi-conducteur de puissance dans la famille des transistors électroniques. Le module IGBT est de plus en plus utilisé pour répondre aux demandes de management, conversion, et conservation d'énergie électrique dans de nombreux domaines comme l'automobile, l'aéronautique, etc. Le module possède généralement une structure complexe constituée par divers éléments tels que supports mécaniques, connexions électriques, matériaux isolants, brasures, puces semi-conductrices et encapsulant. Dans une telle structure multi-matérielle soumise à un cyclage thermique relativement sévère, le comportement des joints de brasure va jouer un rôle déterminant dans la tenue mécanique de l'assemblage. L'hétérogénéité des coefficients d'expansion thermique (CTEs) provoque en effet des contraintes d'origine thermique significatives dont les effets répétés sur les différents composants, et en particulier les brasures peuvent éventuellement aboutir à des modes de défaillance multiples. Dans cette étude, nous nous focalisons sur la dégradation des brasures d'interconnexion en raison de son effet critique sur la fiabilité du module de puissance entier. Les brasures sont généralement utilisées sous forme de joints de dimensions très petites dans les assemblages électroniques. En particulier, leur épaisseur est de l'ordre de quelques centaines de micromètres. Le comportement et les mécanismes de défaillance dans la brasure vont donc être très sensibles à cette petite échelle du matériau et donc aux caractéristiques de sa microstructure. L'estimation quantitative des effets de la microstructure sur la tenue en fatigue des brasures a été relativement peu traitée dans les études antérieures, mais ce sujet devient un champ de recherche capital dans les études actuelles puisque les moyens de caractérisation et les outils de simulation ont connu un réel essor.

Le travail bibliographique réalisé dans ce chapitre est une synthèse des connaissances existantes sur les modules de puissance, mais aussi sur les lois de comportement et de fatigue utilisées pour les joints brasés dans ce type de modules. Premièrement, le module de puissance sera présenté de manière générale en termes de constitution, conditions de fonctionnement courantes et modes de défaillance connus. Deuxièmement, les lois constitutives utilisées dans la modélisation des joints brasés seront discutées. Outre les lois constitutives standards en mécanique des milieux continus, la plasticité cristalline a été aussi abordée puisqu'une partie de l'étude sera faite à l'échelle microscopique de la brasure. Dans la troisième partie, on résumera les approches de fatigue qui sont appliquées aux joints brasés tels que les modèles empiriques en loi puissance et les modèles d'endommagement. Finalement, les objectifs et le plan de l'étude seront précisés.

## 1.2 Le module de puissance IGBT

Le module de puissance IGBT apparaît en 1982 et combine les caractéristiques simples de la commande de grille du transistor à effet de champs (Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor (MOSFET)) avec des capacités de haut courant et de basse tension de saturation d'un transistor bipolaire. Ces innovations ont ainsi permis de nombreux progrès dans les applications de l'électronique de puissance, mais aussi l'amélioration de la fiabilité des assemblages. Depuis les années 90, le module IGBT est donc devenu un des composants électroniques de puissance les plus populaires pour les applications de moyenne et forte puissance.

### 1.2.1 Constitution typique d'un module de puissance

La Figure 1.1 illustre la structure typique d'un module de puissance multi-puce, dont les éléments constitutifs principaux sont :

- *Puces semi-conductrices* : généralement en silicium, elles représentent les éléments actifs d'un module de puissance. La puce est formée d'un matériau semi-conducteur de quelques centaines de micromètres métallisé des deux côtés.
- *Fils de connexion* : ils sont chargés d'amener le courant vers les puces. Ils sont normalement en aluminium et possèdent un diamètre allant de 200 à 500 $\mu$ m. Ils sont généralement soudés par ultrason à température ambiante sur la métallisation supérieure de la puce.
- *Brasures* (joints d'interconnexion) : Le matériau des joints brasés est à base d'étain (PbSn, SnAgCu, etc.). Le module de puissance possède typiquement deux couches de brasure (brasure puce-substrat et brasure semelle-substrat) qui servent à assembler les composants du module en assurant à la fois les interfaces électrique, thermique et mécanique. La brasure est donc un des éléments clés pour assurer une bonne fiabilité du module de puissance.
- *Substrat* : il est un support mécanique sur lequel les puces sont montées et assure une isolation électrique et aussi une extraction thermique efficace. Il est composé d'une céramique (BeO, AlN ou Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) isolante, associée typiquement à deux métallisations en cuivre suivant un procédé de type DCB (Direct Copper Bonded), comme représenté sur la Figure 1.2.
- *Semelle* : La semelle est utilisée pour assurer le maintien mécanique et aussi favoriser la diffusion thermique vers le système de refroidissement placé à la base du module. Elle

est brasée sur la métallisation inférieure du substrat céramique puis assemblée sur le refroidisseur.

- *Encapsulant* : généralement en gel silicone, il représente un revêtement enrobé ou coulé servant à l'isolation électrique autour des connecteurs d'une part, et à l'atténuation des vibrations sur les interconnexions supérieures d'autre part.
- *Boîtier plastique* : il protège tous les composants et interconnexions.

Il existe aussi le module sans semelle où le substrat est attaché directement sur le refroidisseur par une interface thermique. Cette technique présente une haute fiabilité thermomécanique, car elle engendre une hétérogénéité plus faible entre les CTEs dans le module mais elle exige aussi un état parfait du refroidisseur afin d'assurer de bonnes performances.

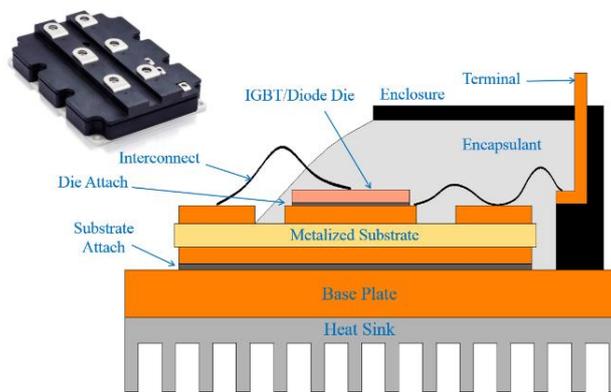


Figure 1.1. Structure typique d'un module de puissance.

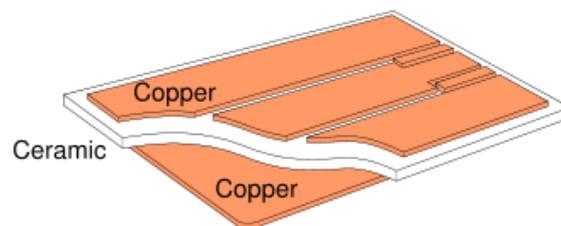


Figure 1.2. Structure typique de substrat DBC.

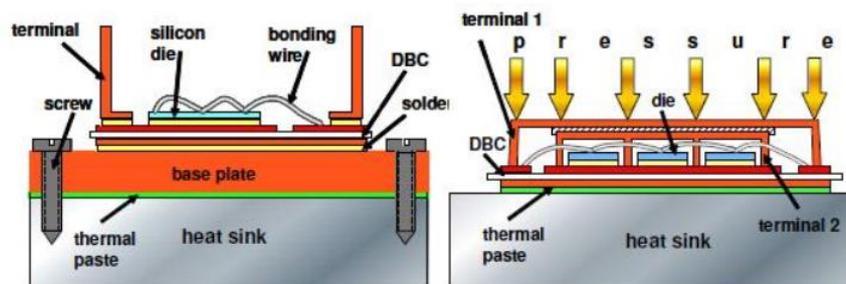


Figure 1.3. Structure d'un module avec et sans semelle.

### 1.2.2 Conditions de fonctionnement

Le module de puissance est traditionnellement utilisé pour la traction électrique automobile. Cependant, on peut le trouver aussi en utilisation dans des domaines tels que : l'aéronautique, l'industrie ferroviaire et l'électroménager. Dans cette étude, nous nous focalisons sur les modules de puissance correspondant à des applications automobiles. En général, les contraintes mécaniques rencontrées durant le fonctionnement de tels modules sont dues à des sollicitations thermiques ou mécaniques.

Les contraintes mécaniques résultent des vibrations ou des chocs dont les niveaux et la nature dépendent du domaine d'application. Ces contraintes peuvent être aléatoires ou harmoniques. L'impact de telles contraintes sur la fiabilité du module dépend de nombreux éléments comme la géométrie, la fixation, etc [1].

Les contraintes mécaniques d'origine thermique sont dues à l'environnement opérationnel et à l'auto-échauffement au niveau des puces semi-conductrices. Les sollicitations thermiques peuvent donc se diviser en deux catégories principales : cyclage passif d'environnement (Passive Thermal Cycling (PTC)) et cyclage actif de puissance (Active Power Cycling (APC)) [2]. En effet, le PTC est induit par la variation thermique de l'environnement dans lequel le module est placé, tandis que l'APC est généré par la perte thermique au sein des puces lors du passage de courant ou de la commutation de courant on-off.

Les modules de puissance utilisés dans l'automobile sont typiquement soumis aux deux cyclages thermiques avec différents profils de température. Au niveau du PTC, la température environnementale varie dans une large gamme entre  $-40^{\circ}\text{C}$  et  $120^{\circ}$ . Sous APC, la dissipation thermique par effet de Joule dans les puces actives peut conduire à des variations thermiques supplémentaires d'une amplitude plus faible (entre  $20^{\circ}\text{C}$  et  $60^{\circ}\text{C}$ ) mais avec une fréquence beaucoup plus élevée (Figure 1.4). La température maximale spécifiée en mission est dans l'intervalle  $150\text{-}170^{\circ}\text{C}$ . Par ailleurs, les applications automobiles exigent une durée de vie de l'ordre de 8000h dans un environnement thermique nominal allant de  $90^{\circ}\text{C}$  jusqu'à  $120^{\circ}\text{C}$  avec 400000 cycles actifs [3].

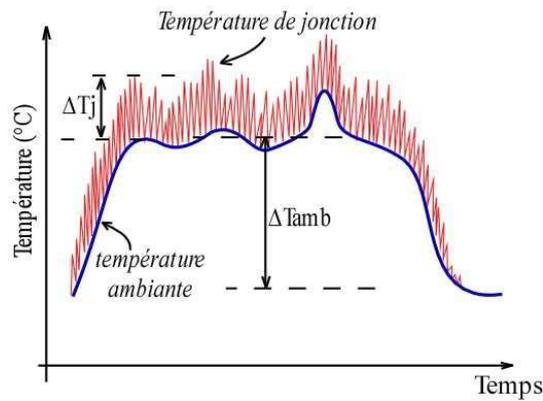


Figure 1.4. Schéma d'un profil thermique global imposé à un module de puissance [4].

### 1.2.3 Fiabilité des modules de puissance

Parmi les deux catégories de sollicitations précédemment présentées, la sollicitation thermique (PTC et APC) possède l'effet le plus critique sur les performances électriques avec environ de 70% des ruptures observées résultant de ce mode de chargement. Les modes de défaillance principaux dus à la sollicitation thermique sont les suivants :

- Délamination et rupture des fils de bonding
- Dégradation de la métallisation de la puce
- Dégradation du DCB
- Fatigue des brasures

#### 1.2.3.1 Décollement et rupture des fils de bonding

Les fils de bonding sont brasés directement sur la surface active des composants semi-conducteurs. Ils sont significativement affectés par toute sollicitation thermique due à la dissipation thermique aux puces et l'auto-échauffement des fils. On observe deux modes principaux de défaillance : le décollement du fil de la puce et la rupture au niveau du talon du fil.

Le décollement des fils résulte de l'hétérogénéité des CTEs entre le Silicium de la puce et l'Aluminium du fil de bonding. En fonctionnement, l'interface entre les deux matériaux subit de fortes contraintes thermomécaniques qui conduisent à la dégradation de l'interface. Le fil peut finir par se décoller. La déformation plastique accumulée dans les fils en aluminium au cours des cycles thermiques initie une fissure à chaque extrémité de la surface interconnectée. Les microfissures se propagent ensuite au sein du matériau au voisinage de l'interface avec la puce jusqu'à la délamination complète du fil (Figure 1.5) [5,6].

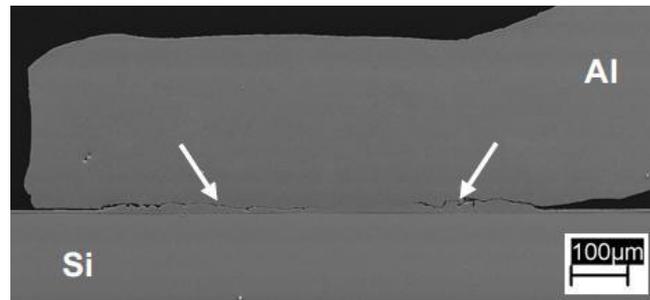


Figure 1.5. Section transversale d'un fil de bonding illustrant la délamination des extrémités vers le centre [6].

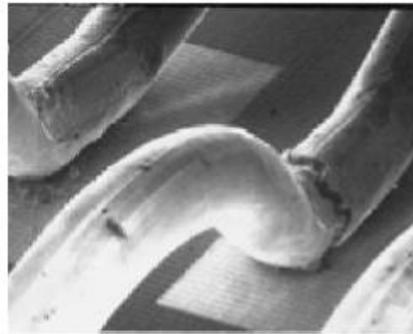


Figure 1.6. Rupture du talon d'un fil de bonding [7].

La fracture au niveau du talon du fil peut se produire dans le cas d'un procédé de brasage ultrason non-optimisé (Figure 1.6) [8]. En effet, durant la procédure de brasage, la région au pied de fil subit une importante contrainte de flexion due à la forte courbure imposée dans cette région. Par la suite, en fonctionnement, les variations thermiques cycliques génèrent des phases de traction/compression qui produisent finalement la rupture du talon par fatigue de flexion [9].

### 1.2.3.2 Dégradation de la métallisation de la puce

La métallisation de la puce est un film fin en aluminium placé sur le substrat en silicium de la puce pour assurer les connexions électriques. La dégradation de la métallisation (Figure 1.7) est un des modes d'endommagement fréquemment observés dans le module de puissance, avec la délamination de fils de bonding et la fatigue de la brasure. La cause principale de ce type de défaillance est la même que pour la délamination des fils de bonding. Les contraintes de compression et de traction dues au cyclage thermique conduisent à la « reconstruction » des grains d'aluminium et des joints de grain de la métallisation. En effet, l'aluminium a une limite élastique relativement basse, de l'ordre de 20MPa pour l'aluminium massif ou légèrement plus haut pour une couche fine de quelques micromètres. Sous de telles conditions thermiques, la métallisation est généralement sollicitée dans le domaine plastique. La relaxation des contraintes peut avoir lieu par déformation plastique résultant du mouvement des dislocations au sein des grains ou du glissement des joints de grain. Dépendant du niveau de contrainte imposée et de la texture cristallographique, la déformation

plastique conduit à l'extrusion des grains Al ou à l'apparition de cavités aux joints de grain, avec pour conséquences la dégradation de la surface de métallisation en raison de la réduction de la section active et de l'augmentation de la résistance superficielle [4,7].

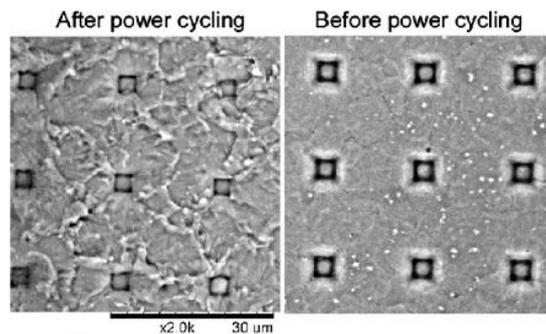


Figure 1.7. Dégradation de la métallisation de la puce [10].

### 1.2.3.3 Dégradation du substrat DCB

Au niveau du substrat DCB, il existe aussi un mode de défaillance qui s'initie à l'extrémité du joint interface entre céramique et métallisation Cu, et bifurque ensuite vers l'intérieur du matériau céramique (Figure 1.8). Ce mode de défaillance résulte d'un écrouissage du cuivre entraînant un durcissement de la métallisation DCB. Durant le cyclage thermique, les contraintes vont augmenter jusqu'à la limite de rupture de la céramique et entraîner un décollement du cuivre [11]. La fissure se propage dans une seconde phase au sein de la céramique.

Afin de retarder la dégradation du substrat DCB, la diminution de l'épaisseur de métallisation supérieure est préconisée en respectant les densités acceptables de courant dans celle-ci [12]. En effet, les métallisations fines sont un moyen d'obtenir des contraintes plus faibles.

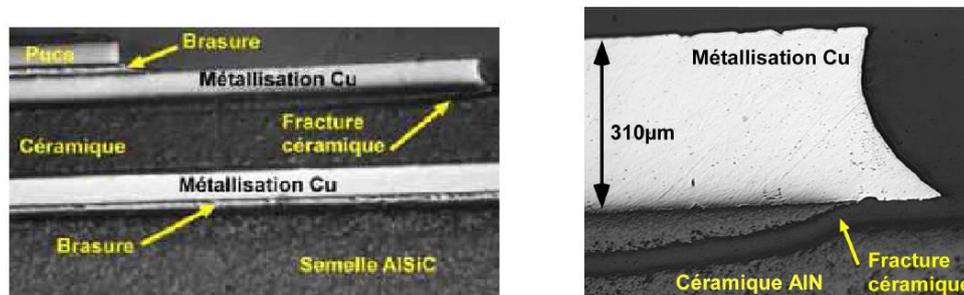


Figure 1.8. Fissure de la céramique AlN sous la métallisation Cu (a), zoom au niveau de la zone de rupture (b) [12].

### 1.2.3.4 Fatigue des brasures et porosités dans les brasures

Les différents composants du module de puissance tels que la puce, le substrat, la semelle sont tous assemblés par des joints brasés très fins. De plus, les alliages utilisés dans le module ont des CTEs différents les uns par rapport aux autres. Par conséquent, les joints brasés

doivent résister à des sollicitations importantes et maintenir la tenue mécanique de l'assemblage. Pour cette raison, ils constituent un des éléments les plus critiques dans le module de puissance, particulièrement dans le cas des modules de puissance utilisant une semelle en cuivre. La littérature recense deux problématiques principales liées à la dégradation des joints brasés : la fatigue mécanique de l'alliage de brasure et l'effet des porosités préexistantes dans les joints.

- **Délamination et rupture de la brasure**

Les variations thermiques durant le fonctionnement produisent des contraintes de cisaillement cycliques en raison de l'hétérogénéité des CTEs des multiples couches de matériaux et du gradient thermique global. Les contraintes sont principalement localisées à la périphérie de la brasure d'où s'initie la délamination intermétallique de l'extrémité vers le centre de la brasure (Figure 1.9). Actuellement, l'alliage étain-argent-cuivre (SAC) est le matériau de brasure le plus largement utilisé dans les assemblages électroniques. Concernant cette famille de brasure, un mode de défaillance expérimentalement observé est la fissuration intergranulaire (Figure 1.10). Ce type d'endommagement est le résultat de l'évolution significative de la microstructure de la brasure sans plomb dont la recristallisation se produit au cours des cycles thermiques [13]. Durant le développement de la fissure, diverses phases sont observées : d'abord la fissure s'initie aux joints entre grains d'orientations très différentes, puis les microfissures coalescent conduisant à la formation des macro-fissures [14].

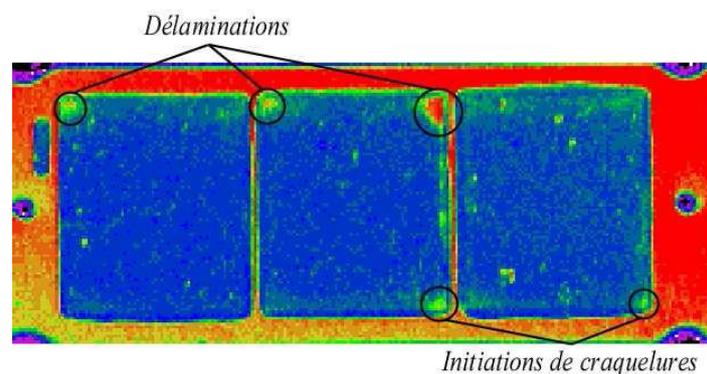


Figure 1.9. Analyse acoustique de la brasure semelle/DCB après 100kcycles [4].



Figure 1.10. Fissuration intergranulaire d'une éprouvette SAC105 après un vieillissement de 21 jours à 125°C [15].

- **Porosités dans les brasures**

Les porosités peuvent se diviser en trois catégories : i) porosités microscopiques par l'effet de Kirkendall localisées à l'interface et résultant de la différence de vitesse de refusion entre deux matériaux, ii) microporosités formées et développées au cours de la fatigue sous cyclage thermique, et iii) macroporosités préexistantes issues du procédé de fabrication et générant l'effet le plus nuisible sur la fiabilité de l'assemblage [16]. L'apparition des macroporosités provient des bulles d'air emprisonnées lors du processus de refusion. En se basant sur des analyses tomographiques, une précédente étude [17] a montré que le ratio volumique des porosités peut atteindre jusqu'à 30% du volume total des joints brasés (Figure 1.11), constituant ainsi un problème aggravant la tenue en fatigue de la brasure [18].

La présence de ces larges porosités dans la brasure perturbe le flux thermique circulant de la puce vers le système de refroidissement. Le flux est amené à circuler autour des porosités, créant un gradient local significatif de température. Cette augmentation de température dégrade d'autant les performances de dissipation thermique du module entier. Ces zones autour des porosités peuvent aussi constituer des sites favorables à l'initiation de la fissuration.

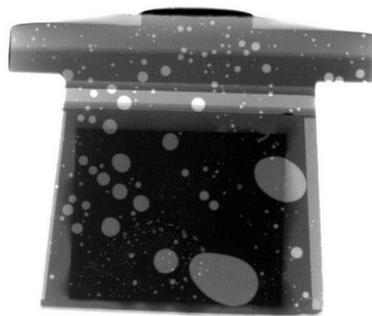


Figure 1.11. Porosités au sein de la brasure semelle-substrat.

### **1.3 Types de brasures utilisées dans les modules de puissance**

Avec le développement des technologies embarquées ces dernières décennies, les alliages de brasure sont devenus le matériau primaire utilisé dans les assemblages électroniques. Dans le passé, les alliages eutectiques avec plomb SnPb ont été largement appliqués en raison de leur basse température de fusion, de leur haute fiabilité, et de la grande compatibilité qu'ils offraient avec plusieurs types de substrats et composants. Cependant, à cause des risques de toxicité sanitaires et environnementaux liés au plomb, ce type de brasures a été éliminé dans les équipements électriques et électroniques. La majorité des alliages sans plomb utilisés actuellement en électronique contient une grande proportion (plus de 90%) d'étain (Sn). En général, les alliages sans plomb peuvent être des alliages binaires, ternaires et même d'ordre

supérieur. En effet, d'autres métaux tels que le cuivre (Cu), l'argent (Ag), etc. sont éventuellement rajoutés afin de diminuer la température de fusion de l'alliage et également améliorer certaines propriétés mécaniques et physiques exigées par domaine d'application [19].

### 1.3.1 Brasures de type SAC

Parmi les nombreux alliages sans plomb existants, l'alliage SAC est reconnu comme étant le meilleur candidat grâce à ses propriétés mécaniques et de mise en œuvre comparables à celles de l'eutectique SnPb [20]. Il présente également un bon compromis entre performance et coût. Actuellement, l'alliage SAC représente plus de 60% dans le marché de brasage à la vague et plus de 75% dans le marché de brasage par refusion (Figure 1.12). Les industries ont proposé plusieurs alliages SAC tels que 96.5Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC 305) au Japon, 95.5Sn-3.8Ag-0.7Cu (SAC 387) en Angleterre, et 95.5Sn-3.9Ag- 0.6Cu (SAC 396) aux Etats-Unis.

Dans l'alliage SAC, la formation des composés intermétalliques à partir des éléments primaires Sn, Ag, et Cu affecte significativement les propriétés mécaniques de l'alliage. Quelques composés intermétalliques sont préférablement formés comme  $Ag_3Sn$ ,  $Cu_6Sn_5$  et  $Cu_3Sn$ . Ces particules possèdent une résistance plus haute que le matériau massif. L'apparition des particules intermétalliques pourrait renforcer les performances mécaniques et améliorer la fiabilité de l'alliage. Néanmoins, dans le cas des alliages SAC, la formation des intermétalliques a des effets plus complexes et introduit une difficulté supplémentaire dans l'étude de la fiabilité de ces matériaux. A l'échelle de la microstructure cristalline, l'étain manifeste une anisotropie qui rend complexe la description du comportement et des mécanismes d'endommagement de l'alliage. A cet égard, il sera important de soigneusement considérer la microstructure dans les modélisations et son effet sur la rupture de la brasure.

Dans les améliorations successives apportées aux propriétés des alliages SAC, des éléments d'alliage ont été ajoutées en petites quantités comme les éléments Bi, Ni, Co, Zn, Mn, Ce, Ti, Fe, In, B, Al, etc. Par exemple, l'ajout de 0.05% de Ni permet de stabiliser la microstructure et d'améliorer la fiabilité sous fatigue [21,22]. Récemment, une nouvelle brasure remarquable est apparue dans les applications automobiles, l'alliage InnoLot, dont la dénomination complète est Sn-Ag3.7Cu0.65Bi3.0Sb1.43Ni0.15. Les avantages de l'InnoLot par rapport aux alliages sans plomb standard ont été présentés en détail dans plusieurs travaux [23–25]. Dans cette étude, nous nous focalisons sur cet alliage qui est récemment utilisé dans les modules de puissance.

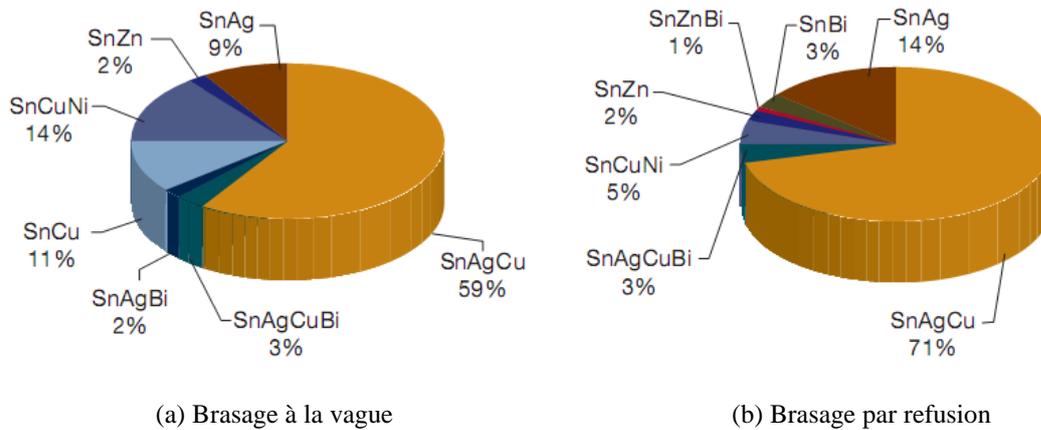


Figure 1.12. Part de marché des brasures sans plomb en 2006 [26].

### 1.3.2 Caractéristiques microstructurales des brasures SAC

En général, les joints brasés utilisés dans les assemblages électriques possèdent une échelle sous-millimétrique. Les caractéristiques telles que la taille et la morphologie des grains affectent donc significativement leurs propriétés mécaniques et leur fiabilité en fonctionnement.

#### 1.3.2.1 Microstructure

La Figure 1.13 présente un diagramme des phases ternaires de la microstructure des alliages SAC. Il apparaît que la microstructure des alliages proches de l'eutectique comprend une phase dominante d'étain (matrice  $\beta$ -Sn) sous forme dendritique et deux composés intermétalliques  $Ag_3Sn$  et  $Cu_6Sn_5$  dans la matrice. Le nombre et l'orientation des grains Sn dans le joint brasé ont des impacts importants sur la réponse mécanique du joint brasé. En effet, l'alliage, une fois mis en forme dans le module de puissance, peut être formé de seulement quelques grains ou un seul grain suivant l'épaisseur du joint et sa forme. Par exemple, dans le cas des billes de brasure (Ball Grid Array (BGA)), les grains de Sn ont tendance à former un seul cristal, ou un tri-cristal [27]. Les orientations des grains peuvent être observées par lumière polarisée ou par technique EBSD (Electron Back Scattered Diffraction). Des observations en lumière polarisée et EBSD sur une bille d'alliage SAC387 de 900 $\mu$ m sont montrées sur la Figure 1.14, permettant de distinguer les grains.

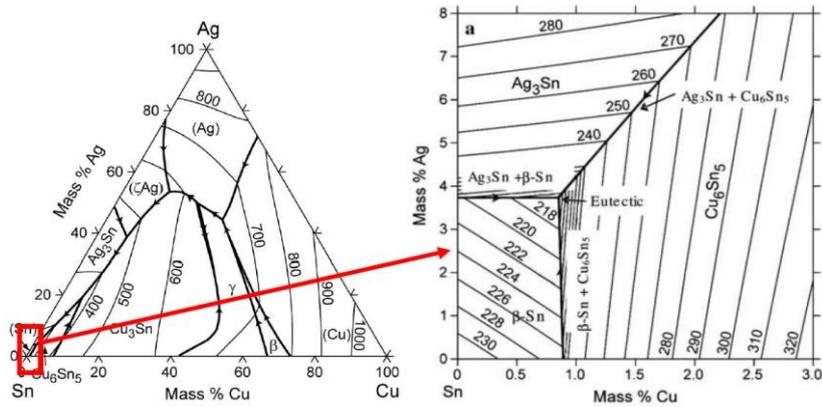


Figure 1.13. Diagramme de phase ternaire SAC – zoom sur la zone proche de l’eutectique [28].

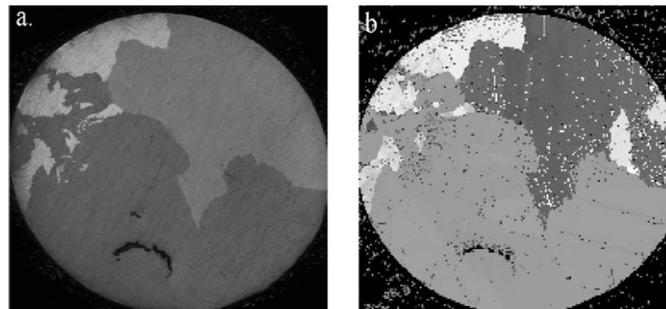


Figure 1.14. Observation des grains d’étain d’une bille d’alliage SAC387 : (a) observation par EBSD ; (b) observation en lumière polarisée [29].

La microstructure de l’alliage est principalement impactée par les paramètres suivants [28]:

- Vitesse de refroidissement lors du processus de refusion
- Composition de l’alliage
- Vieillessement thermique en cours de fonctionnement

L’évolution microstructurale de l’alliage SAC se fait principalement durant les cycles thermiques, contrairement à l’alliage SnPb dont la microstructure reste relativement stable. Cette évolution, précédant l’apparition des phénomènes d’endommagement, a été largement discutée dans la littérature [27,30]. Un phénomène de recristallisation est expérimentalement reconnu durant le cyclage thermique, avec l’apparition visuelle de grains et de joints de grains.

### 1.3.2.2 Structure cristalline et propriétés physiques de Sn

La famille des brasures sans plomb contient principalement de l’étain en phase  $\beta$ -Sn, généralement plus de 95%, ainsi que d’autres phases intermétalliques en faibles quantités, par exemple  $Ag_3Sn$ ,  $Cu_6Sn_5$ . En raison du faible nombre de grains  $\beta$ -Sn présents dans le joint brasé, l’anisotropie de la phase Sn est un élément crucial dans la compréhension du comportement de la brasure. Le cristal  $\beta$ -Sn présente une structure tétragonale centrée (BCT) avec les paramètres de réseau  $a=b=0.583$  nm et  $c=0.318$  nm à 25°C [31]. Quatre atomes se

trouvent aux positions (0, 0, 0), (0.5, 0.5, 0.5), (0, 0.5, 0.25) et (0.5, 0, 0.75) de la maille élémentaire (Figure 1.15). Le comportement microstructural du joint brasé dépend donc fortement des propriétés mécaniques du cristal Sn, permettant probablement de considérer lors des simulations le matériau comme un agrégat de grains Sn. De précédentes investigations [32] ont indiqué que le cristal Sn possède des propriétés anisotropes, avec les constants élastiques données dans le Tableau 1.1. À 30°C, le CTE varie également selon la direction et a les valeurs  $\alpha_{[1\ 0\ 0]} = \alpha_{[0\ 1\ 0]} = 16.5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  et  $\alpha_{[0\ 0\ 1]} = 32.4 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  pour les directions indiquées en indice. Les valeurs de CTE représentées sur la Figure 1.16 montrent une anisotropie significative de matériau à l'échelle de cristal. La valeur de CTE est la plus grande dans la direction  $c$ , ainsi que la rigidité.

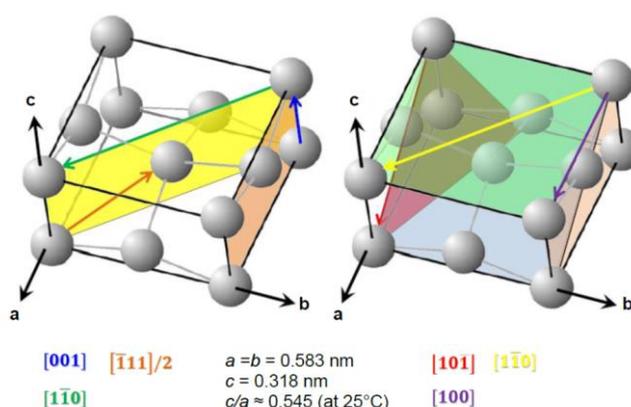


Figure 1.15. Cellule élémentaire de Sn [31].

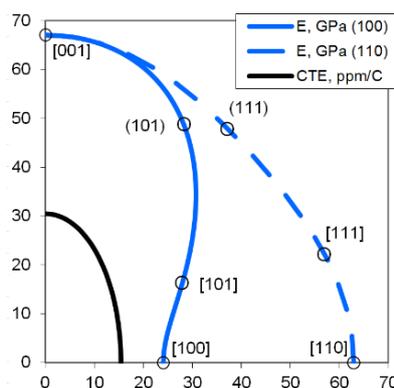


Figure 1.16. Anisotropie du module d'Young sur le plan (100) (ligne continue) et le plan (110) (ligne discontinue), comparée avec le CTE, pour le cristal Sn [33].

Tableau 1.1. Constantes élastiques (en GPa) de Sn, utilisé dans l'analyse numérique [32].

$C_{11}$	$C_{12}$	$C_{13}$	$C_{33}$	$C_{44}$	$C_{66}$
72.3	59.4	35.8	88.4	22.0	24.0

### 1.3.3 Fissuration à l'échelle de la microstructure

Durant le cyclage thermique, la décohésion et le glissement des joints de grains sont souvent observés dans les joints brasés [34,35]. La décohésion peut être issue de la diffusion des composés intermétalliques, tandis que le glissement des joints de grain dépend des

caractéristiques des joints durant le glissement plastique au sein des grains [27,35]. Le développement de l'endommagement dans les joints de grains dépend donc fortement de l'orientation des grains Sn et des caractéristiques des joints de grains. Plusieurs auteurs [36,37] ont indiqué que les joints de grains à forte désorientation ont tendance à faciliter la fissuration intergranulaire.

Les fissures intragranulaires sont aussi observées lorsque les dislocations au sein des grains deviennent importantes [38]. Dans quelques cas, les fissures intergranulaires et intragranulaires ont lieu en même temps dans l'alliage SAC [39]. Cependant, la propagation intergranulaire aux joints recristallisés semble être le mode de défaillance le plus fréquent. La Figure 1.17 présente la microstructure endommagée d'un joint brasé SAC387 après 1000 cycles thermiques entre 0°C et 60°C. La fatigue thermomécanique du joint est expérimentalement observée selon plusieurs modes de rupture tels que le glissement aux interfaces entre phases, le glissement et la décohésion aux joints de grains.

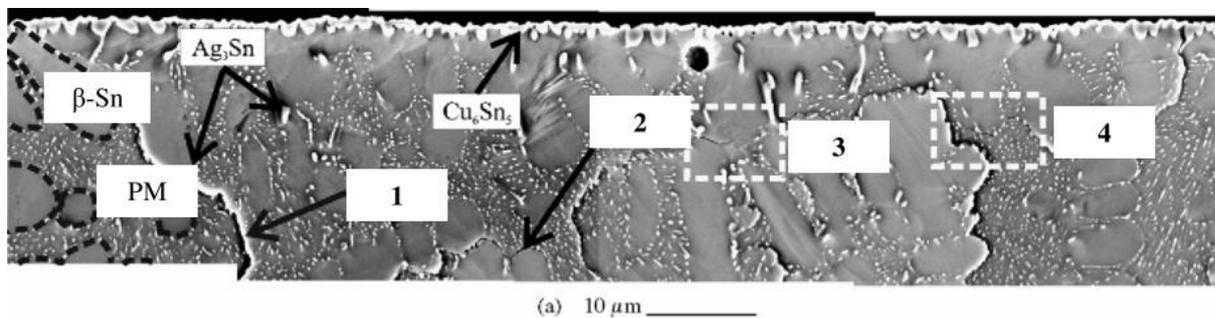


Figure 1.17. Observation MEB de la microstructure d'un joint brasé après plusieurs cycles thermiques : (1) fissure aux joints de grains, (2) fissure à l'interface entre dendrites de  $\beta$ -Sn et phases mixtes, (3) fissure au point triple des grains, (4) glissement et séparation aux joints de grains [28].

#### 1.4 Modèles constitutifs des brasures

Dans la modélisation du package microélectronique, la loi constitutive de la brasure constitue un point déterminant pour la pertinence des analyses ultérieures de la fiabilité. L'alliage de brasure est un matériau élasto-viscoplastique qui dépend fortement de la température et de la vitesse de sollicitation. La brasure soumise au cyclage thermique se comporte principalement dans le domaine de fluage. Dans la littérature, afin de décrire le comportement dominant en fluage de l'alliage, divers modèles ont été utilisés. D'ailleurs, le mouvement des dislocations étant le mécanisme le plus significatif dans le développement de la déformation de plasticité et celle de fluage, les modèles unifiés ont été aussi proposés pour combiner des deux déformations inélastiques dans une unique relation [40,41]. Les études basées sur l'approche plus microscopique de la plasticité cristalline ont été conduites par quelques auteurs [42,43].

### 1.4.1 Modèles phénoménologiques

La déformation de fluage est primordiale dans les joints de brasure en raison de la haute valeur de «*homologous temperature*» de ces matériaux. Quand cette valeur dépasse le seuil de 0.5, la déformation de fluage devient dominante dans le comportement des joints. Pour une gamme typique de température thermique cyclique allant de -40 à 125°C, le matériau de la brasure sans-plomb dont la température de fusion est de l'ordre de 217°C, est caractérisé par une température homologue comprise entre 0.5 et 0.8. Par conséquent, la déformation des joints dépend significativement de la vitesse de déformation mais aussi de la température.

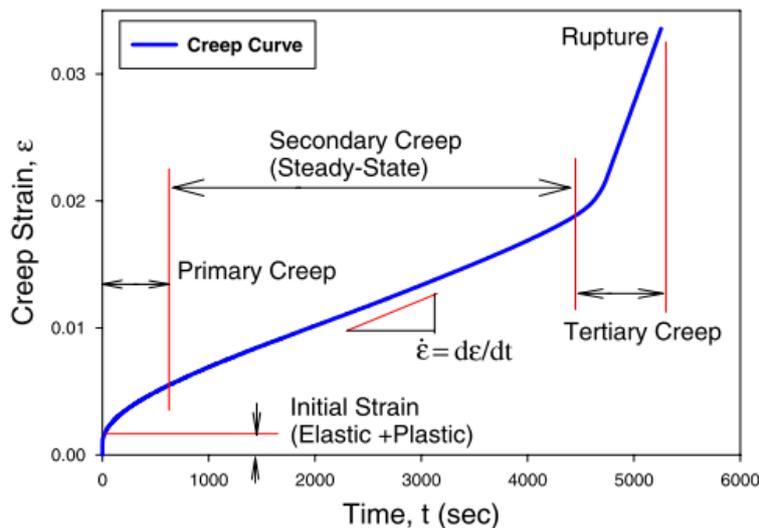


Figure 1.18 Courbe typique de fluage des alliages sans-plomb.

En général, le comportement de fluage se compose de 3 étapes principales après la déformation instantanée initiale : fluage primaire, fluage secondaire (régime stationnaire), fluage tertiaire, comme représenté sur la Figure 1.18. La déformation instantanée initiale comprend la déformation élastique et plastique indépendante du temps de la réponse statique. Dans le fluage primaire, la vitesse de déformation diminue rapidement en raison de l'écroutissage. La deuxième étape de fluage est la plus importante puisque la majorité de la déformation plastique et de la durée de vie en fatigue ont lieu dans ce régime. Dans cette étape, la vitesse de déformation est relativement stable car les deux mécanismes liés au durcissement (par écroutissage) et à l'adoucissement (par recristallisation) sont en compétition [41]. Le fluage tertiaire est caractérisé par une augmentation de la vitesse de déformation jusqu'à la rupture. La nucléation et le grossissement des cavités se produisent dans cette phase et introduisent des microfissures. Afin de représenter un tel comportement des alliages à haute température, plusieurs modèles viscoplastiques ont été proposés dans la littérature comme : la loi de puissance (Norton), la loi sinus hyperbolique (Garofalo), le modèle

d'Anand, le modèle de Chaboche [40,41]. Une présentation rapide des caractéristiques de quelques modèles largement utilisés est faite dans les parties suivantes.

#### 1.4.1.1 Modèle de fluage

Le fluage en régime stable correspond à la déformation dominante dans les alliages soumis aux charges thermomécaniques typiques. Plusieurs modèles constitutifs ont été proposés en prenant en compte seulement le fluage secondaire durant lequel la vitesse de la déformation de fluage peut être considérée comme stable. Au niveau expérimental, cette vitesse peut être aisément estimée. Les deux modèles de fluage largement appliqués pour décrire le comportement mécanique de fluage sont : le modèle loi de puissance de Dorn [44] et le modèle sinus hyperbolique de Garofalo [45].

La loi de puissance de Dorn s'écrit :

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.1)$$

La loi sinus hyperbolique de Garofalo s'écrit :

$$\dot{\epsilon} = C[\sinh(\alpha\sigma)]^n e^{\left(\frac{Q}{RT}\right)} \quad (1.2)$$

où  $A$  et  $c$  sont des constantes de matériau,  $n$  est l'exposant de contrainte,  $\sigma$  est la contrainte appliquée,  $Q$  est l'énergie d'activation,  $R$  est la constante molaire des gaz parfaits et  $T$  est la température en Kelvin. Ces modèles impliquent que la vitesse de la déformation de fluage est fortement dépendante de température et de la contrainte. La loi de Dorn donne en échelle logarithmique une relation linéaire entre la vitesse de déformation et la contrainte appliquée pour une température donnée. Ce modèle de Dorn n'est pas convenable pour identifier des données obtenues sur de larges gammes de contraintes. Dans le modèle de Garofalo, cet inconvénient est résolu en permettant de prédire le comportement de fluage pour les faibles et les fortes contraintes avec la même relation. En effet, sous fortes contraintes, la vitesse de déformation de fluage est plutôt une fonction exponentielle de la contrainte. Par contre, sous faibles contraintes, la vitesse de déformation de fluage dépend de la contrainte à travers l'exposant  $n$ . Ce modèle est bien adapté au régime de température intermédiaire. Toutefois, il sous-estime la déformation de fluage à très faibles températures ( $-40^\circ\text{C}$ ) et aux fortes températures ( $150^\circ\text{C}$ ) [26]. Une revue des paramètres des 2 modèles pour plusieurs alliages de brasure est faite dans Zang et al. [46]. Cette étude montre qu'il existe une grande variabilité des paramètres identifiés pour ces 2 modèles.

Tableau 1.2. Paramètres du modèle de Garofalo pour différentes brasures [46].

Alliages de brasure	C (1/s)	$\alpha$ (1/MPa)	n	Q/R (K)
Sn1.3Ag0.2Cu0.05Ni	800000	0.1	7	9020
Sn1.3Ag0.5Cu0.05Ni	60000	0.11	7	8419
Sn2.7Ag0.4Cu0.05Ni	2e+7	0.143	5	12026
Sn3.5Ag0.7Cu	4610000	0.037	6.17	8400
Sn3.8Ag0.7Cu	926(508-T)/T	(37.78x106-74.414T) <sup>-1</sup>	3.3	6360
Sn3.0Ag0.5Cu	6.385e-6	0.08638	5.84	159.97
Sn3.8Ag0.7Cu	32000	0.037	5.1	6524
Sn3.8Ag0.7Cu	441000	5e-9	4.2	5412
Sn3.9Ag0.6Cu	500000	0.01	5	5802
Sn3.5Ag	18(553-T)/T	145.036[1/(6386-11.55T)]	5.5	5802
Sn3.9Ag0.6Cu	441000	0.005	4.2	5412
Sn3.8Ag0.7Cu	325000	0.05217	5.3	5800
SnAgCu0.03Ce	284000	0.02432	6.1	6400
Sn3.5Ag	900000	0.0653	5.5	8690
Sn37Pb	10	2	0.2	5400

Tableau 1.3. Paramètres du modèle de Dorn pour différentes brasures [46].

Alliages de brasure	A (1/s)	n	Q/R (K)
Sn3.8Ag0.7Cu	2.6e-5	3.69	4330.046
Sn3.8Ag0.7Cu	1.5e-9	8.2	8538.78
Sn3.8Ag0.7Cu0.03Ce	6.2e-11	8.0	9621.17
Sn3.5Ag	5e-6	11	1179
Sn4.0Ag0.5Cu	2e-21	18	9994
Sn3.5Ag	6.62e-3	12	13048.7
Sn3.5Ag2Bi	0.679	3.304	7357.907

En réalité, les modèles pour alliages de brasure peuvent être divisés en 2 groupes principaux : modèle de plasticité indépendante du temps (réponse contrainte-déformation) et modèle de fluage dépendant du temps et de la vitesse de déformation. Cependant les contributions de la déformation plastique et de celle de fluage dans la réponse inélastique de l'alliage ne sont pas précisément évaluées et il reste difficile de les quantifier à travers des essais expérimentaux. C'est la raison pour laquelle les modèles unifiés ne faisant pas la distinction entre plasticité et fluage sont largement préférés comme le modèle d'Anand [47], le modèle de Chaboche [48], etc.

#### 1.4.1.2 Modèles viscoplastiques unifiés

- **Modèle d'Anand**

Le modèle constitutif unifié le plus largement utilisé pour les matériaux de brasure est un modèle d'écrouissage isotrope qui a été établi par L. Anand en 1982 [47]. Le modèle a été initialement développé pour décrire le comportement à chaud des aciers. Dans ce modèle, la vitesse de fluage s'écrit sous une forme analogue à un modèle monotone comme :

$$\dot{\varepsilon}_v = A. \left( \sinh \left( \xi. \frac{\sigma_{eq}}{s} \right) \right)^{\frac{1}{m}} . \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) \quad (1.3)$$

où  $\dot{\varepsilon}_v$  est la vitesse de déformation inélastique,  $\sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente,  $\xi$  est le multiplicateur de contrainte,  $Q$  est l'énergie d'activation,  $R$  est la constante des gaz parfaits,  $T$  est la température,  $A$  est le facteur pré-exponentiel,  $m$  est la sensibilité de la contrainte au taux de déformation et  $s$  est la variable de résistance à la déformation.

Le modèle est adapté aux comportements des alliages ductiles fortement viscoplastiques comme les alliages de brasure. Contrairement aux modèles de fluage présentés précédemment, son avantage est de prendre en compte l'écrouissage du matériau en introduisant une variable interne. Le modèle d'Anand peut décrire la majorité des caractéristiques d'écrouissage du matériau, mais il néglige l'effet d'écrouissage cinématique qui peut se produire durant le cyclage thermique. Dans la littérature, quelques modèles constitutifs, prenant en compte à la fois l'écrouissage isotrope et cinématique, peuvent être cités comme le modèle de Busso [49], le modèle de McDowell [50] ou le modèle de Lemaître et Chaboche [51].

- **Modèle de Lemaître et Chaboche**

Le modèle de Lemaître et Chaboche issu de la théorie de la thermodynamique des milieux continus a été proposé en 1996 [51]. Quelques variables internes y sont intégrées pour prendre en compte l'effet des variables d'état telles que la température, la vitesse de sollicitation, et particulièrement l'écrouissage sur le comportement du matériau. La formulation du modèle s'écrit comme :

$$\dot{\varepsilon}_p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\sigma' - X'}{J_2(\sigma - X)} \quad (1.4)$$

$$\dot{p} = \left\langle \frac{J_2(\sigma - X) - k}{K} \right\rangle^n \quad (1.5)$$

$$x = \frac{2}{3} C \alpha \quad (1.6)$$

$$\dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}_p - \gamma \alpha \dot{p} \quad (1.7)$$

où  $\dot{\varepsilon}_p$  est le tenseur des vitesses de déformation plastique ( $s^{-1}$ ),  $k$  est le seuil de plasticité (MPa),  $\sigma'$  est le tenseur déviateur des contraintes,  $\sigma$  est le tenseur des contraintes,  $X$  est le tenseur variable d'écrouissage cinématique,  $X'$  est le déviateur de  $X$ ,  $\dot{p}$  est la vitesse de déformation plastique cumulée ( $s^{-1}$ ),  $\alpha$  est la variable tensorielle d'écrouissage cinématique,

$J_2$  est le second invariant d'une grandeur tensorielle,  $\gamma$  et  $C$  sont les modules d'écroutissage (sans dimension, MPa),  $K$  et  $n$  sont des constantes en fonction de la température.

L'avantage de ce modèle est de nécessiter une identification de peu de constantes et de décrire correctement le comportement viscoplastique cyclique. Cependant, l'utilisation du modèle est encore limitée pour les alliages de brasure et les paramètres exigent d'être identifiés avec rigueur par des essais cycliques, contrairement au modèle d'Anand qui peut être identifié à partir de simples essais monotones.

#### **1.4.1.3 Synthèse sur les modèles de comportement phénoménologiques**

Une synthèse des différentes études sur la modélisation du comportement mécanique des alliages sans plomb est faite dans Tableau 1.4. Elle montre quelques particularités intéressantes à souligner :

- Plusieurs modèles ont été proposés pour décrire le comportement des alliages. Parmi les modèles mentionnés, le modèle d'Anand est le plus largement appliqué.
- Le type de caractérisation le plus couramment suivi consiste à utiliser des essais monotones sur éprouvettes massives pour évaluer la fatigue des alliages utilisés dans les composants microélectroniques.
- La description de la microstructure des joints brasés n'est généralement pas ou peu assurée dans ces modèles.
- Le vieillissement significatif des alliages n'est pas pris en compte dans la modélisation.

Tableau 1.4 Revue des études de modélisation du comportement mécanique des alliages [40].

Année	Alliage	Eprouvette	Microstructure	Modèle	Essai	Application	Référence
2002	SAC357 et SAC105	Eprouvette traction cylindrique [l=50mm / d=10mm]		Anand	Traction monotone	Fatigue	Amagai et al. [52]
2003	Sn3.5Ag, SAC357 et Sn3Ag2Bi	Eprouvette traction cylindrique [50mm / d=10mm]	Stockage 1h à 100°C – observation dendrites	Loi en puissance	Traction monotone	Non précisé	Shohji et al. [53]
2004	SAC387	Eprouvette traction cylindrique [10mm / d=1mm]	Taille de grain proche des joints brasés	Loi en sinh	Essais de relaxation	Non précisé	Korhonen et al. [54]
2004	SAC387 et Sn3,5Ag	Eprouvette traction cylindrique [117mm / d=3mm]	Microstructure légèrement différente	Loi en puissance	Essais de fluage	Fatigue	Wiese et al. [55]
2005	Sn3.5Ag et SAC387	Eprouvette de traction plate [1x1x10mm]	Stockage 24h à 25°C	Anand	Traction monotone	Fatigue thermomécanique	Pei et al. [56]
2007	SAC405	Eprouvette traction cylindrique [l=20mm / d=4mm]		Anand	Traction monotone	Fatigue	Wang et al. [57]
2007	SAC405; SAC305 et SAC125	Matrice de joints brasés		Loi en sinh	Cisaillement monotone	Fatigue	Darveaux et al. [58]
2008	SAC305, Sn3.5Ag et Sn0.7Cu	Eprouvette traction cylindrique [30mm / d=1,8 mm]	Stockage 3h à 0, 85Tf + 20 jours à 25°C	Anand	Traction monotone	Fatigue thermomécanique	Bai et al. [59]
2009	SAC305	Eprouvette de cisaillement avec interfaces [3x1x0,18mm]	Stockage 100h à 130°C	Anand	Cisaillement - cyclique	Fatigue thermomécanique	Herkommer et al. [60]
2010	SAC3010	Eprouvette de cisaillement avec interfaces [2x1x1mm]		Modèle unifié type Chaboche	Cisaillement - cyclique	Fatigue thermomécanique	Kuna et al. [61]
2010	SAC387	Cylindre [l=20mm / d=10mm]	Taille de grain proche des joints brasés	Anand	Compression - monotone	Drains thermiques sur composants (monotone)	Chiu et al. [62]
2013	InnoLot	Eprouvette de traction plate [40x5x0.5mm]	Vieillissement (1/30/60 journées)	Loi en puissance	Traction monotone	Fatigue	Limaye et al. [63]
2014	Sn3.8Ag0.7Cu0.8Zn	Non précisé	Stockage 1h à 125°C	Anand	Traction monotone	Fatigue	Zang et al. [64]
2016	InnoLot	Eprouvette de traction et de cisaillement		Anand	Traction/cisaillement	Fatigue	This work

### 1.4.2 Modèle de plasticité cristalline

Les modèles constitutifs présentés ci-dessus sont les modèles phénoménologiques, qui permettent de décrire le comportement du matériau à l'échelle macroscopique. A cette échelle, la dimension du matériau est suffisamment grande pour considérer que le comportement du matériau est isotrope et homogène. Cependant, les dimensions des joints brasés dans les assemblages électroniques qui nous intéressent se situent plutôt à l'échelle mésoscopique, et particulièrement l'épaisseur qui est inférieure au millimètre. Sous telles conditions, les caractéristiques microstructurales devraient donc être intégrées à la modélisation et à l'analyse de la fatigue des joints brasés. Pour décrire correctement ces aspects microstructuraux, l'approche de la plasticité cristalline s'avère bien adaptée puisqu'elle permet de relier les caractéristiques locales importantes de la microstructure au comportement effectif du matériau à l'échelle mésoscopique. Un des premiers modèles dans ce domaine a été proposé par Hill et al. au début des années 1970 et ensuite formulé pour l'implantation numérique par Asaro [65].

Dans le cadre des grandes déformations, la déformation totale  $\varepsilon_{totale}$  dans la théorie de plasticité cristalline peut être décomposée en contribution élastique  $\varepsilon_e$  et contribution plastique  $\varepsilon_p$  :

$$\varepsilon_{totale} = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (1.8)$$

Le comportement élastique suit la loi de Hooke, tandis que le comportement plastique traduit l'effet des glissements des systèmes de glissement par la formule suivante :

$$\varepsilon_p = \sum_{\alpha=1}^N s^{(\alpha)} \gamma_p^{(\alpha)} \quad (1.9)$$

où  $N$  est le nombre des systèmes de glissement,  $\gamma_p^{(\alpha)}$  et  $s^{(\alpha)}$  sont le glissement et le tenseur de Schmid du système de glissement ( $\alpha$ ), respectivement. La formulation en détail de la plasticité cristalline sera présentée dans le chapitre 4.

Avec l'essor de la puissance de calcul des machines, de tels modèles ont pu être implantés dans certains codes EF sous la forme d'une routine utilisateur pour décrire le mécanisme de glissement plastique dans les cristaux, permettant ainsi de simuler des agrégats polycristallins. L'approche de plasticité cristalline est maintenant largement utilisée dans la modélisation du comportement des matériaux et les applications concernent des domaines variés comme la nano-indentation, l'analyse de l'endommagement aux échelles microscopique et mésoscopique, etc. [66].

L'adaptation de la plasticité cristalline au comportement spécifique des joints brasés a été effectuée dans des études récentes. Par exemple, Gong et al. a utilisé le modèle de plasticité cristalline développé par Huang pour décrire le comportement anisotrope d'une bille de brasure [43]. Les résultats obtenus montrent que l'application de cette théorie à la compréhension du comportement des joints brasés est tout à fait prometteuse. Un modèle de plasticité cristalline initialement développé par Lebensohn et Tomé [67] a été aussi utilisé dans le travail de Bieler et al. pour modéliser un essai de cisaillement sur une brasure [42]. Il a été montré qu'un bon accord entre les prédictions et les mesures de l'évolution de texture existe.

### **1.5 Modélisation numérique de la fatigue des brasures**

Pour décrire les mécanismes de rupture dans les brasures, divers modèles de fatigue ont été proposés par de nombreux auteurs, comme le modèle empirique en loi puissance, le modèle basé sur l'endommagement continu ou le modèle à zone cohésive. Le modèle empirique en loi puissance est largement utilisé car il permet une identification facile des paramètres et s'applique aisément. Le modèle d'endommagement continu, qui intègre plusieurs variables internes, permet de décrire précisément le comportement cyclique des alliages en prenant en compte les caractéristiques microstructurales durant le cyclage thermique. Dans le cas d'une rupture localisée aux interfaces (avec les couches intermétalliques ou aux joints de grain), l'approche à zone cohésive a été appliquée dans de nombreuses études.

#### **1.5.1 Modèles empiriques en loi puissance**

##### **1.5.1.1 Procédure de prédiction de la fatigue**

Une approche numérique basée sur des modèles empiriques en loi puissance pour étudier la fatigue des brasures consiste en deux étapes principales :

- Analyse de l'état de contrainte et de déformation dans le système par éléments finis.
- Estimation de durée de vie avec le modèle de fatigue à partir des quantités EF calculées.

La procédure de l'approche numérique est illustrée sur la Figure 1.19. Dans un premier temps, le modèle géométrique de l'assemblage électronique est construit avec un maillage convenable assurant la convergence et un coût de calcul modéré. L'élément important est ici le modèle constitutif du matériau de brasure. En effet, divers modèles constitutifs existent dans la littérature et leurs paramètres ne sont généralement pas identifiés d'une manière unique (expériences diverses, dimensions des éprouvettes, etc.). Le modèle constitutif et ses paramètres exigent donc d'être choisis avec rigueur afin d'assurer une bonne description

numérique du comportement numérique du matériau. Le calcul numérique est ensuite réalisé sur quelques cycles thermiques seulement car la réponse du matériau de brasure se stabilise relativement rapidement. Ce calcul donne accès aux quantités physiques d'intérêt au cycle stabilisé (énergie dissipée, déformation plastique).

Dans un deuxième temps, les grandeurs calculées telles que la déformation plastique seront utilisées dans les lois empiriques de fatigue, dont les paramètres de fatigue ont été antérieurement identifiés, pour estimer la durée de vie du matériau. Dans ce qui suit, les approches principales sont passées en revue.

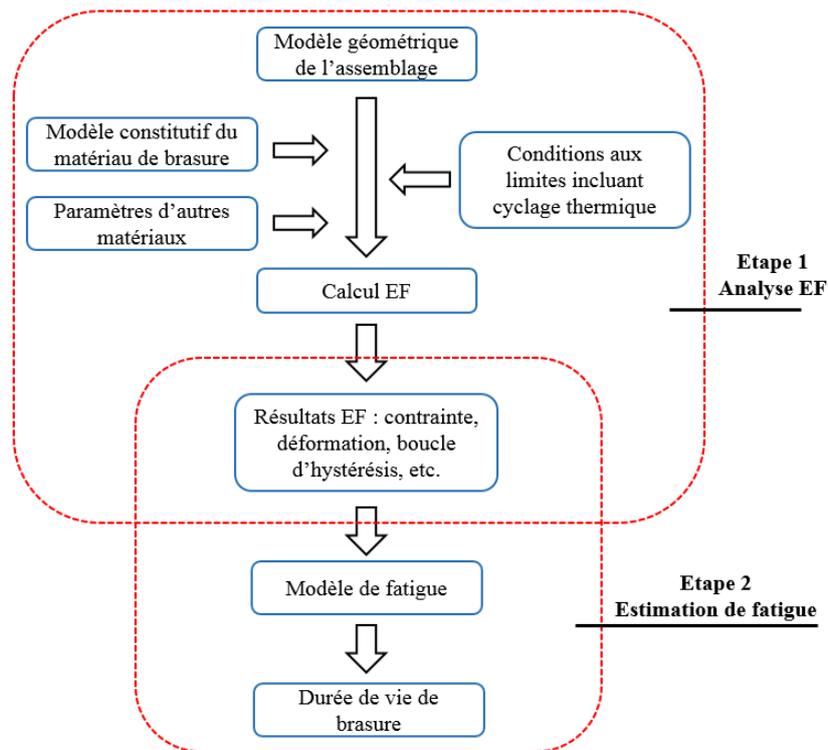


Figure 1.19. Approche numérique pour estimer la fatigue de la brasure.

### 1.5.1.2 Modèles empiriques de fatigue oligocyclique

Les modèles empiriques en loi puissance sont les plus utilisés pour évaluer la fiabilité des assemblages électriques. Ces modèles décrivent une relation entre le nombre de cycles à rupture et les sollicitations cycliques appliquées (indicateurs de fatigue). L'expression générale des modèles est donnée par :

$$\Delta X (N_f)^m = C \tag{1.10}$$

Où  $\Delta X$  est l'amplitude de l'indicateur de fatigue (énergie, déformation, etc.),  $N_f$  est le nombre de cycles à rupture et  $m$  et  $C$  sont l'exposant et le coefficient de ductilité en fatigue, respectivement.

Généralement, les modèles empiriques appliqués aux brasures peuvent être divisés en trois catégories principales : ils peuvent être basés sur la déformation, sur la contrainte ou sur l'énergie dissipée [68,69]. Cependant, les modèles basés sur la contrainte sont rarement utilisés pour la fatigue oligocyclique des brasures. Quelques modèles principaux de fatigue sont brièvement présentés ci-dessous :

- Coffin-Manson [70]

$$\Delta \varepsilon_p (N_f)^m = C \quad (1.11)$$

où  $\Delta \varepsilon_p$  est l'amplitude de déformation plastique. L'amplitude de déformation plastique peut être remplacée par l'amplitude de déformation de cisaillement plastique [71] ou l'amplitude de déformation de fluage [72]. Dans quelques cas, plusieurs de ces déformations contribuent simultanément à la fatigue. Afin de prendre en compte cet aspect, Bannantine [73] a utilisé une déformation équivalente tandis que Miner [74] a proposé une méthode de combinaison des différentes parties de la déformation en utilisant le principe de superposition linéaire.

- Morrow [75]

$$\Delta W_p (N_f)^m = C \quad (1.12)$$

où  $\Delta W_p$  est l'énergie plastique dissipée au cycle stabilisé. L'avantage de ce modèle est de prendre en compte non seulement la déformation plastique mais aussi l'effet de contrainte. D'ailleurs, la variable d'énergie est une quantité qui intègre l'effet multiaxial de la sollicitation. Néanmoins, ce modèle dépend significativement de la dimension du maillage utilisé dans les simulations numériques. Afin de résoudre cet inconvénient, la moyenne volumique de l'énergie plastique sur une zone critique a été fréquemment appliquée [17].

L'alliage de brasure est reconnu comme un matériau viscoplastique qui dépend fortement de la température et de la fréquence de sollicitation. L'effet de ces deux paramètres sur la fatigue de l'alliage a donc été intégré aux modèles empiriques [76,77].

- Darveaux [78]

$$N_0 = K_1 (\Delta W_p)^{K_2} \quad (1.13)$$

$$\frac{da}{dN} = K_3 (\Delta W_p)^{K_4} \quad (1.14)$$

$$N_f = N_0 + \frac{a}{da/dN} \quad (1.15)$$

où  $N_0$  est le nombre de cycles à l'initiation de la fissure,  $a$  est la longueur de fissure et  $K_1$ ,  $K_2$ ,  $K_3$ ,  $K_4$  sont les constantes du matériau. Ce modèle permet de décrire séparément l'amorçage

et la propagation de la fissure. Cependant, il nécessite l'identification du nombre de cycles à l'amorçage de la fissure macroscopique et également la mesure de la vitesse de propagation.

### 1.5.1.3 Identification des modèles empiriques

Dans la littérature, il existe deux approches utilisées pour identifier les paramètres des modèles empiriques de fatigue [77]. La première approche consiste à tester des éprouvettes standard de fatigue. Les éprouvettes de fatigue se divisent en deux types : éprouvette massive de traction-compression et éprouvette représentative des joints brasés en cisaillement [79]. Dans cette approche, les indicateurs de fatigue, comme la déformation plastique ou l'énergie, peuvent être directement déterminés à partir des sollicitations imposées. La deuxième approche consiste à réaliser les essais directement sur les composants électroniques réels soumis au cyclage thermique passif ou actif. Une analyse par éléments finis permet ensuite de calculer les indicateurs de fatigue. Cependant, cette approche est plus complexe car la mesure des indicateurs de fatigue est difficile. Il faut également noter que la qualité de la procédure d'identification est fortement impactée par le type de sollicitation et le type d'éprouvette choisis pour les essais [28]. La méthode la plus courante est l'identification des paramètres sur éprouvettes standard couplée à une analyse par EF de l'assemblage électronique.

### 1.5.2 Modèles d'endommagement

L'approche basée sur les modèles empiriques présentée dans la section précédente est très largement utilisée pour la prédiction de la fatigue des brasures dans l'industrie en raison de sa simplicité. Cependant, cette approche ignore l'effet significatif de la microstructure et de l'écroutissage du matériau au cours des cycles thermiques.

Des modèles d'endommagement continu ont été donc proposés pour la fatigue des brasures. En effet, ces modèles permettent d'intégrer des variables internes quantifiant la contribution du mécanisme physique d'endommagement à la réponse du matériau. Les modèles d'endommagement sont aussi plus adaptés à la description du comportement cyclique de la brasure puisqu'ils prennent en compte l'état endommagé/non-endommagé du matériau et l'adoucissement au cours des cycles. Leur application aux brasures est détaillée dans la revue faite par Grieu [28].

Les modèles d'endommagement continu utilisent généralement de nombreux paramètres dont certains ne peuvent pas être identifiés par des mesures directes car décrivant des phénomènes physiques à l'échelle microscopique. D'ailleurs, les paramètres sont généralement spécifiques au type de matériau et aussi au type de sollicitation expérimentale. Cet inconvénient limite l'application de ces modèles dans l'industrie électronique.

### 1.5.3 Modèle à zone cohésive

Le modèle à zone cohésive (Cohesive Zone Model (CZM)) peut être considéré comme une amélioration de la théorie de Griffith (mécanique linéaire à la rupture) pour décrire l'initiation de fissure (en cas d'absence de points singuliers géométriques) et pour représenter l'apparition d'une zone d'élaboration (process zone) en amont de la pointe de fissure. Le concept de base de l'approche à zone cohésive est qu'une interface est insérée le long des sites potentiels de fissuration et décrite par une loi constitutive reliant la traction au saut de déplacement.

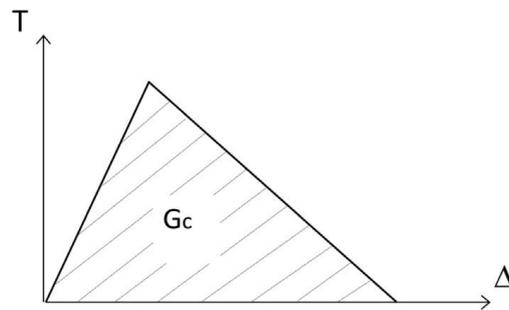


Figure 1.20. Exemple d'une relation de traction-séparation 1D dans l'approche à zone cohésive.

La méthode à zone cohésive a été proposée dans les années 1960 dans les travaux de Dugdale [80] et de Barenblatt [81], dans le but de décrire l'amorçage et l'évolution de fissure dans des conditions mécaniques complexes. Après de 60 ans de développement, grâce à ses avantages, l'approche à zone cohésive est largement appliquée dans la littérature [82]. En effet, avec ce type de modèle, il n'est pas nécessaire d'intégrer des critères d'amorçage ou d'introduire des pré-fissures dans le matériau. Le modèle permet ainsi de suivre l'évolution sous chargement de la fissure. En outre, il permet d'examiner le problème d'une fissure sous sollicitations mécaniques complexes en utilisant une loi cohésive adaptée. Une application majeure de l'approche se trouve dans le domaine de la fatigue [83]. Ces dernières années, les approches cohésives ont été aussi utilisées avec succès pour décrire la rupture cohésive à l'échelle microscopique, par exemple celle de solide à l'échelle atomique [84] ou la décohésion aux joints de grain [85].

Néanmoins, cette approche présente également quelques inconvénients importants comme la possibilité d'une perte d'unicité de solution générant des problèmes de convergence numérique, la difficulté d'accéder à certains paramètres en utilisant des tests standard, etc. [86]. Les paramètres mécaniques de la zone cohésive incluent généralement la traction critique d'amorçage, le saut de déplacement critique et la densité d'énergie cohésive (taux de restitution de l'énergie). L'énergie cohésive correspond à l'aire sous la courbe de traction-séparation (Figure 1.20) et se trouve être généralement un paramètre capital dans la loi

constitutive. L'énergie cohésive est considérée comme l'énergie requise pour créer deux surfaces dans la «process zone» du matériau. L'énergie cohésive peut donc être assimilée au taux de restitution de l'énergie si la fissure se propage sans bifurquer avec une vitesse constante [86]. Par ailleurs, l'application de l'approche cohésive à plusieurs problèmes indique que l'évolution de la fissure dépend en effet très fortement de l'énergie cohésive, tandis que l'amorçage de la fissure est plutôt affecté par la forme de la relation de traction-séparation.

Dans littérature, l'approche cohésive a été utilisée pour étudier la délamination aux interfaces des joints brasés dans les assemblages électroniques. A titre d'exemple, Benabou et al. [87] ont développé un modèle à zone cohésive en fatigue intégrant un couplage entre les effets mécaniques et thermiques sur la dégradation d'un joint de brasure soumis à un cyclage actif dans un module de puissance. Dans ce modèle, la perturbation du flux thermique sur la zone cohésive résulte de la dégradation de la conductivité thermique de l'interface, qui est supposée suivre une relation linéaire avec l'endommagement sans constituer une limitation du modèle. Erinc et al. ont aussi utilisé l'approche à zone cohésive pour décrire la fissuration intergranulaire dans les joints de brasure sous fatigue thermique [88]. Cependant, leur étude ne prend pas en compte en détail comportement microstructural des grains de brasure.

### **1.6 Conclusion sur l'étude bibliographique**

Durant le fonctionnement, la variation thermique cyclique introduit des contraintes thermomécaniques significatives dans le module de puissance à cause de l'hétérogénéité des CTEs entre les différents composants du module mais aussi au sein de la brasure en raison de l'anisotropie de dilatation des grains  $\beta$ -Sn selon les directions cristallographiques. La fatigue des brasures est reconnue comme le mécanisme de rupture le plus critique dans les modules de puissance et est devenu un sujet d'intérêt, depuis plusieurs années, pour les industriels et les laboratoires de recherche. En particulier, les joints brasés présentent divers modes de défaillance tels que la délamination des intermétalliques, la rupture intra ou intergranulaire, etc.

En général, les joints brasés utilisés dans les assemblages électroniques sont de petites dimensions, si bien que les mécanismes de déformation à l'échelle mésoscopique ou microscopique deviennent importants. Les joints sont constitués d'une matrice d'étain Sn et de composés intermétalliques formés avec les éléments présents dans l'alliage en faibles quantités. Le comportement thermomécanique de la brasure est ainsi fortement impacté par l'anisotropie des grains Sn et la microstructure du matériau. Ces caractéristiques

microstructurales exigent d'être prises en compte dans l'étude et la modélisation de la fatigue des brasures.

Dans la majorité des précédentes études sur la fatigue des brasures, le comportement du matériau est considéré comme isotrope et homogène et décrit à l'échelle macroscopique. A cette échelle, deux types de modèles principaux sont utilisés : les modèles empiriques et les modèles basés sur l'endommagement. Les modèles empiriques en loi puissance sont très populaires en raison de leur simplicité d'utilisation et de la facilité d'identification de leurs paramètres. Leurs inconvénients résident dans le fait qu'ils ne permettent pas de prédire correctement la fiabilité sous sollicitations variables et qu'ils ignorent complètement certaines caractéristiques microstructurales des brasures. Les modèles d'endommagement continu ont été proposés pour remédier à certains de ces inconvénients en intégrant phénoménologiquement à travers des variables internes certains effets du comportement tels que l'écroutissage, l'adoucissement. Cependant, ces modèles exigent des procédures d'identification lourdes.

Afin de décrire les mécanismes microstructuraux, deux types de modèles existent et ont la capacité de reproduire le comportement aux joints de grains et au sein des grains, respectivement : le modèle à zone cohésive et le modèle de plasticité cristalline. L'approche cohésive a été appliquée, par exemple, pour reproduire la délamination des intermétalliques dans de nombreuses études et étendue récemment à la rupture intergranulaire des brasures. L'application du modèle de plasticité cristalline est encore limitée à l'évaluation de la fatigue de la brasure.

Afin d'affiner l'étude des brasures et de leur tenue en fatigue au cours des sollicitations cycliques, une étude multi-échelle est proposée dans ce travail. A l'échelle macroscopique, une approche standard basée sur un modèle empirique en loi puissance est utilisée afin de prédire la durée de vie, tandis qu'à l'échelle microscopique le modèle de plasticité cristalline, couplé à un modèle de zone cohésive, sert à évaluer les effets de l'endommagement à l'échelle microstructurale de la brasure.

---

# Chapitre 2 Caractérisation expérimentale du comportement mécanique de l'alliage

---

## Sommaire

Chapitre 2 Caractérisation expérimentale du comportement mécanique de l'alliage.....	51
2.1 Introduction.....	52
2.2 Protocole expérimental .....	53
2.2.1 Matériau étudié .....	53
2.2.2 Essais de traction monotone pour éprouvette massive .....	54
2.2.3 Essais de fluage sur éprouvettes à simple recouvrement (joint de brasure) .....	55
2.2.4 Essais cycliques en traction-compression.....	57
2.3 Lois constitutives de l'alliage InnoLot .....	58
2.3.1 Comportement en traction de l'alliage InnoLot.....	58
2.3.2 Comportement en fluage de l'alliage InnoLot.....	59
2.3.3 Modèle d'Anand pour l'alliage InnoLot.....	60
2.3.4 Comportement de fatigue de l'alliage InnoLot.....	65
2.3.5 Analyse microstructurale .....	70
2.4 Conclusion .....	73

## 2.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, il a été montré que dans le domaine des hautes puissances (automobile, aéronautique, ferroviaire et énergies alternatives), l'estimation de la durée de vie des assemblages microélectroniques restait encore un enjeu important pour la mesure de la fiabilité de ce type de systèmes. Cette fiabilité des systèmes dépend de facteurs liés aux caractéristiques géométriques et à la nature des matériaux utilisés mais aussi des conditions de fonctionnement imposées (puissance électrique, température, vibrations, humidité, etc.). Parmi les éléments importants dans les assemblages, les joints brasés d'interconnexion électrique jouent un rôle crucial pour l'intégrité du système entier en raison de leurs multiples fonctions : électrique pour la conduction efficace du courant, thermique pour la bonne dissipation de la chaleur générée et mécanique pour la solidité de l'assemblage entre les composants. Ainsi, les propriétés mécaniques des alliages sont particulièrement importantes pour la fiabilité de l'assemblage électronique.

Un nombre relativement élevé d'alliages sans plomb a été proposé par les chercheurs et les industriels afin de remplacer l'alliage SnPb à cause des risques de toxicité du plomb. Parmi les alliages sans plomb, l'alliage SAC est le plus largement utilisé dans le marché d'aujourd'hui. Dans un souci d'amélioration des propriétés de ce type d'alliages, des éléments comme le Bismuth, le Nickel, ou le Zinc, entre autres, ont été ajoutés en faibles quantités à l'alliage ternaire SAC. Néanmoins, la tenue mécanique de ces alliages nouvellement formulés est très sensible à ces éléments d'alliage bien qu'ils soient en très faible teneur [25,89]. Cela exige donc de caractériser mécaniquement ces nouveaux alliages pour disposer de données précises en vue de leur modélisation.

Dans cette thèse, nous nous intéressons à une nouvelle brasure introduite dans le marché des brasures pour les applications d'électronique de puissance. Connue sous le nom commercial InnoLot et servant pour le brasage des puces IGBT, cette brasure souffre toutefois d'un relatif manque de données sur ses propriétés viscoplastiques et en fatigue même si elle fait l'objet d'un récent intérêt de la part de certains chercheurs. Nous introduisons dans ce chapitre plusieurs expériences réalisées sur éprouvettes pour une caractérisation de son comportement mécanique. Ce dernier étant fortement dépendant de la température et de la vitesse de déformation, il est nécessaire de réaliser des tests variés et appropriés aux configurations étudiées pour identifier les paramètres des modèles de viscoplasticité et de fatigue. En ce qui concerne le comportement viscoplastique des brasures, le modèle d'Anand s'avère très adapté et peut être identifié selon des procédures connues en se basant sur des données d'essais de traction uniaxiale ou des essais de fluage sur

éprouvettes. Tandis que le comportement de fatigue de l'alliage est identifié par des essais cycliques en traction-compression sur éprouvette massive. En outre, l'analyse microstructurale sera effectuée pour identifier les caractéristiques importantes de la microstructure de l'InnoLot.

### **2.2 Protocole expérimental**

Trois types d'essais ont été employés dans ce travail pour caractériser complètement le comportement mécanique de l'alliage InnoLot, chacun avec un objectif spécifique. Premièrement, des essais de chargement monotone en traction uniaxiale sont réalisés sur une machine INSTRON afin de déterminer les constantes élastiques (module d'Young, limite élastique, etc.) d'une part, et d'identifier les paramètres du modèle d'Anand d'autre part. Deuxièmement, des essais de fluage sont effectués sous cisaillement sur des éprouvettes de type joint à l'aide d'une machine de micro-traction. Cette dernière configuration d'éprouvette permet une évaluation de l'effet significatif de fluage à l'échelle du joint de brasure, plus en accord avec les dimensions et la géométrie des brasures utilisées dans les assemblages électroniques. Enfin, troisièmement, des essais de fatigue en traction-compression sur éprouvettes massives cylindriques sont menées sur la machine de fatigue INSTRON pour identifier la loi de fatigue du matériau.

#### **2.2.1 Matériau étudié**

Le matériau étudié dans le cadre de notre étude est l'alliage InnoLot. Il s'agit d'un alliage sans plomb à base d'étain qui a été récemment développée par les fabricants de brasures et qui présente plusieurs avantages en comparaison avec les alliages standards de la famille SAC [23,24]. Sa dénomination complète, fournissant aussi des indications sur sa composition, est Sn3.8Ag0.7Cu-Bi3.0Ni0.2Sb1.54. La composition chimique de l'alliage est donnée dans le Tableau 2.1.

#### **2.2.2 Essais de traction monotone pour éprouvette massive**

L'éprouvette de traction a été réalisée par moulage en respectant rigoureusement les conditions du procédé de fabrication préconisé par les industriels. Le procédé s'appuie sur un profil de refusion particulier qu'il faut appliquer pour obtenir des propriétés physico-mécaniques suffisantes. Le profil consiste en des phases successives de séchage, de fusion et de refroidissement du matériau, comme représenté sur la Figure 2.1. Les blocs obtenus après moulage sont ensuite usinés par électroérosion sous forme d'éprouvettes plates de traction [90]. La géométrie standard des éprouvettes de traction est illustrée sur la Figure 2.2.

Les essais de traction sur éprouvettes massives ont été effectués à l'aide d'une machine Instron de capacité de chargement de 3kN (Figure 2.3). Plusieurs conditions d'essai ont été considérées : 3 températures (25°C, 75°C, 125°C) et 3 vitesses de déformation ( $2.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,  $2.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,  $2.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ). Les conditions expérimentales choisies sont similaires à celles que le matériau subit en fonctionnement dans le module de puissance.

Tableau 2.1. Composition de l'alliage InnoLot.

Elément	Composition (wt.%)
Bi	3.00
Cu	0.70
Ag	3.80
Ni	0.20
Sn	Restant
Sb	1.54
Zn	<0.0001
Fe	0.003
Al	<0.001
Cd	0.0001
Pb	0.0021
In	0.0004
As	0.005

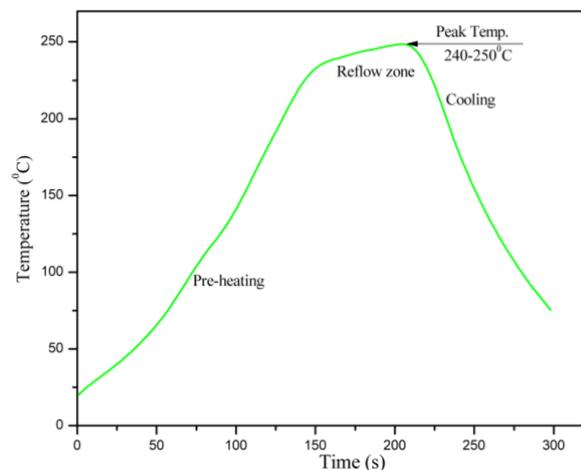


Figure 2.1. Profil thermique de refusion.

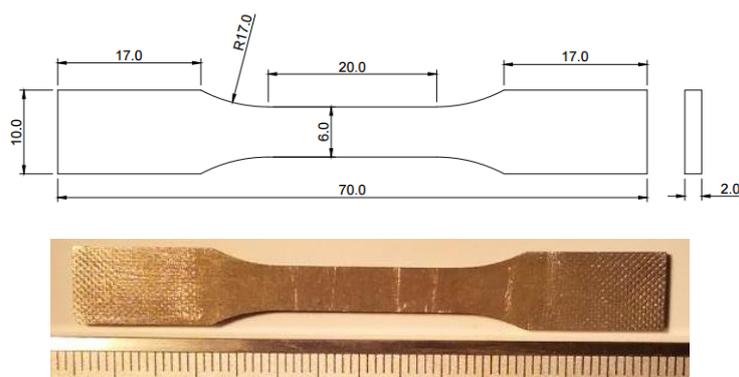


Figure 2.2. Géométrie de l'éprouvette de traction.

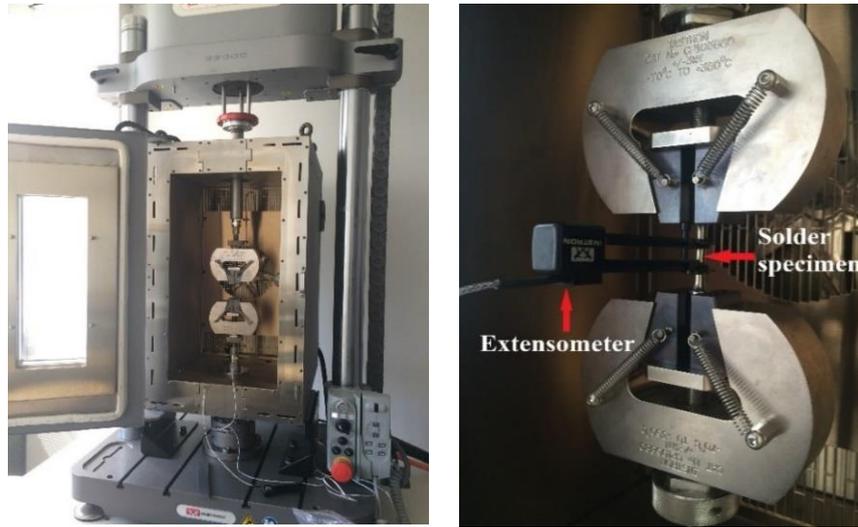


Figure 2.3. (a) Machine Instron de 3kN, (b) zoom sur le montage d'échantillon.

### 2.2.3 Essais de fluage sur éprouvettes à simple recouvrement (joint de brasure)

En fonctionnement, les joints de brasure insérés entre les composants électroniques sont plutôt soumis à des déformations de cisaillement, résultant du différentiel de dilatation thermique entre les divers matériaux utilisés. De plus, la taille des joints brasés est très faible avec, en particulier, une épaisseur de l'ordre de quelques centaines de micromètres. À cette échelle du matériau, les caractéristiques de la microstructure ont un impact considérable sur la réponse du matériau puisque ce dernier est utilisé sous forme de fines couches faisant seulement quelques cristaux d'épaisseur. Cet aspect relatif à l'échelle est donc à prendre en compte tout particulièrement dans l'identification des paramètres matériau. Il est évident que des essais sur des joints, réalisés avec les dimensions les plus proches de la réalité, présentent une différence capitale en termes d'échelle avec des essais faits sur éprouvettes massives. Ce sont les considérations qui ont motivé, entre autres, l'utilisation de divers types d'éprouvettes pour tenir compte à la fois des possibilités offertes par nos dispositifs d'essai et des contraintes à respecter sur le matériau en fonctionnement réel. La fabrication des éprouvettes à simple recouvrement consiste à braser entre elles deux plaques de substrats métalliques à l'aide de pré-formes d'alliage InnoLot d'épaisseur donnée (0.2 mm) pour constituer le joint. Dans cette étude, des plaques de cuivre sont utilisées en raison de l'application répandue du cuivre en tant que matériau de substrat dans les assemblages électroniques. Les éprouvettes sont ensuite soumises au même type de profil thermique de refusion que celui qui a été appliqué pour les éprouvettes massives afin d'obtenir les caractéristiques de microstructure souhaitées. Les essais de cisaillement sont menés sur une machine de micro-traction spécifiquement développée au sein du laboratoire. Les détails du système (montage, interfaces électronique et logicielle) sont représentés sur la Figure 2.4. La géométrie et les dimensions de l'éprouvette de cisaillement sont données sur la Figure 2.5. Le joint de brasure

en InnoLot obtenu possède les dimensions suivantes : 1.6mm (long.) x 0.2mm (ép.) x 1mm (larg.) ; ce qui est du même ordre de grandeur, notamment pour l'épaisseur, que les joints industriels réalisés dans modules électroniques. Les essais de fluage en cisaillement sont effectués aux trois différentes températures (25°C, 75°C et 125°C), pour quatre niveaux de contraintes (11.875 MPa, 15.625 MPa, 18.75 MPa et 25.25 MPa).

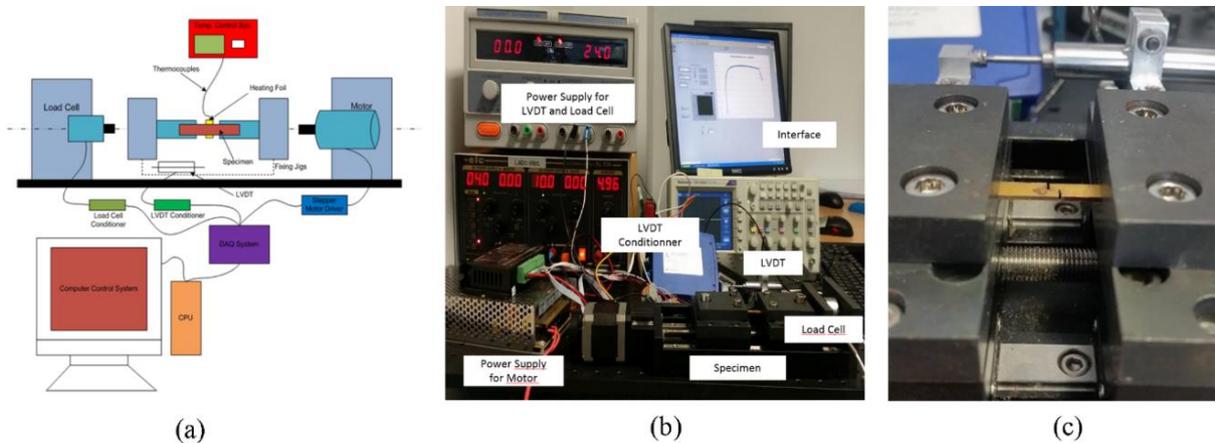


Figure 2.4. (a) Dispositif global autour de la machine de micro-traction, (b) Montage électronique et interface logicielle, (c) Vue détaillée de l'éprouvette en place avant l'essai.

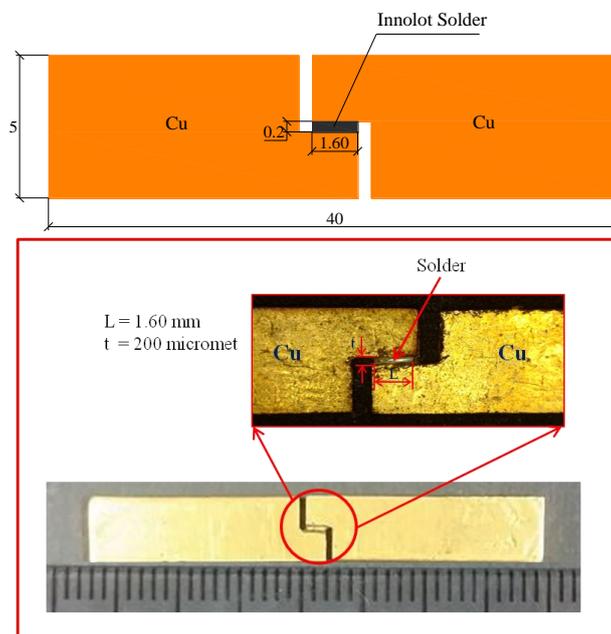


Figure 2.5. Epreuve de cisaillement à simple recouvrement pour la caractérisation des joints brasés (unité: mm).

La contrainte et la déformation de cisaillement sont calculées à partir de la force (mesurée par la cellule de charge) et du déplacement de la traverse mobile (mesuré par le capteur LVDT), respectivement [91]. Les substrats en cuivre sont considérés comme ayant une rigidité infinie par rapport à l'alliage de brasure qui subit seul toute la déformation, permettant ainsi d'assimiler le déplacement total mesuré au glissement du joint dans l'éprouvette. Néanmoins, pour affiner davantage les résultats, Mustafa et al. [15] ont proposé

d'appliquer une correction en prenant en compte la déformation possible des substrats en cuivre mais aussi celle des composants de la machine d'essai. Pour ce faire, un essai préliminaire est fait avec une éprouvette réalisée intégralement en cuivre sans joint de brasure. Ceci permet d'évaluer la souplesse du système qui est ensuite retirée aux mesures faite sur l'éprouvette avec joint.

### 2.2.4 Essais cycliques en traction-compression

En ce qui concerne la caractérisation de la brasure d'InnoLot en fatigue, des essais en traction-compression répétée sont réalisés. Dans notre cas, une amplitude de déformation est imposée cycliquement. Les cycles comportent une phase de traction et une phase de compression avec un rapport de charge valant  $R=-1$ , signifiant qu'une valeur moyenne nulle est appliquée au cours d'un cycle.

Etant donné que l'éprouvette se trouvera pendant une partie du cycle sous effort de compression, la forme cylindrique a été adoptée et la section a été dimensionnée pour éviter tout risque de flambement. La géométrie et les dimensions de l'éprouvette sont représentées sur la Figure 2.6.

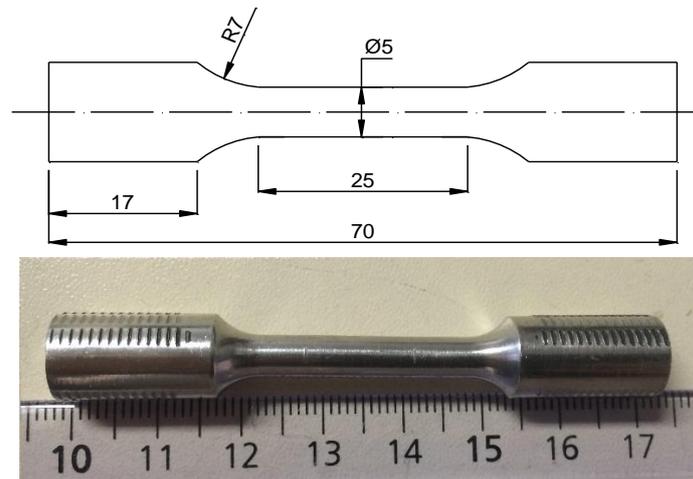


Figure 2.6. Eprouvette de fatigue (essai de traction-compression répétée).

Les essais de fatigue sont réalisés sur la machine INSTRON pour une gamme de températures (25°C, 75°C) cohérente avec les conditions de fonctionnement des brasures (Tableau 2.2). Le déplacement imposé à l'éprouvette au cours du cyclage est contrôlé de manière à assurer une vitesse de déformation constante. Un extensomètre dynamique, avec une longueur de jauge de 12.5 mm et pouvant opérer dans une gamme de températures allant jusqu'à 200°C a été utilisé. L'éprouvette est maintenue en température pendant toute la durée de l'essai grâce à une enceinte thermique ajoutée à la machine INSTRON. L'arrêt de l'essai de fatigue est réglé pour correspondre à une chute de 50% de la charge maximale soutenue

par l'éprouvette, comme recommandé par le standard ASTM [92]. Ce critère permet ainsi de définir objectivement une durée de vie pour chaque condition d'essai.

Tableau 2.2. Conditions d'essai en fatigue oligocyclique.

Température (°C)	Fréquence (Hz)	Amplitude de déformation totale (%)	Rupture en zone utile
25	0.1	0.5	✓
25	0.1	1	✓
25	0.1	2	✓
75	0.1	0.5	✓
75	0.1	1	✓
75	0.1	2	✓

## 2.3 Lois constitutives de l'alliage InnoLot

### 2.3.1 Comportement en traction de l'alliage InnoLot

La réponse monotone de l'alliage InnoLot est obtenue pour les trois vitesses de déformation (0.02, 0.002, et 0.0002 s<sup>-1</sup>) et les trois températures (25°C, 75°C et 125°C) testées. La Figure 2.7 présente les courbes contrainte-déformation de traction uniaxiale sous certaines de ces conditions afin d'illustrer l'influence de la température et de la vitesse de déformation. Il apparaît clairement sur ces résultats que la vitesse de déformation et la température sont des facteurs qui conditionnent fortement la réponse du matériau, non seulement dans sa phase plastique mais aussi dans sa phase élastique. En effet, le niveau de contrainte dans le matériau augmente significativement avec la vitesse de déformation, tandis que le module élastique (*E*), la limite élastique, et contrainte ultime diminuent fortement avec la température. Concernant l'élongation à rupture des éprouvettes, elle semble être moins sensible aux facteurs température et taux de déformation, du moins pour les niveaux considérés dans les essais réalisés. Les évolutions de ces propriétés en fonction de la température et de la vitesse de déformation sont représentées sur la Figure 2.8.

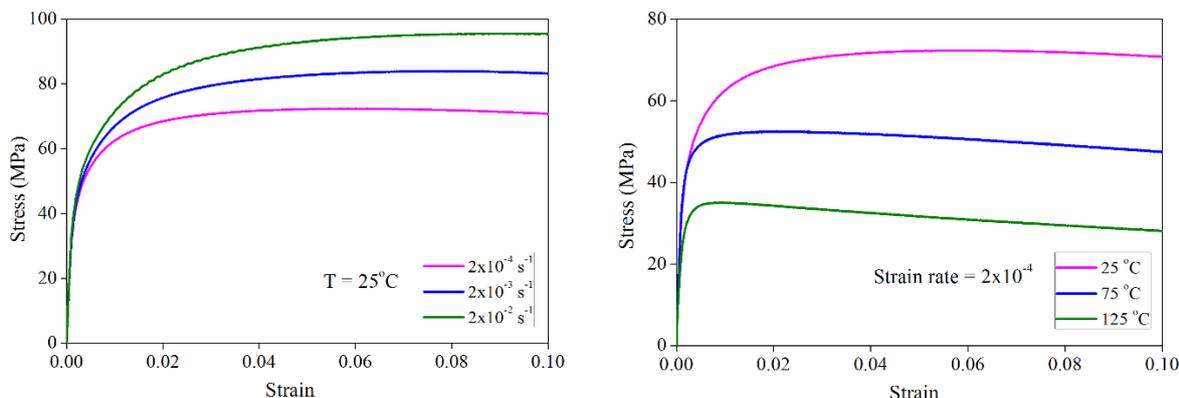


Figure 2.7. Courbes contrainte-déformation en traction uniaxiale de l'alliage InnoLot.

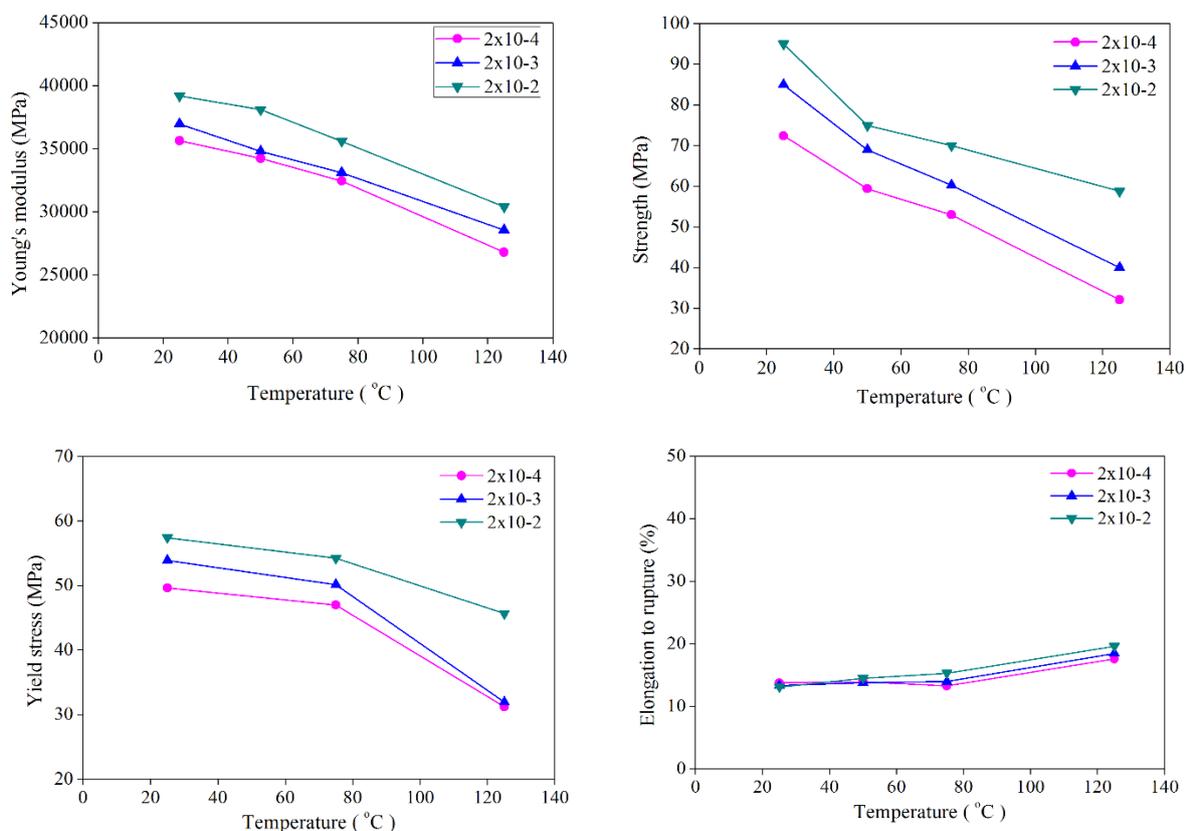


Figure 2.8. Evolutions des propriétés mécaniques de l'alliage InnoLot (module d'Young, résistance, limite élastique et allongement à rupture) selon la température et le taux de déformation.

A l'échelle de la microstructure, les mécanismes de déformation dans l'alliage InnoLot résultent à la fois d'un durcissement par écrouissage et d'un adoucissement par restauration dynamique, les deux phénomènes étant pilotés par les facteurs température et vitesse de déformation. Les tendances qui ont été extraites des courbes expérimentales obtenues représentent donc l'effet combiné de ces deux mécanismes. Une température élevée a pour effet de diminuer le durcissement tandis qu'une vitesse de déformation faible permet une restauration dynamique plus importante, d'où une contrainte d'écoulement abaissée.

### 2.3.2 Comportement en fluage de l'alliage InnoLot

Le comportement en fluage de l'alliage InnoLot a été étudié avec la machine de micro-traction en imposant différents niveaux de contrainte et de température. Les réponses en fluage à la température ambiante pour différents niveaux de contrainte sont présentées sur la Figure 2.9. On observe que la réponse en fluage comprend généralement trois étapes principales : un fluage primaire de durée relativement courte, un fluage secondaire correspondant à régime stationnaire très long et un fluage tertiaire durant lequel la vitesse de déformation augmente rapidement, conduisant à la rupture du joint brasé. La phase de fluage secondaire est clairement dominante dans la réponse en fluage de l'alliage InnoLot. On constate aussi que la déformation de fluage augmente avec l'augmentation du niveau de

contrainte imposée. Cela s'explique par le fait que les contraintes élevées accroissent le mouvement des dislocations et le glissement aux joints de grain qui sont considérés comme des mécanismes majeurs dans le mode de fluage.

La Figure 2.10 présente le comportement en fluage de l'alliage InnoLot sous une contrainte de 11.875 MPa à trois températures (25°C, 75°C et 125°C). L'augmentation de la température provoque un taux de déformation de fluage plus important en précipitant la rupture.

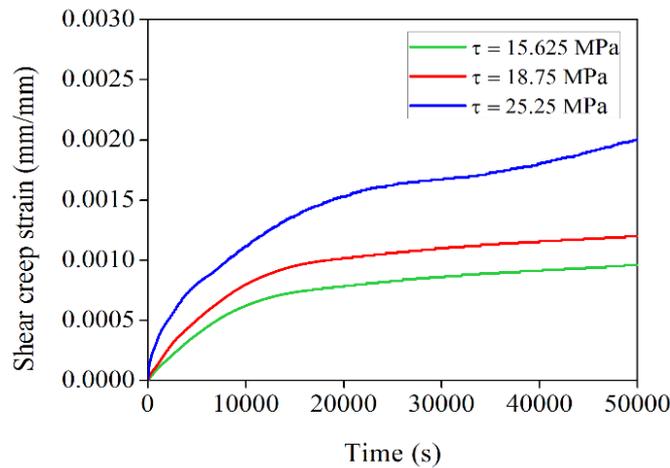


Figure 2.9. Réponses en fluage de l'alliage InnoLot à la température de 25°C pour trois niveaux de contrainte différents.

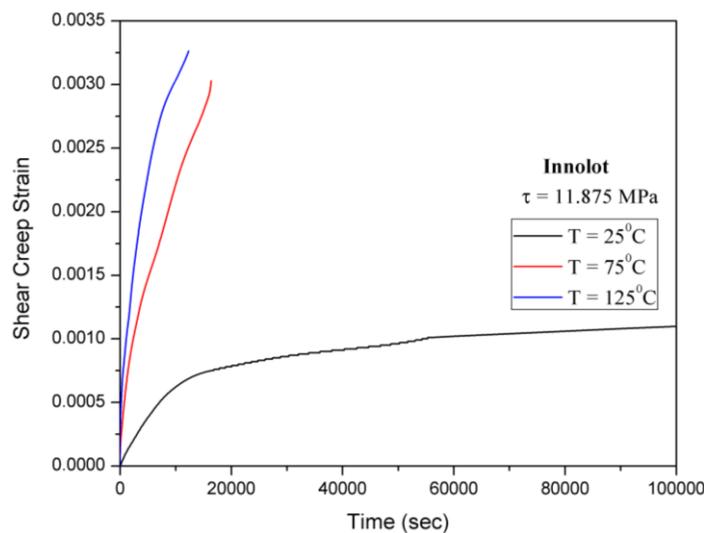


Figure 2.10. Réponses en fluage de l'alliage InnoLot sous une contrainte de 11.875 MPa pour trois températures différentes.

### 2.3.3 Modèle d'Anand pour l'alliage InnoLot

#### 2.3.3.1 Modèle d'Anand

Nous détaillons dans cette section le modèle d'Anand qui est le modèle le plus populaire parmi les diverses approches pour décrire le fluage des brasures dans les applications électroniques. Le modèle utilise une unique variable interne, notée  $s$ , qui est définie comme la

résistance isotrope à l'écoulement inélastique macroscopique. Cette variable interne scalaire représente les effets des mécanismes dynamiques dans le matériau, comme l'écrouissage isotrope, la densité de dislocation et les glissements dans les grains. La relation entre la contrainte et la variable interne est exprimée par :

$$\sigma = c s ; c < 1 \quad (2.1)$$

où  $c$  est une fonction de la vitesse de déformation et de la température, donnée par la relation suivante :

$$c = \frac{1}{\xi} \sinh^{-1} \left[ \left( \frac{\dot{\epsilon}_v}{A} \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \right)^m \right] \quad (2.2)$$

La relation de l'écoulement inélastique dans le modèle d'Anand s'écrit, après recombinaison des équations 2.1 et 2.2 :

$$\dot{\epsilon}_v = A \cdot \left( \sinh \left( \xi \cdot \frac{\sigma_{eq}}{s} \right) \right)^{\frac{1}{m}} \cdot \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) \quad (2.3)$$

Quant à la relation donnant l'évolution de la variable interne  $s$  au cours du chargement, elle est supposée être une fonction de plusieurs paramètres :

$$\dot{s} = h(\sigma, s, T) \dot{\epsilon}_v \quad \text{avec } h = h_0 \cdot \left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|^a \cdot \text{sign} \left( 1 - \frac{s}{s^*} \right); \quad a \geq 1 \quad (2.4)$$

Le terme  $h(\sigma, s, T)$  est associé à l'écrouissage et à la restauration dynamique. L'évolution de la variable interne est exprimée comme:

$$\dot{s} = h_0 \cdot \left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|^a \cdot \text{sign} \left( 1 - \frac{s}{s^*} \right) \dot{\epsilon}_v \quad (2.5)$$

$$\text{avec } s^* = \hat{s} \cdot \left[ \frac{\dot{\epsilon}_p}{A} \cdot \exp \left( \frac{Q}{RT} \right) \right]^n \quad (2.6)$$

La quantité  $s^*$  représente la valeur de saturation de  $s$  pour une vitesse de déformation et une température données. La quantité  $h_0$  est la constante d'écrouissage/adoucissement,  $n$  représente la sensibilité de la résistance au fluage au taux de déformation,  $a$  représente la sensibilité de l'écrouissage au taux de déformation, et  $\hat{s}$  est un coefficient.

L'intégration de l'équation 2.5 donne une expression explicite de la variable interne  $s$  :

$$s = \hat{s} \left[ \frac{\dot{\varepsilon}_v}{A} e^{\left(\frac{Q}{RT}\right)} \right]^n - \left[ \left( \hat{s} \left[ \frac{\dot{\varepsilon}_v}{A} e^{\left(\frac{Q}{RT}\right)} \right]^n - s_0 \right)^{(1-a)} + (a-1) \left\{ h_0 \left( \hat{s} \left[ \frac{\dot{\varepsilon}_v}{A} e^{\left(\frac{Q}{RT}\right)} \right]^n \right)^{-a} \right\} \right]^{\frac{1}{1-a}} \quad (2.7)$$

A partir des équations 2.1, 2.2, 2.6 et  $\sigma^* = c s^*$ , la relation entre la contrainte de saturation et le taux de déformation peut être obtenue pour une température donnée :

$$\sigma^* = \frac{\hat{s}}{\xi} \left( \frac{\dot{\varepsilon}_p}{A} e^{Q/RT} \right)^n \cdot \sinh^{-1} \left[ \left( \frac{\dot{\varepsilon}_p}{A} e^{Q/RT} \right)^m \right] \quad (2.8)$$

En reprenant les équations 2.1 et 2.5, on peut obtenir :

$$\frac{d\sigma}{d\dot{\varepsilon}_p} = ch_0 \left| 1 - \frac{\sigma}{\sigma^*} \right|^a \text{sign} \left( 1 - \frac{\sigma}{\sigma^*} \right), \quad a \geq 1 \quad (2.9)$$

La relation contrainte-déformation peut donc être réécrite comme :

$$\sigma = \sigma^* - \left[ (\sigma^* - cs_0)^{(1-a)} + (a-1) \left( (c.h_0) (\sigma^*)^{-a} \right) \cdot \varepsilon_p \right]^{1/(1-a)} \quad (2.10)$$

Où  $s_0$  est la valeur initiale de  $s$ .

Les deux équations 2.8 et 2.10 sont celles qui seront utilisées pour estimer les paramètres du modèle d'Anand après exploitation des données provenant d'essais de traction.

### 2.3.3.2 Identification des paramètres du modèle Anand à l'échelle macroscopique

Comme présenté plus haut, le modèle d'Anand compte 9 paramètres :  $A$ ,  $\xi$ ,  $Q/R$ ,  $m$ ,  $h_0$ ,  $\hat{s}$ ,  $n$ ,  $a$  et  $s_0$ . Afin d'estimer ces paramètres, 2 types d'essais classiques sont fréquemment utilisés dans la littérature: la traction uniaxiale [64,93] ou le fluage [26]. Comme discuté auparavant, le facteur échelle de l'éprouvette est primordial en raison des dimensions des joints brasés employés pour assembler les composants électroniques. On gardera donc en mémoire cet élément lors de la discussion sur les résultats d'identification des paramètres du modèle. La procédure d'identification se déroule selon les étapes décrites dans ce qui suit. La déformation inélastique est d'abord obtenue par la formule classique :

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (2.11)$$

où  $E$  est le module élastique (module d'Young) initial à une température et une vitesse de déformation spécifiques. Les 9 paramètres sont ensuite estimés selon les étapes suivantes :

(1) Enregistrer les valeurs de la contrainte de saturation (contrainte ultime) obtenues dans les essais de traction monotone.

(2) Déterminer, en effectuant une régression non linéaire avec les données obtenues dans l'étape 1, les valeurs des paramètres  $A$ ,  $Q$ ,  $\hat{s}/\xi$ ,  $h_0$ ,  $m$  et  $n$  dans l'Equation 2.8.

(3) Déterminer individuellement les 2 valeurs de  $\hat{s}$  et  $\xi$  dans l'étape 2. La valeur de  $\xi$  est sélectionnée pour que le constante  $c$  dans l'Equation 2.2 soit inférieure à 1.

(4) Déterminer les valeurs des paramètres restants  $s_0$ ,  $h_0$  et  $a$  par régression non linéaire de l'Equation 2.10 en utilisant les réponses en contrainte-déformation mesurées à différentes températures et vitesses de déformation.

Les valeurs de contrainte de saturation pour l'ensemble des conditions testées sont listées dans le Tableau 2.3. Les régressions non-linéaires pour trouver l'ensemble des paramètres sont réalisées avec l'outil MATLAB, à partir de la fonction *lsqnonlin* principalement. Dans tous les cas traités, la valeur du coefficient de corrélation ( $r^2$ ) obtenue était supérieure à 0.93. Les paramètres du modèle d'Anand identifiés pour l'alliage InnoLot sont donnés dans le Tableau 2.4. La Figure 2.11 illustre la corrélation entre les prédictions du modèle Anand et les mesures expérimentales de la contrainte de saturation. Les comparaisons entre les courbes expérimentales de contrainte-déformation et les prédictions du modèle d'Anand sont présentées sur les Figure 2.12 et Figure 2.13 pour les différents niveaux de température et de vitesse de déformation. Dans tous les cas, la qualité de corrélation est très satisfaisante, indiquant que les paramètres du modèle d'Anand permettent de décrire correctement le comportement viscoplastique de la brasure InnoLot dans une large gamme de températures et de taux de déformation. Des jeux de paramètres du modèle d'Anand, identifiés pour une série d'alliages conventionnels de brasure sans plomb, sont également présentés dans le Tableau 2.4. On remarque des différences notables entre les matériaux qui peuvent être expliquées par différents aspects relatifs aux dimensions et à la taille des éprouvettes, aux conditions d'essai, au temps de stockage du matériau ou encore à la méthode d'identification.

Tableau 2.3. Valeurs des contraintes de saturation pour l'alliage InnoLot pour l'ensemble des conditions testées.

Température (°C)	Vitesse de déformation (s <sup>-1</sup> )	Contrainte de saturation (MPa)
25	2.0E-04	72.7
	2.0E-03	84.9
	2.0E-02	95.0
75	2.0E-04	53.0
	2.0E-03	60.3
	2.0E-02	70.0
125	2.0E-04	32.1
	2.0E-03	40.0
	2.0E-02	58.8

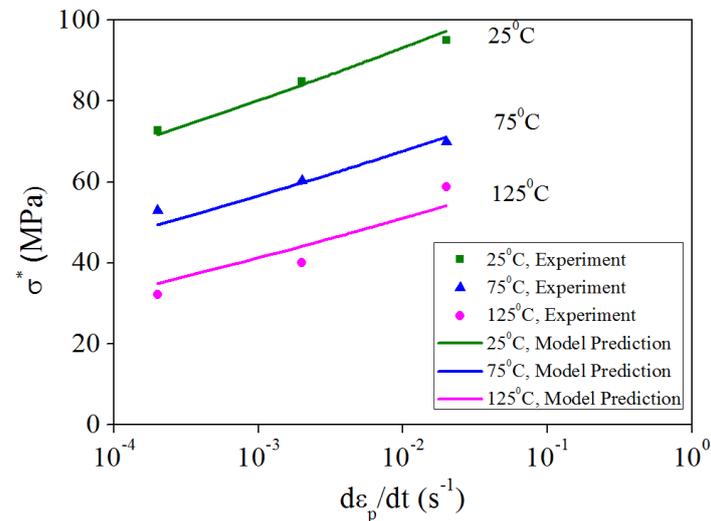


Figure 2.11. Evolution de la contrainte de saturation en fonction de la vitesse de déformation pour différentes températures : données expérimentales pour la brasure InnoLot et prédictions du modèle d'Anand.

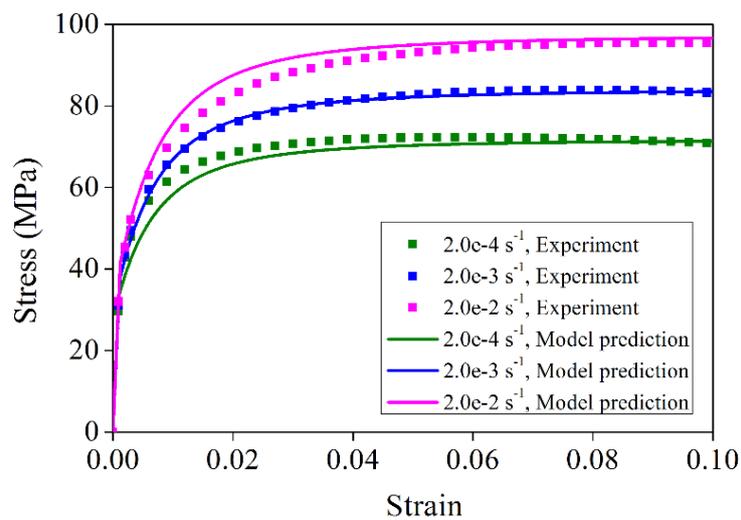


Figure 2.12. Effet de la vitesse de déformation sur la réponse en contrainte-déformation: comparaison entre résultats expérimentaux et modèle d'Anand pour une température de 25°C.

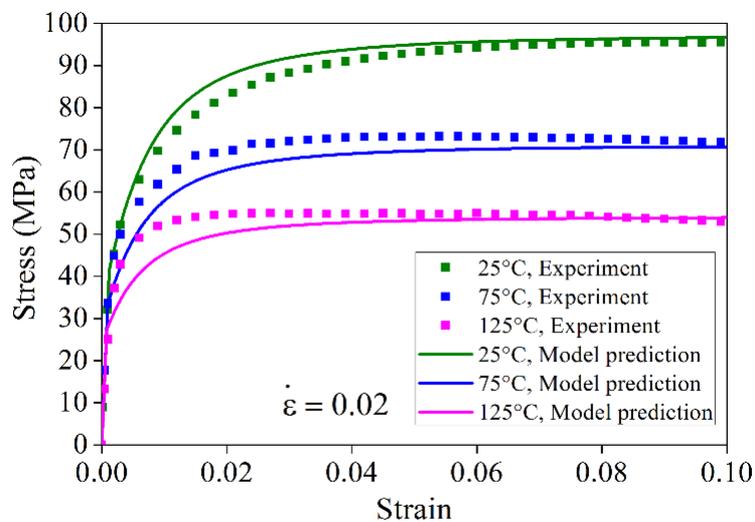


Figure 2.13. Effet de la température sur la réponse en contrainte-déformation : comparaison entre résultats expérimentaux et modèle d'Anand pour un taux de déformation de 0.02 s<sup>-1</sup>.

Tableau 2.4. Paramètres du modèle d'Anand pour divers alliages de brasure sans plomb.

Matériaux	A (s <sup>-1</sup> )	Q/R (K <sup>-1</sup> )	$\hat{\sigma}$ (MPa)	h <sub>0</sub> (MPa)	$\xi$	m	n	a	s <sub>0</sub> (MPa)	
InnoLot	347.28	9796	45.39	21047	20.0	0.7574	0.02	1.4647	45.39	Cette étude
Sn3.0Ag0.5Cu	3501	9320	30.2	180000	4.0	0.25	0.01	1.78	21.00	[94]
Sn3.8Ag0.7Cu0.8Zn	23.500	8500	65.9	3642.5	5.6	0.163	0.0186	2.1	34.1	[64]
Sn3.8Ag0.7Cu	15.773	9883	3.1505	1076.9	1.0673	0.3686	0.0352	1.6832	3.2992	[95]
Sn1.0Ag0.5Cu	3.733	8076	3.5833	4507.5	0.9951	0.4454	0.0120	2.1669	2.3479	[95]
Sn0.7Cu	764.17	48534	26.4	11656	2	0.123	0.043	2.33	4.43	[96]
Sn3.5Ag	52690	8765	76.944	7205.18	6	0.182	0.018	1.2321	30.36	[97]
Sn3.8Ag0.7Cu	24300	8710	65.3	3541.2	5.8	0.183	0.019	1.9	39.5	[98]
Sn3.8Ag0.7Cu0.03Ce	21200	8026	57.6	4352.6	5	0.130	0.0175	2.3	28.5	[98]
Sn4.0Ag0.5Cu	325	10561	42.1	800000	10	0.32	0.02	2.57	20	[46]
Sn3.8Ag0.7Cu	862	15516	18.7	195109	25.57	0.55	0.034	2.02	28.81	[46]
Sn3.8Ag0.7Cu	2.23	8900	73.81	3321.15	6	0.182	0.018	1.82	39.09	[46]

### 2.3.4 Comportement de fatigue de l'alliage InnoLot

#### 2.3.4.1 Réponse cyclique

Beaucoup de modèles de fatigue se basent sur les caractéristiques du cycle d'hystérésis stabilisé pour estimer la durée de vie. Dans le cas des brasures dont la viscoplasticité est très prononcée, la stabilisation se fait assez rapidement, au bout de quelques cycles de chargement. Sur la Figure 2.14, la boucle stabilisée est représentée pour une amplitude de déformation de 0.5% à température ambiante et à une fréquence de 0.1 Hz. L'amplitude de la déformation plastique est calculée à la contrainte moyenne du cycle, tandis que l'énergie plastique dissipée durant un cycle de fatigue correspond à l'aire de la boucle.

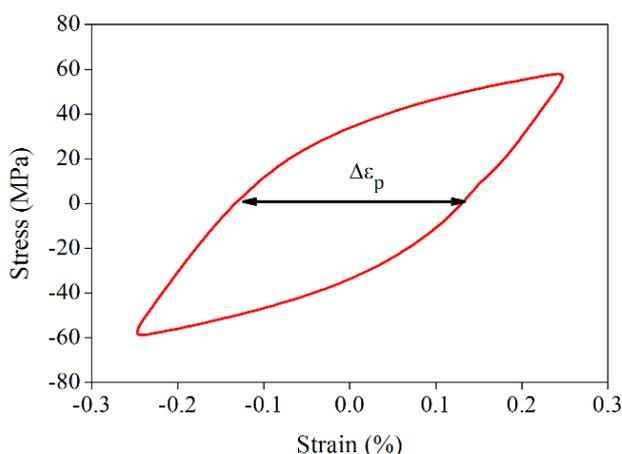


Figure 2.14. Boucle d'hystérésis contrainte-déformation pour une amplitude de déformation  $\epsilon_{total} = 0.5\%$  à  $T = 298K$  et  $f = 0.1$  Hz.

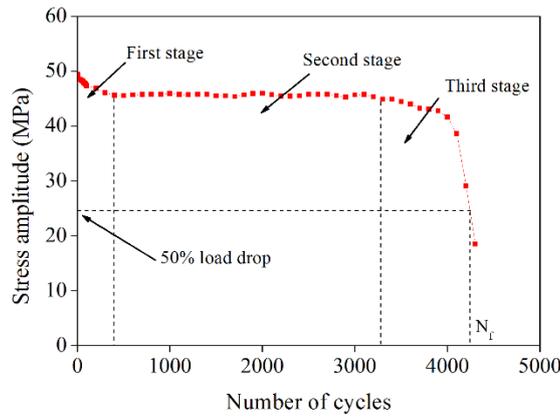


Figure 2.15. Amplitude de la contrainte en fonction du nombre de cycles pour une amplitude de déformation  $\epsilon_{total} = 0.5\%$  à  $T = 348K$  et  $f = 0.1$  Hz.

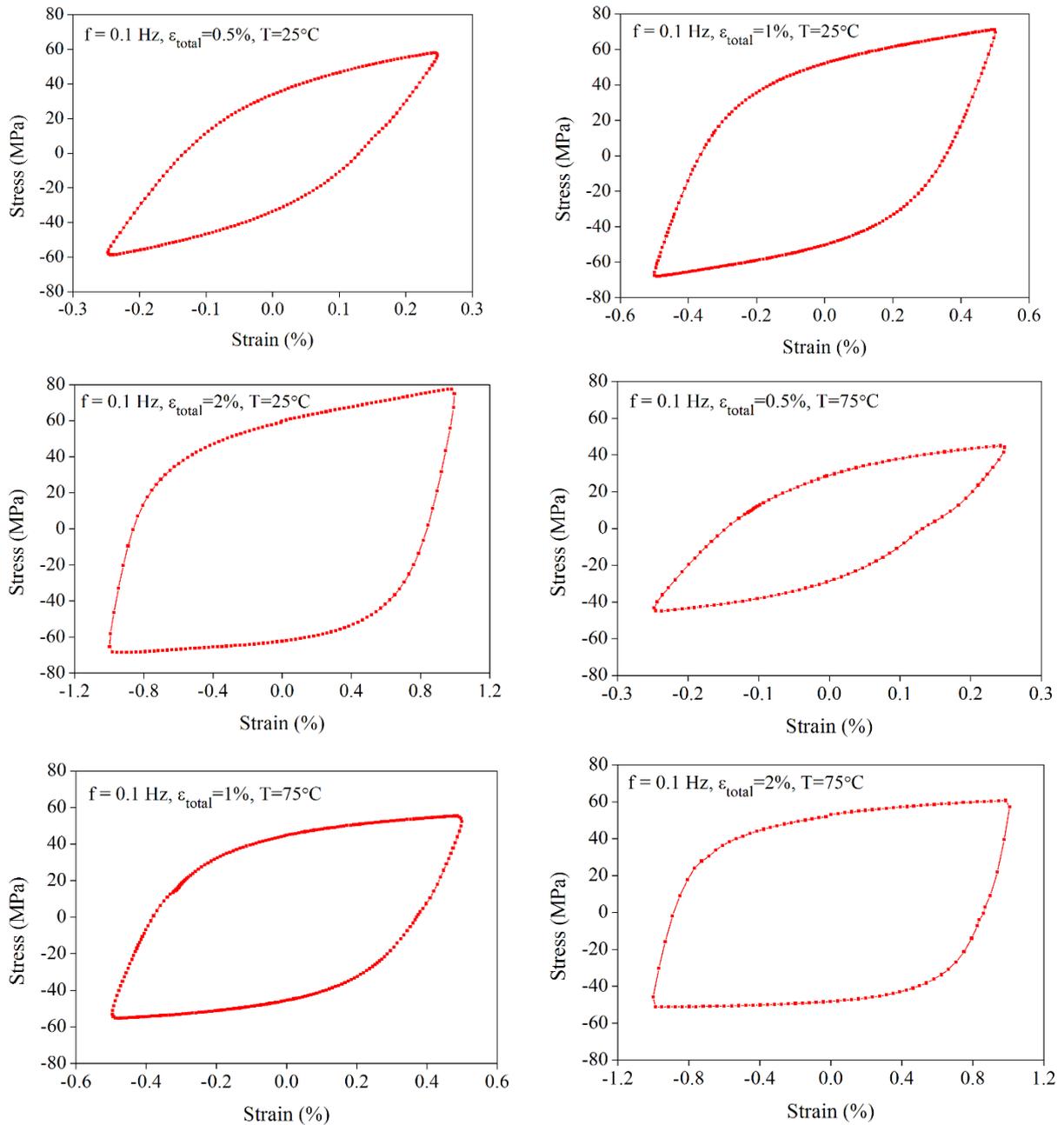


Figure 2.16. Boucles d'hystérésis typiques à différentes amplitudes de déformation et températures.

La Figure 2.15 montre l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles de chargement. On constate que cette amplitude de contrainte commence d'abord par diminuer, indiquant un adoucissement significatif dès les premiers cycles. Le matériau atteint ensuite un régime de déformation stable dans lequel l'amplitude de déformation plastique reste quasiment constante. Finalement, le niveau de contrainte chute brutalement, indiquant une phase de propagation instable de l'endommagement jusqu'à la rupture ductile finale de l'éprouvette. La Figure 2.16 reproduit des boucles d'hystérésis typiques pour plusieurs essais réalisés sous différentes conditions. Pour des conditions d'essai données, les boucles conservent pratiquement la même forme après la phase de stabilisation. On peut également remarquer que la largeur des boucles d'hystérésis se rétrécit considérablement pour les faibles amplitudes de déformation totale et s'élargit lorsque la température d'essai est élevée.

### 2.3.4.2 Lois de fatigue

Comme évoqué en introduction de ce mémoire, il existe dans la littérature de nombreux modèles de fatigue pour les alliages de brasure. Les principaux modèles proposés sont néanmoins semi-empiriques. Dans cette première partie de l'étude, nous considérons deux de ces modèles de fatigue, très largement appliqués pour évaluer la fiabilité des brasures : le modèle de Coffin-Manson et le modèle de Morrow. Les deux lois s'expriment respectivement :

$$\Delta\varepsilon_p.(N_f)^m = C \quad (2.12)$$

$$\Delta w.(N_f)^n = A \quad (2.13)$$

Où  $\Delta\varepsilon_p$  est l'amplitude de déformation plastique,  $\Delta w$  est la densité d'énergie plastique,  $N_f$  est la durée de vie en nombre de cycles,  $m$  et  $n$  sont des exposants de ductilité en fatigue, et  $C$  et  $A$  représentent des coefficients de ductilité en fatigue. Les Figure 2.17 et Figure 2.18 représentent l'évolution de la durée de vie en fatigue selon l'amplitude de déformation plastique et l'énergie plastique accumulée dans un cycle stabilisée, respectivement. Les diagrammes mettent en évidence des relations quasiment linéaires en échelle logarithmique entre la durée de vie et les quantités mécaniques (déformation et énergie inélastique). Les deux approches de la fatigue peuvent être donc utilisées pour estimer de manière assez équivalente la durée de vie pour une large gamme de températures. D'autre part, la forte dépendance de la durée de vie à la température est clairement démontrée à travers les résultats obtenus pour conditions testées. La durée de vie en fatigue diminue lorsque la température augmente. Cette tendance peut s'expliquer par le développement plus important du fluage pour les hautes températures.

Les paramètres des deux lois de fatigue identifiés par régression linéaire des données aux différentes températures sont listés dans le Tableau 2.5. Les résultats obtenus sont similaires aux autres études [77]. Il est remarquable que pour l'alliage étudié InnoLot, les paramètres  $n$  et  $m$  sont quasiment indépendants de la température, tandis que les paramètres  $C$  et  $A$  varient quant à eux plus fortement avec ce même facteur [99,100]. Puisque l'effet de la température n'est pas inclus dans les modèles de fatigue classiques présentés précédemment (Equation 2.12 et Equation 2.13), deux modèles modifiés incorporant l'effet de ce facteur sont proposés dans ce qui suit:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{cT+d} \cdot (N_f)^m = C \quad (2.14)$$

$$\frac{\Delta w}{aT+b} \cdot (N_f)^n = A \quad (2.15)$$

où  $a$ ,  $b$ ,  $c$  et  $d$  sont les coefficients liés à la température.

En ajustant les deux nouveaux modèles de fatigue (Equation 2.14 et Equation 2.15), prenant en compte la température, aux données expérimentales, les paramètres de ces modèles sont extraits et listés dans le Tableau 2.6. Les durées de vie sont représentées en fonction de  $\frac{\Delta w}{aT+b}$  et de  $\frac{\Delta \varepsilon_p}{cT+d}$  sur les Figure 2.19 et Figure 2.20, respectivement, en présence de l'ensemble des mesures expérimentales. On peut constater, que dans les deux cas, la qualité de la régression est très satisfaisante avec des valeurs de  $R$  voisines de 1 ( $R^2=0.9997$  et  $0.9796$ ). On peut donc conclure que les modèles de fatigue proposés, enrichis de paramètres d'essai supplémentaires, peuvent être appliqués efficacement à la prédiction de durée de vie de la brasure InnoLot pour différentes températures.

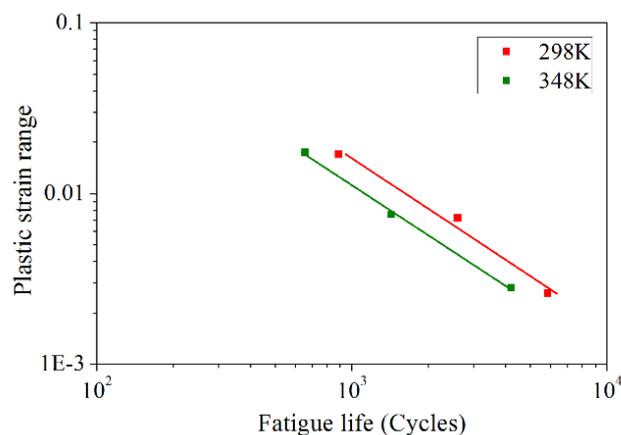


Figure 2.17. Relation entre nombre de cycles à rupture et amplitude de déformation plastique.

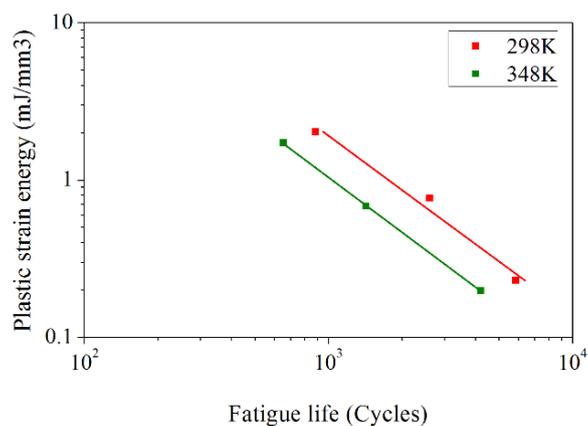


Figure 2.18. Relation entre nombre de cycles à rupture et énergie plastique accumulée.

Tableau 2.5. Paramètres des modèles de Coffin-Manson et de Morrow.

Fréquence (Hz)	Température (K)	Modèle Coffin-Manson		Modèle Morrow	
		m	C	n	A
0.1	298	0.9845	14.421	1.1427	5122.71
0.1	348	0.9776	9.583	1.163	3213.66

Tableau 2.6. Paramètres des modèles modifiés intégrant la variable température.

Modèle Coffin-Manson modifié				Modèle Morrow modifié			
m	C	c	d	n	A	a	b
0.981	60.987	-0.0012	0.574	1.151	75.943	-0.5672	236.682

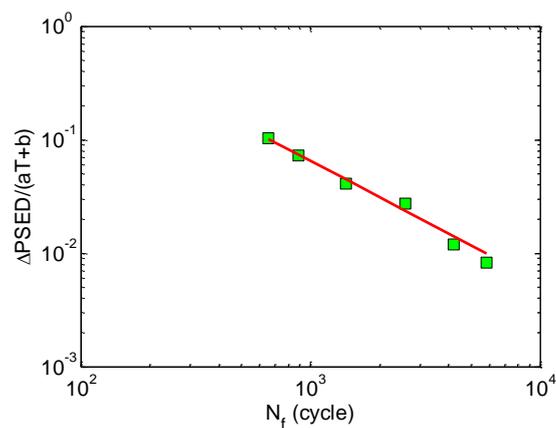


Figure 2.19. Relation entre durée de vie et densité d'énergie plastique incorporant l'effet de la température.

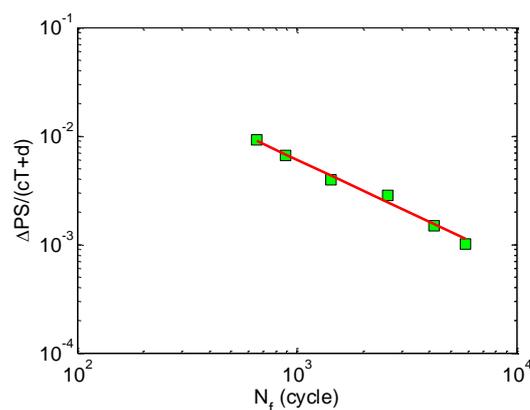


Figure 2.20. Relation entre durée de vie et amplitude de déformation plastique incorporant l'effet de la température.

### 2.3.4.3 Synthèse

Des essais de fatigue oligocyclique sur l'alliage InnoLot ont été réalisés pour une large gamme de températures (298K, 348K) pour des amplitudes de déformation allant de 0.5% à 2%. Les durées de vie en fatigue sont plus grandes pour les températures basses. Même si le nombre d'essais effectués dans notre campagne expérimentale reste limité, les données obtenues semblent indiquer des tendances cohérentes et significatives ; ce qui nous permet d'être en mesure d'identifier des lois de fatigue. Les modèles de Morrow et de Coffin-Manson ont tout d'abord été examinés et il a été montré que ces modèles classiques de fatigue sont incapables de prédire la durée de vie en fatigue à certains niveaux de température. Pour lever cette limitation, un modèle de fatigue modifié a été proposé, en conservant le même type d'expression en loi-puissance mais en y ajoutant le facteur température. La confrontation des prédictions du modèle avec les données de fatigue montre un très bon accord, laissant ainsi penser que la durée de vie de l'alliage InnoLot peut être prédite avec suffisamment de précision pour une large gamme de conditions de chargement.

Ces résultats préliminaires d'essais de fatigue ne prennent cependant pas en compte l'effet de la fréquence sur la fiabilité de l'alliage. Il est connu que ce facteur peut également influencer la durée de vie de l'alliage [77]. Des essais complémentaires devraient donc être effectués à plusieurs fréquences de chargement et pour plusieurs autres températures pour identifier précisément le modèle de fatigue [76,77].

### 2.3.5 Analyse microstructurale

L'ajout en faible teneur d'éléments d'alliage comme le Bismuth, le Nickel, etc. dans la composition de la brasure InnoLot entraîne une microstructure complexe du matériau, avec l'apparition de composés intermétalliques dont les effets sur le comportement sont cruciaux. Afin d'identifier les particularités microstructurales du nouvel alliage, une analyse microstructurale du matériau a été aussi effectuée à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB). Les microstructures des éprouvettes non-vieillies ont été d'abord examinées pour observer la microstructure initiale de l'alliage. Les microstructures des éprouvettes vieilles ont été ensuite analysées pour évaluer l'effet de vieillissement sur le matériau. Nous présentons ici seulement l'analyse microstructurale sur les éprouvettes de type joint (à simple recouvrement) car ce type de configuration s'approche le mieux de la forme et des dimensions des joints de brasure tels qu'ils sont réalisés dans les modules électroniques.

- Microstructure non-vieille

La Figure 2.21 illustre des vues globales après refusion d'une éprouvette, avant essai. Les phases de composés intermétalliques (InterMetallic Compounds (IMC)) apparaissent aux interfaces supérieure et inférieure avec les substrats en cuivre. La microstructure de l'alliage consiste en de gros grains primaires  $\beta$ -Sn et en des phases intermétalliques. Deux types de composés intermétalliques sont identifiés,  $Ag_3(Sn,Sb)$  et  $(Cu,Ni)_6Sn_5$  dont la formation a été favorisée par l'ajout des éléments Ni et Sb. L'intermétallique  $(Cu,Ni)_6Sn_5$  se présente sous forme d'aiguilles. En outre, l'élément Bi (en couleur blanche) précipite sous forme de petites particules, en grappes, dans la matrice Sn. En ce qui concerne les atomes Sb dans l'InnoLot, ils sont en solution dans la matrice  $\beta$ -Sn et forment les phases  $Ag_3(Sn,Sb)$  qui ont un effet durcissant sur le matériau. Un autre type d'intermétallique se forme durant le processus de refusion à cause de la diffusion atomique des atomes Cu des substrats dans l'alliage fondu. On observe que la couche  $(Cu,Ni)_6Sn_5$  est formée dans les régions des interfaces lors de la phase initiale du processus de brasage [101]. Cet intermétallique diffuse ensuite au sein de la matrice (structure dendritique). Afin d'observer l'évolution microstructurale jusqu'à la rupture sous fluage, quelques éprouvettes InnoLot rompues ont été utilisées pour l'analyse MEB. La Figure 2.22 montre une image de la section transversale de l'éprouvette après un essai à température ambiante ( $25^{\circ}C$ ) sous un niveau de contrainte de cisaillement de 18.75 MPa. La rupture se produit clairement sous la couche d'intermétallique à l'interface avec le substrat.

- Microstructure vieillie

Après la fabrication, les éprouvettes ont été conservées dans un four à une température constante de  $100^{\circ}C$  durant une période de deux mois. La Figure 2.23 montre une image MEB de l'éprouvette après fluage. Les phases intermétalliques sont aléatoirement réparties dans la matrice et aucune précipitation dendritique ou inter-dendritique n'apparaît clairement. Après vieillissement, les joints de grain Sn sont clairement visibles. Des grains métalliques orientés sous l'effet du cisaillement sont observés avec une dimension d'environ  $20\mu m$ . De plus, de la fissuration intergranulaire s'est produite (Figure 2.24). La rupture a lieu aux joints de grains et aussi à l'interface avec le substrat Cu. La propagation de fissure aux joints de grains s'est faite de la droite vers la gauche (flèche jaune) en suivant un chemin dominant jusqu'à la zone pointée par la flèche rouge en pointillés. Cela indique que la propagation aux joints de grain est un mode de rupture plus favorable énergétiquement dans l'alliage InnoLot sous ces conditions de déformation.

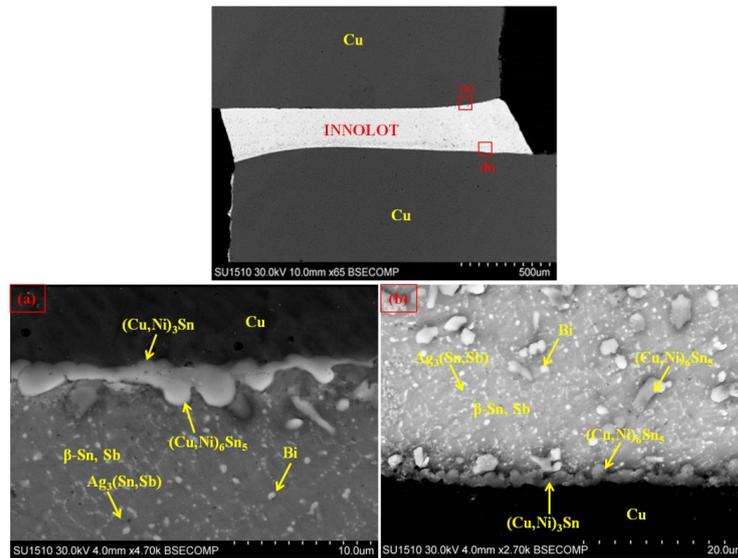


Figure 2.21. Vue globale des joints en cisaillement et de la morphologie des composés intermétalliques de l'alliage InnoLot.

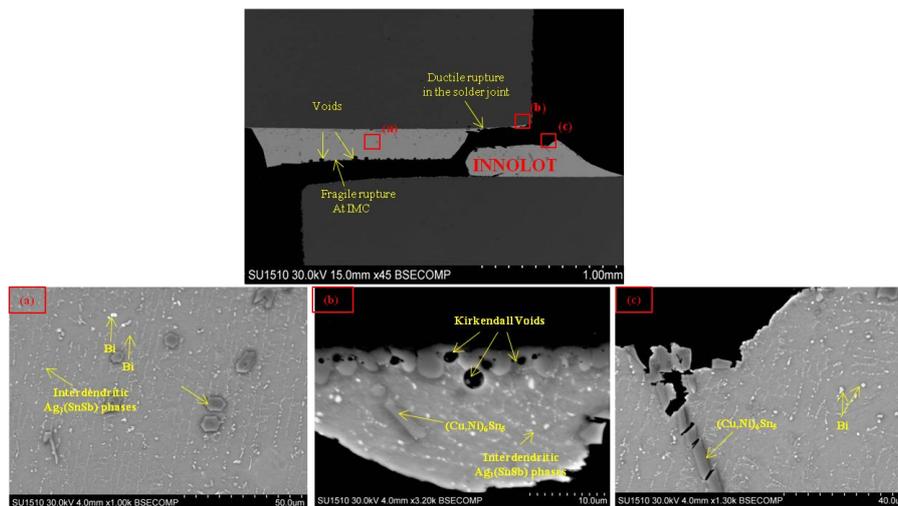
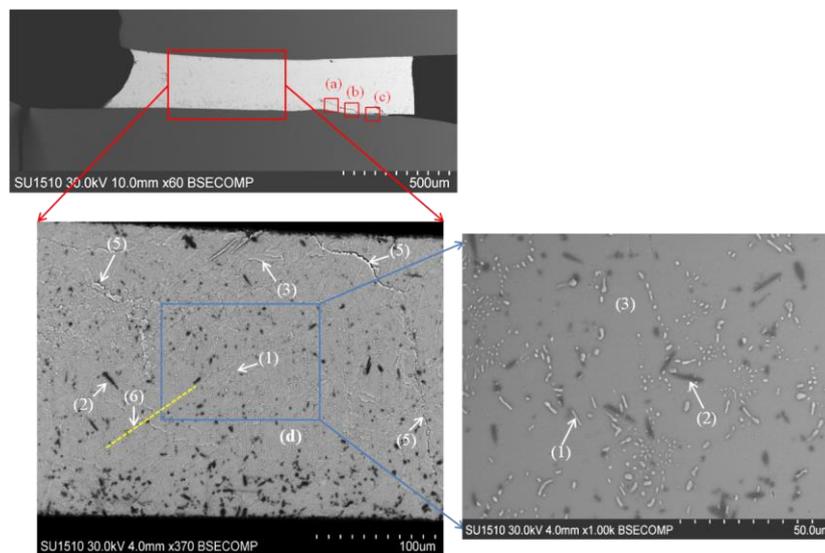


Figure 2.22. Images MEB de la section transversale de l'éprouvette non-vieillie après un essai de fluage.



(1) Small  $Ag_3Sn$  intermetallic phases, (2)  $(Cu, Ni)_6Sn_5$  intermetallic phases, (3)  $\beta$ -Sn phases, (4) Vacancies, (5) Intergranular cracks, (6) Preferential orientation of elongated Sn metal grains.

Figure 2.23. Image MEB après l'essai de fluage sous cisaillement appliqué de 18.75MPa à 25°C (vieillessement à 100°C pendant 2 mois).

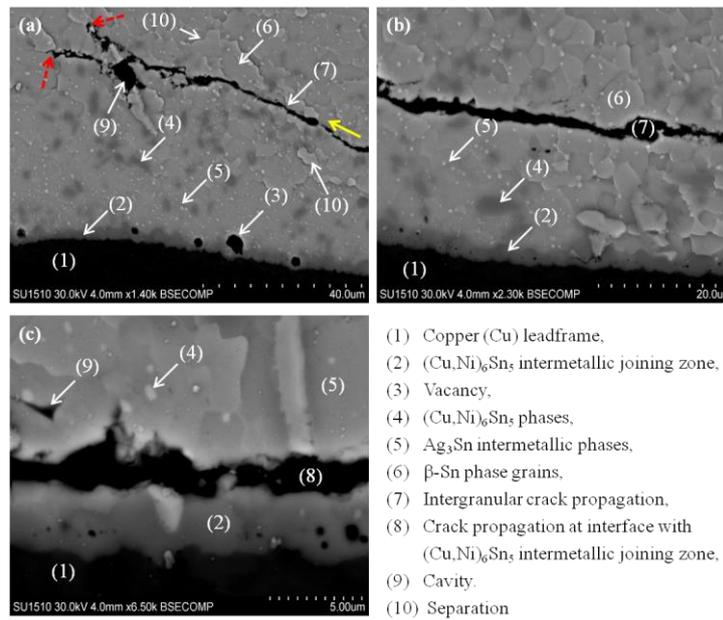


Figure 2.24. Zoom sur le site de rupture de l'essai de fluage avec cisaillement appliqué de 18.75MPa à 25°C (vieillessement à 100°C pendant 2 mois).

## 2.4 Conclusion

Les caractérisations mécaniques de l'alliage InnoLot sont d'abord faites à travers différents types d'essais : tension uniaxiale sur éprouvettes massives, cisaillement de joints brasés à des dimensions représentatives, traction-compression cyclique sur éprouvettes de fatigue. L'alliage InnoLot se comporte comme un matériau élasto-viscoplastique montrant une forte dépendance à la température et à la vitesse de déformation et dont les propriétés en fluage sont déterminantes. Les paramètres du modèle d'Anand sont identifiés à l'aide des essais de traction uniaxiale et permettent de reproduire correctement le comportement élasto-viscoplastique du matériau lors des analyses EF. Concernant la fatigue, un modèle modifié incluant l'effet de la température est proposé. Les confrontations avec les essais de fatigue montrent que le modèle est capable de prédire convenablement la durée de vie de l'alliage pour une large gamme de températures. Enfin, les images MEB des éprouvettes de cisaillement en fluage ont été examinées pour comprendre les évolutions dans la microstructure suite au procédé, l'effet du vieillissement et aussi les modes de rupture de l'alliage.



---

# Chapitre 3 Une approche de la fatigue à l'échelle macroscopique

---

## Sommaire

Chapitre 3 Une approche de la fatigue à l'échelle macroscopique .....	75
3.1 Introduction.....	76
3.2 Simulation thermomécanique du module de puissance .....	77
3.2.1 Modèle du module de puissance .....	77
3.2.2 Simulation du cyclage passif .....	80
3.2.3 Simulation du cyclage actif.....	85
3.2.4 Fiabilité du module de puissance .....	89
3.3 Analyse numérique de l'effet de porosité sur la fatigue des joints .....	94
3.3.1 Algorithme de génération des porosités.....	96
3.3.2 Plan des investigations numériques .....	99
3.3.3 Résultats et discussion .....	100
3.4 Conclusion .....	105

### 3.1 Introduction

Actuellement, la fiabilité des joints brasés en termes de résistance mécanique et de durée de vie est évaluée principalement à l'aide de modèles semi-empiriques qui complètent l'utilisation de résultats d'expériences par des données provenant de simulations numériques. Ce type d'approches phénoménologiques nécessitent de travailler avec des quantités comme la déformation plastique, l'énergie plastique dissipée, etc. qui ne peuvent être obtenues qu'à l'aide de la simulation numérique par éléments finis. En outre, de par leurs propriétés mécaniques fortement dépendantes de la température, les brasures voient leur fiabilité devenir également très sensibles au profil des cycles thermiques. Sur un autre plan, le processus de fabrication des joints brasés génère des défauts dans la structure du matériau, tels que les porosités. Cet aspect doit donc être également intégré dans une démarche visant à évaluer la fiabilité des brasures en fonctionnement.

Dans ce chapitre, nous introduisons une démarche numérique d'évaluation de la fatigue appliquée sur une nouvelle brasure sans plomb, l'InnoLot, utilisée dans un module de puissance. La démarche est ensuite utilisée pour comprendre les impacts sur la fiabilité que peut produire un profil thermique quelconque prescrit au système ou la présence de porosités résultant du procédé. Un modèle EF d'un module de puissance réaliste sera construit pour évaluer le comportement global du système comportant de multiples joints de brasure sous les cyclages thermiques. Les indicateurs numériques de la fatigue, comme la quantité d'énergie dissipée dans le processus de déformation, seront examinés en vue d'établir des corrélations avec la durée de vie des joints. Dans cette première tentative de prédiction de la durée de vie, des modèles de fatigue classiques seront utilisés et les résultats confrontés aux spécifications industrielles en termes de durée de vie requise. Il sera également établi un lien entre les paramètres du chargement thermique appliqué sur le module et les indicateurs de fatigue retenus.

Sur l'effet des porosités, le point faible commun aux approches numériques de la littérature [102] réside dans le fait que la configuration réelle des porosités, avec leur répartition hétérogène, n'est pas prise en compte mais plutôt simplifiée sous la forme d'une porosité effective unique. D'une certaine manière, cet inconvénient sera résolu dans ce chapitre. En effet, les porosités distribuées aléatoirement seront générées de façon à correspondre précisément aux mesures faites sur des configurations réelles. En partant des images tomographiques réalisées sur des modules IGBT, une procédure de traitement des images sera suivie pour établir la loi de distribution de tailles de porosités. Cette information

statistique sera ensuite utilisée dans l'algorithme MCRVEGen [103,104] servant à produire des configurations aléatoires de porosités dans le joint de brasure.

Le chapitre est organisé de la manière suivante. Un module de puissance IGBT, intégrant ce type de brasure et soumis à des cycles thermiques, est en premier lieu étudié par éléments finis pour obtenir une évaluation de sa fiabilité à partir de différents critères. Dans cette partie, les propriétés du matériau et les lois constitutives, les conditions aux limites appliquées au modèle, ainsi que les profils thermiques imposés seront largement détaillés. A partir du modèle établi, une étude paramétrique est ensuite réalisée afin d'examiner l'effet des porosités sur la fiabilité thermomécanique des joints brasés.

### 3.2 Simulation thermomécanique du module de puissance

#### 3.2.1 Modèle du module de puissance

Un module de puissance IGBT utilisé par l'entreprise Valéo a été modélisé et simulé dans cette partie. La Figure 3.1 représente la géométrie et les différents composants du module. Les dimensions des composants sont données dans le Tableau 3.1. Pour des raisons de simplification, le fil de connexion n'est pas pris en compte dans la simulation. La partie du module affectant la réponse de la brasure se compose de 3 couches principales : puce, substrat, et semelle SMI ; toutes sont assemblées entre elles par des couches de brasure. La semelle SMI est constituée de trois matériaux différents d'épaisseurs très différentes (Tableau 3.1) : aluminium, époxy et cuivre.

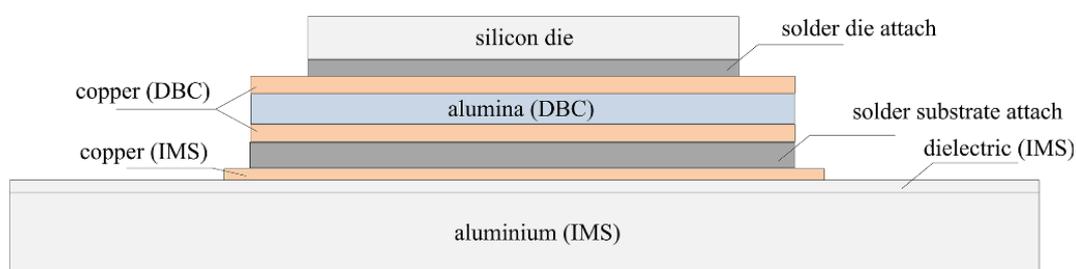


Figure 3.1. Schématisation du module de puissance IGBT.

Tableau 3.1. Dimensions des composants du module IGBT.

Couche	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)
Silicium chip	5.383	4.425	0.228
Brasure supérieure (InnoLot)	5.383	4.425	0.068
DBC Substrat-Cu	7.178	8.3	0.300
DBC Substrat-Alumina	7.178	8.3	0.690
DBC Substrat-Cu	7.178	8.3	0.300
Brasure inférieure (InnoLot)	7.178	8.3	0.123
Semelle-aluminium	20	20	1.600
Semelle -époxy	20	20	0.078
Semelle -Cu	7.5	8.4	0.087

La simulation thermomécanique du module de puissance est faite sous cyclages passif et actif. Afin de permettre une comparaison des modèles pour différents cas de charge, nous avons imposé à tous les modèles des conditions aux limites et un maillage identiques. Le logiciel commercial Abaqus a été utilisé pour effectuer l'ensemble des calculs éléments finis. L'étude de la sensibilité des résultats numériques à la densité du maillage a été discutée en partie dans les travaux [4,105]. Bouarroudj [4] montre que la taille du maillage (correspondant aux 3 différentes tailles :  $6\mu\text{m}$ ,  $20\mu\text{m}$  et  $30\mu\text{m}$ ) influence fortement les valeurs des quantités physiques (contrainte, déformation, énergie) au point critique sollicité mais beaucoup moins les valeurs calculées dans son voisinage immédiat. Afin de contrôler l'effet de maillage pour le modèle particulier que nous étudions, une étude de sensibilité au maillage est conduite. Nous avons constaté qu'une densité de maillage inférieure à  $1\mu\text{m}$  dans la zone critique assurait une convergence des résultats suffisamment précise. Dans cette étude, une taille d'élément de  $0.25\mu\text{m}$  est utilisée pour assurer simultanément la précision et aussi un temps raisonnable de calcul. En raison de la symétrie qui existe dans le modèle, un seul quart de l'assemblage est maillé en utilisant 140923 éléments et 70971 nœuds (Figure 3.2). Dans le modèle, la couche de la brasure substrat-semelle est maillée plus finement en raison de son rôle critique sous chargement thermique passif. Ce type de chargement plus sévère en termes de déformation pour les brasures, sera le cas de charge retenue dans la suite de travail. Dans le cas du chargement actif, le module présente plutôt une zone critique qui se trouve plutôt au niveau de la puce et son voisinage immédiat, ce qui nécessite un maillage en principe moins dense dans les régions des brasures (excepté à l'interface avec la puce). Néanmoins, nous utiliserons le même maillage que pour le chargement passif afin de pouvoir réaliser certaines comparaisons entre les simulations. En ce qui concerne les conditions aux limites, la surface inférieure de la semelle du module est bloquée suivant la direction verticale, tandis que le nœud au coin de cette surface est encastré.

Les paramètres d'Anand identifiés dans le précédent chapitre sont utilisés dans le logiciel Abaqus à travers la subroutine CREEP qui permet de décrire le comportement viscoplastique des joints de brasure InnoLot. Les propriétés des autres matériaux, qui ont été fournies par l'entreprise Valéo, sont prises dépendantes de la température pour certaines d'entre elles (Tableau 3.2). Les matériaux fragiles (silicium et céramique) présentent des déformations limitées qui restent dans le domaine élastique, tandis que le cuivre et l'époxy sont décrits par des lois de comportement élasto-plastiques simplifiées mais appropriées.

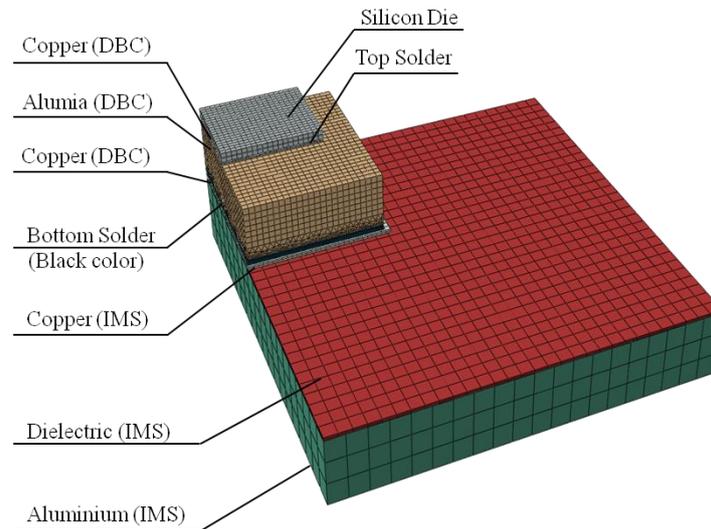


Figure 3.2. Maillage d'un quart du modèle numérique de l'assemblage électronique.

Tableau 3.2. Propriétés mécaniques des matériaux de l'assemblage.

Matériau	Densité ( $\times 10^{-6}$ kg/mm <sup>3</sup> )	CTE (ppm/K)	Cond. Therm. (W/m <sup>2</sup> C)	Chaleur Spécif. C (J/kg°C)	E (MPa)	$\nu$	
Puce Si	2.33	$2.48+0.0066T$	150	710	$162280 - 7.55T$	0.22	(élastique)
InnoLot	7.40	$21.85+0.0204T$	55	232	35000	0.36	(modèle Anand)
Cu	8.69	$16.28+0.0114T$	370	380	114000	0.34	YS=100 MPa, Et = 400 Mpa
Epoxy	0.30	75	1.3	820	3000	0.42	YS=81 MPa, plastique parfaite
Aluminium	2.71	23	147	945	70000	0.31	(élastique)
Alumina	3.97	6.8	30	780	370000	0.25	(élastique)

Comme indiqué en introduction, les modules de puissance sont soumis, durant leur fonctionnement, à une combinaison de cycles thermiques actifs et passifs. En réalité, les deux types de cyclage thermique ont lieu simultanément dans le module. Il serait donc plus judicieux de considérer les deux types de chargement dans une même simulation si l'on souhaitait reproduire un fonctionnement réaliste du module et obtenir les effets thermiques globaux. Cependant, il est possible de simplifier l'approche en traitant séparément les cas de charge puis en recombinaison les résultats pour obtenir les effets cumulés des deux chargements. Par conséquent, nous avons dissocié les deux types de cyclages afin de s'affranchir de quelques difficultés qu'entraîneraient une simulation électro-thermomécanique couplée d'une part, et l'analyse nécessaire pour identifier le mode de défaillance induit par un type de cyclage spécifique d'une part.

### 3.2.2 Simulation du cyclage passif

#### 3.2.2.1 Cycle thermique

Afin de prendre en compte les contraintes résiduelles dues au processus de refusion lors de l'assemblage des composants, une phase de refroidissement, succédant au palier atteint à la fusion de la brasure InnoLot (215°C), est appliquée jusqu'à retomber à la température ambiante (25°C). Des cycles passifs sont ensuite imposés de manière répétée avec les

caractéristiques suivantes : période de 5700s, variation de température entre 10°C et 80°C. Un palier de 15 minutes est appliqué au sommet de chaque cycle. Les vitesses de chauffage et de refroidissement sont égales à 2.33 °C/min and 1.78 °C/min, respectivement (Figure 3.3).

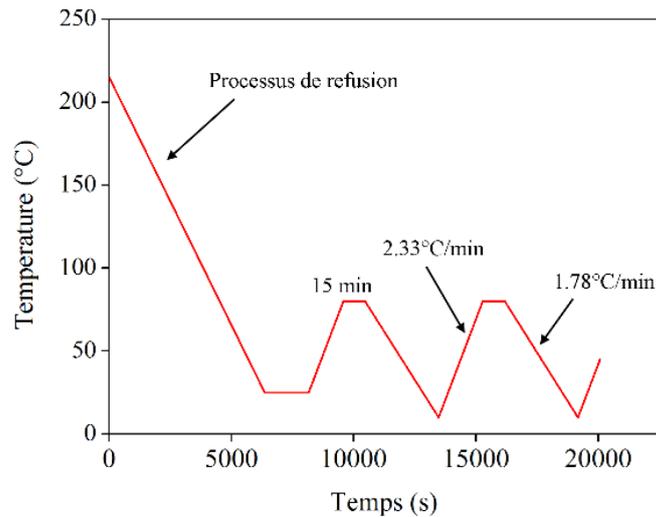


Figure 3.3. Cyclage thermique passif.

Durant ce type de cyclage, la distribution de la température est supposée uniforme dans tout le module, c'est-à-dire que la même valeur de température est imposée instantané à tous les nœuds du module dans le modèle EF. Nous avons appliqué six cycles dans le but d'obtenir un cycle stabilisé de déformation dans un temps de calcul raisonnable.

#### 3.2.2.2 Comportement du module sous cyclage thermique passif

La Figure 3.4 montre la distribution de l'énergie plastique dissipée après 6 cycles passifs dans les deux couches de brasure du module IGBT. La zone critique du module correspond à l'énergie plastique et à la déformation plastique maximale et se trouve au coin de la brasure entre le substrat et la semelle, au voisinage de l'interface avec la semelle. En effet, le différentiel entre coefficients CTE le plus important et les dimensions latérales les plus grandes se trouvent également à cet endroit particulier (voir Figure 3.2 et Tableau 3.1). L'apparition de la zone critique au coin de la brasure inférieure est en parfaite cohérence par rapport aux données expérimentales mettant en évidence les sites d'amorçage de fissures, comme illustré sur la Figure 3.5 [106,107]. Ces études expérimentales indiquent en effet que la fissure s'initie au coin de la brasure et se propage ensuite vers l'intérieur du matériau.

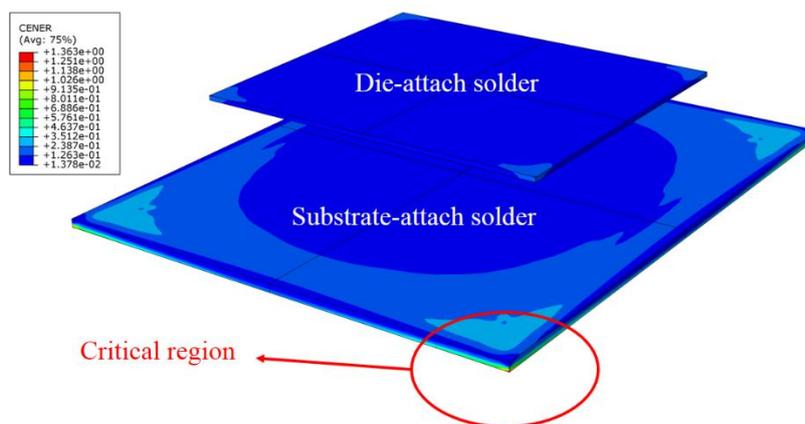


Figure 3.4. Energie plastique accumulée dans les deux couches de brasure (couches complètes après application des symétries du modèle).

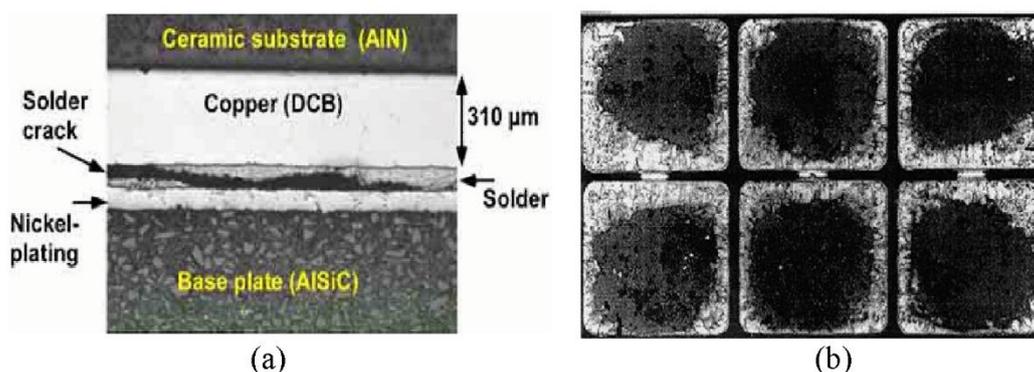


Figure 3.5. Fissuration dans les joints DCB-semelle d'un module IGBT: (a) Section transversale de module IGBT après 100 cycles thermiques [106] (b) Défaillance des joints après 43000 cycles thermiques [107].

Afin d'évaluer quantitativement l'effet du cyclage passif sur les deux couches de brasure, les valeurs critiques de déformation et d'énergie sont reportées dans le Tableau 3.3. Le ratio des valeurs critiques de l'énergie des deux couches et celui des valeurs critiques de leur déformation plastique valent 13.96 et 11.58, respectivement. Ceci démontre clairement que le cyclage thermique passif affecte de manière prépondérante la brasure inférieure où se concentre la plus grande partie des déformations.

Tableau 3.3. Valeurs critiques de l'énergie et de la déformation dans les deux couches de brasure sous le cyclage passif.

	Brasure supérieure	Brasure inférieure
Energie plastique (mJ/mm <sup>3</sup> )	0.091	1.271
Déformation plastique (mm/mm)	0.0024	0.0278

L'évolution de la contrainte de Von-Mises dans la zone critique de la brasure inférieure est illustrée sur la Figure 3.6. Au temps  $t = 0$ , à la température de 215°C, le matériau est libre de contrainte et la contrainte de Von Mises est donc nulle. Le module subit ensuite une phase de refroidissement qui génère des contraintes résiduelles. Lorsque le module est chauffé, la contrainte interne descend et atteint une valeur minimale. Au commencement du palier à la

température maximale, la contrainte ré-augmente légèrement et brièvement avant de se relaxer pendant tout le reste du palier de température.

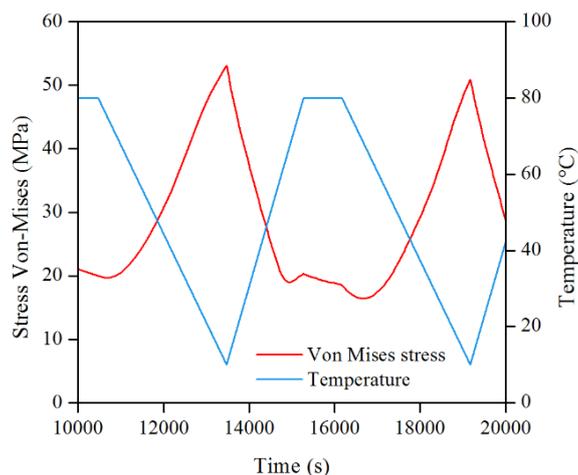


Figure 3.6. Evolution de la contrainte Von Mises dans la zone critique de la brasure inférieure lors des cyclages en température.

L'évolution au cours des cycles thermiques de la déformation plastique, ainsi que les boucles d'hystérésis contrainte-déformation plastique, sont représentées au cours des cycles thermiques sur les Figure 3.7a-b, respectivement.

Sur les Figure 3.8a-b, l'accumulation d'énergie plastique au cours des cycles est tracée, mais aussi l'énergie dissipée par cycle dont la stabilisation se réalise assez rapidement. On constate en effet que la réponse du matériau est stable dès le sixième cycle de chargement. La stabilisation de la réponse mécanique rapide de la brasure est en conformité avec de précédentes études [108]. Cette caractéristique des brasures permet d'utiliser les grandeurs stabilisées, que les calculs fournissent relativement rapidement, pour évaluer la fiabilité des joints.

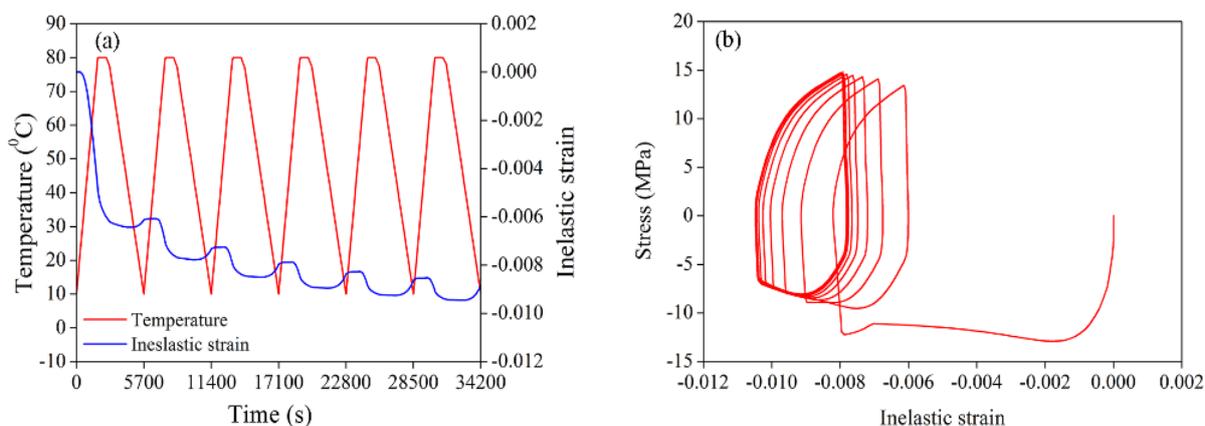


Figure 3.7. (a) Evolution de déformation plastique, et (b) boucles d'hystérésis contrainte-déformation plastique pour les six premiers cycles.

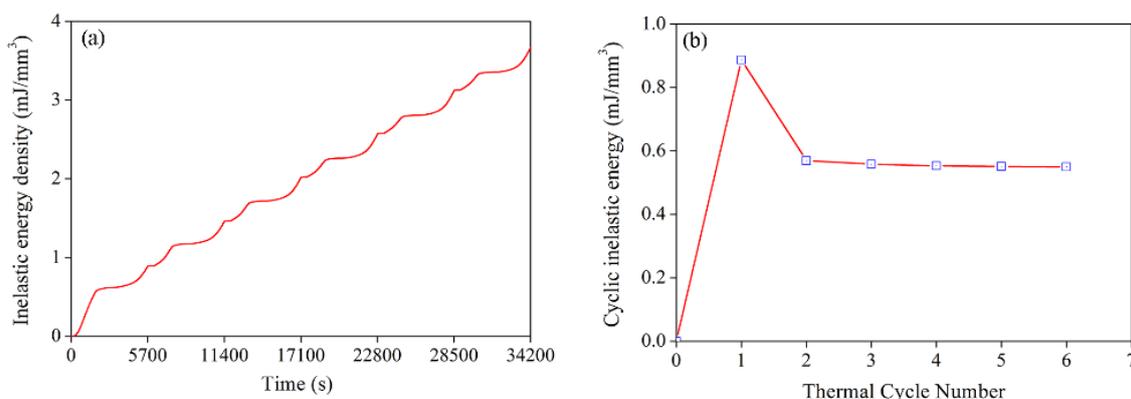


Figure 3.8. (a) Evolution de l'énergie plastique accumulée, et (b) Energie plastique par cycle pour les six premiers cycles.

### 3.2.2.3 Effets du profil thermique passif

Le module de puissance comprend des matériaux dont le comportement dépend fortement de la température, comme c'est le cas de la brasure, du cuivre et de l'époxy. Afin de clarifier le rôle du profil de mission sur la fiabilité de module à travers ses effets sur les différents composants, nous avons effectué une étude paramétrique numérique en variant les paramètres du profil : température haute ( $T_{max}$ ) et température basse ( $T_{min}$ ), comme présenté dans le Tableau 3.4, tandis que les autres paramètres restent inchangés (durée du pallier et vitesses de chauffage et de refroidissement).

Tableau 3.4. Différents profils thermiques considérés pour l'étude paramétrique.

		$T_{max}$ (°C)							
		0	20	40	60	80	100	120	140
$T_{min}$ (°C)	-40		✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
	10			✓	✓	✓	✓	✓	✓
	40					✓	✓	✓	✓

Les Figure 3.9 et Figure 3.10 représentent respectivement les variations dans un cycle de la contrainte de Von-Mises et de la déformation plastique pour les différents profils thermiques simulés. La valeur de température maximale  $T_{max} = 60^{\circ}\text{C}$  correspond à une valeur particulière, de l'ordre de  $0.7T_f$  où  $T_f$  est la température de fusion de l'alliage InnoLot. Lorsque la température maximale est inférieure de  $0.7T_f$ , la déformation plastique est faible et la contrainte augmente linéairement par rapport à la variation de température. Au contraire, quand la température maximale excède  $0.7T_f$ , la contrainte reste quasiment constante et la déformation plastique évolue de façon presque linéaire avec la température.

La variation de la densité d'énergie plastique en fonction du profil thermique passif est illustrée sur la Figure 3.11. Il est clair que cette quantité dépend significativement des paramètres  $T_{max}$ ,  $T_{min}$  et  $\Delta T$  de façon similaire à la déformation plastique. Lorsque la température maximale est inférieure de  $0.7T_f$ , la densité d'énergie reste faible et elle semble

être principalement pilotée par la contrainte puisque la déformation plastique sous ces faibles températures est limitée. Par contre, dès que  $T_{max}$  devient supérieure à  $0.7T_f$ , la densité d'énergie évolue rapidement en dépendant plutôt de la variation de la déformation plastique puisque la contrainte est, elle, saturée lors de l'écoulement plastique.

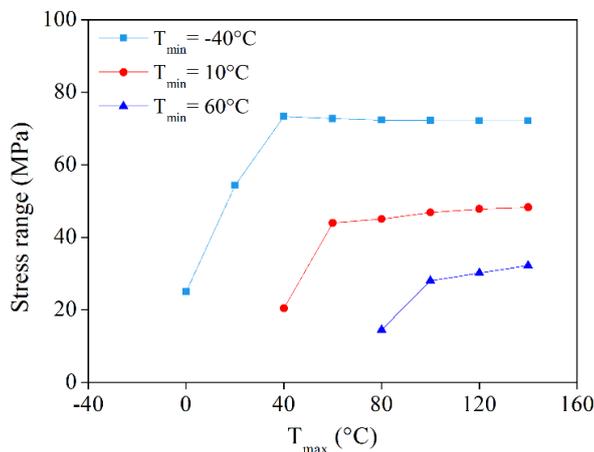


Figure 3.9. Variations de contrainte Von-Mises en fonction du profil thermique.

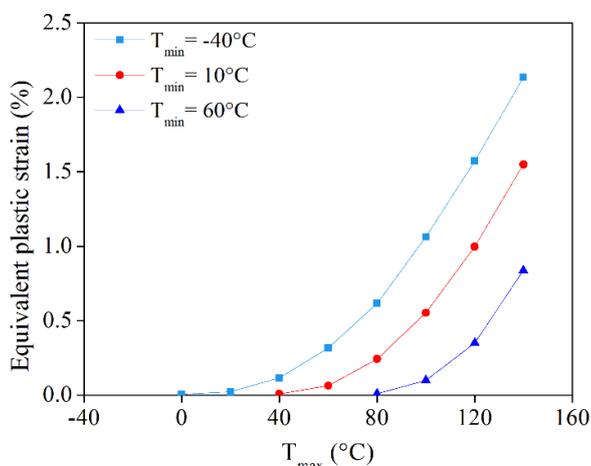


Figure 3.10. Variations de déformation plastique en fonction du profil thermique.

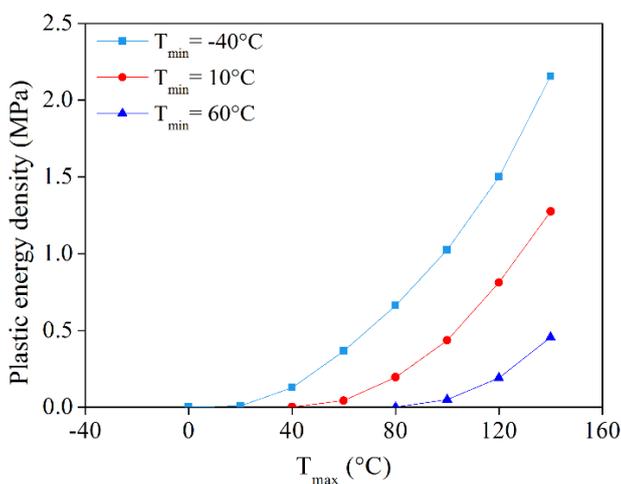


Figure 3.11. Variations de densité d'énergie en fonction du profil thermique.

Comme précédemment discuté, un modèle de prédiction de durée de vie de la brasure se base principalement sur des indicateurs physiques de l'état de déformation du matériau tels que l'énergie plastique accumulée, la déformation plastique ou parfois la contrainte (de cisaillement) au cycle stabilisé. Les résultats obtenus dans cette étude de l'effet de profil thermique suggèrent quelques conclusions importantes quant à la pertinence des modèles de fatigue conventionnels. Pour des valeurs élevées de température maximale ( $>0.7T_f$  dans notre cas), les modèles basés sur la déformation plastique ou sur l'énergie plastique apparaissent bien adaptés et robustes dans la description phénoménologique de la fatigue. Tandis que pour de plus faibles niveaux de température maximale, le modèle basé sur l'énergie semble plus performant que celui basé sur la déformation plastique puisque le premier prend en compte, par rapport au second, à la fois de la variation de déformation et celle de la contrainte.

### 3.2.3 Simulation du cyclage actif

#### 3.2.3.1 Cyclage thermique actif

Pour la simulation du cyclage actif, une analyse thermomécanique couplée est utilisée car le champ de température généré n'est pas uniforme dans le modèle et des flux thermiques sont produits. La démarche qui sera suivie dans ce cas consiste à réaliser successivement deux types de simulations. Une simulation électrothermique est d'abord lancée pour obtenir la solution en température du modèle, puis une simulation thermomécanique, reprenant cette solution thermique comme chargement imposé, est réalisée pour obtenir les contraintes et les déformations. Dans l'analyse électrothermique, un flux thermique est produit dans le système par le passage du courant électrique. Ce dernier est injecté sur la surface active de la puce. La température du dissipateur de chaleur, en aluminium, demeure inchangée en raison du refroidissement actif du module et correspondant à la température minimale de jonction,  $T_{jmin}$ . Les conditions de convection sont appliquées sur les surfaces extérieures du module. Le chargement électrique est constitué d'impulsions de puissance, chaque impulsion étant définie par une durée  $t_{on}=33\mu s$  et une durée  $t_{off}=2xt_{on}$ . Dans la phase d'injection, ces impulsions sont répétées avec un niveau haut du courant, tandis que, dans la phase de refroidissement, des impulsions de plus faible amplitude sont appliquées. Un cycle actif est donc constitué, dans un premier temps, d'impulsions de courant à 110A sur une durée de 21s et à une fréquence de 10 kHz, et, dans un second temps, d'impulsions de courant à 3A sur une durée de 3s et à la fréquence de 10 kHz (Figure 3.12). Cette dernière phase, une dissipation passive de la chaleur se produit. Pour simplifier ce profil de chargement électrique, un profil équivalent en termes de puissance apportée est déterminé. En admettant une conservation de l'énergie sur la surface supérieure de la puce, le flux thermique injecté

dans la puce peut être facilement calculé en considérant l'échauffement par effet Joule lors du passage du courant. Le cycle thermique actif imposé à la surface active ( $23.82 \text{ mm}^2$ ) de la puce est illustré sur la Figure 3.13.

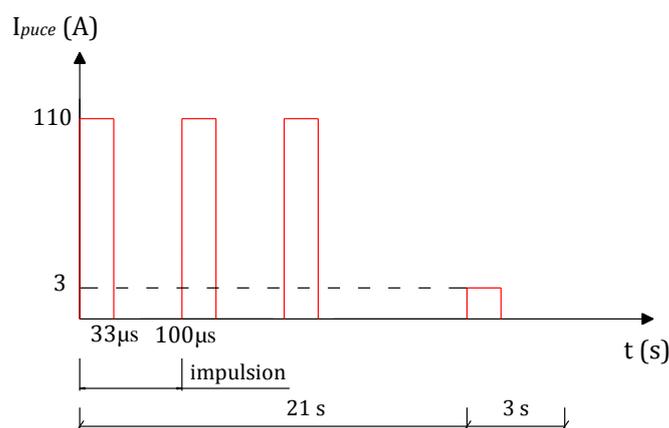


Figure 3.12. Profil du courant injecté sur la surface active de la puce.

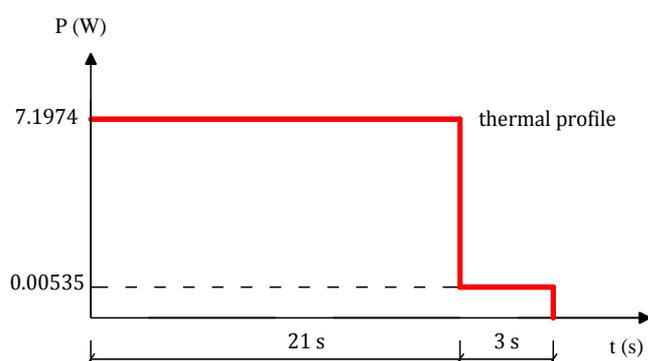


Figure 3.13. Schéma du cycle thermique actif (équivalent au chargement électrique) imposé au module.

### 3.2.3.2 Comportement du module sous cyclage thermique actif

La Figure 3.14 illustre le champ de température obtenu dans le module IGBT soumis aux cycles actifs. La localisation de la valeur maximale de la température se trouve à la surface de la puce. L'évolution de cette température maximale au cours des cycles est représentée sur la Figure 3.15. A la fin de la phase d'injection de puissance, la température de jonction atteint  $108.187^\circ\text{C}$ , tandis que la température maximale de la puce à la fin de chaque cycle est d'environ  $90.756^\circ\text{C}$ , légèrement supérieure à la température imposée au système de refroidissement ( $90^\circ\text{C}$ ). Le gradient de température le long d'une ligne verticale traversant le module par son centre est tracé sur la Figure 3.16.

La distribution de température dans un plan central de la puce, au moment où l'élévation de température est la plus importante, est représentée sur la Figure 3.17. Il apparaît clairement que la puce IGBT, dont les dimensions sont relativement petites, est le lieu d'une densité de puissance importante, avec un gradient spatial d'environ  $0,364^\circ\text{C}/\text{mm}$  à la périphérie de la puce. Les amplitudes de température sur un cycle obtenues au point le plus chaud au centre

de la puce et à la périphérie sont  $\Delta T_{jmax}=17.079^{\circ}\text{C}$  et  $\Delta T_{jper}=15.221^{\circ}\text{C}$ , respectivement. Ces valeurs importantes peuvent expliquer partiellement les mécanismes de rupture au niveau de la puce et de l'interface avec les fils de connexion du module de puissance sous cyclage actif.

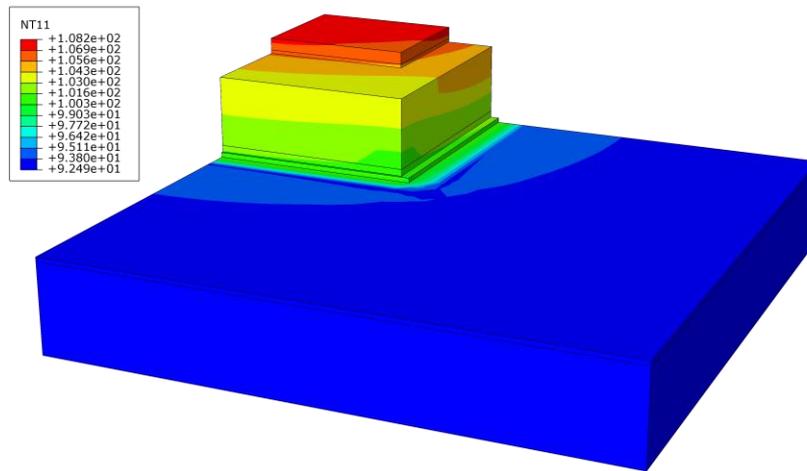


Figure 3.14. Champ de température dans le module IGBT sous cyclage actif.

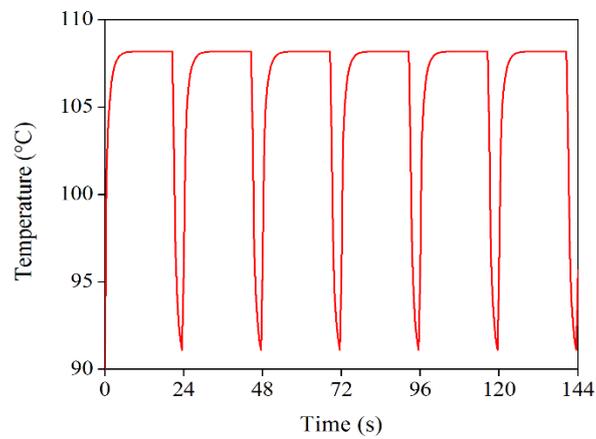


Figure 3.15. Profil thermique au point critique de la puce.

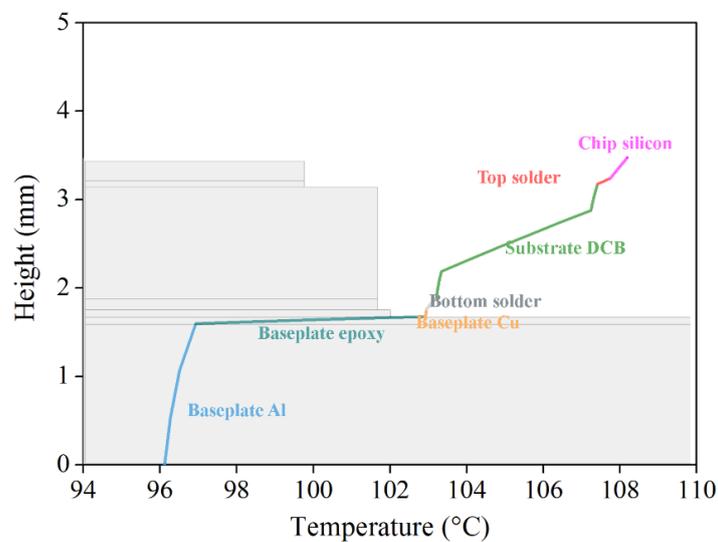


Figure 3.16. Gradient de température, à la fin de l'injection de puissance, le long d'une ligne verticale passant par le centre du module.

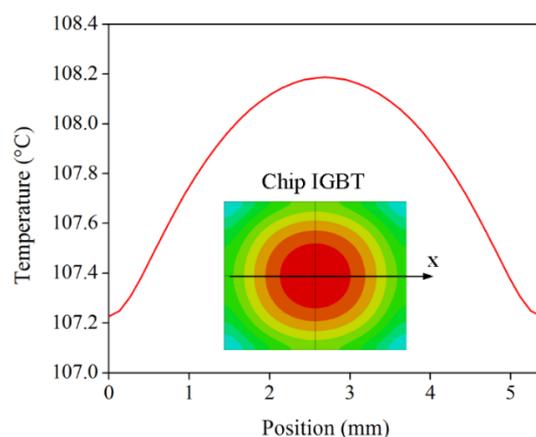


Figure 3.17. Distribution de la température à travers la puce.

La Figure 3.18 montre la distribution de l'énergie plastique dissipée après 6 cycles actifs dans les deux couches de brasure. Il apparaît que la zone critique du module indiquée par une grande dissipation d'énergie plastique se trouve au coin de la brasure puce-substrat (brasure supérieure). Ce résultat est contraire à celui obtenu dans le cas du cyclage passif où la zone critique était localisée dans la brasure inférieure. L'effet prédominant du chargement actif sur la brasure supérieure est totalement cohérent avec les observations expérimentales qui ont été faites dans la littérature, comme illustré sur la Figure 3.19 [109]. Ces études expérimentales indiquent que le module IGBT soumis aux cycles actifs présente en priorité un mode de rupture au niveau de la brasure puce-substrat.

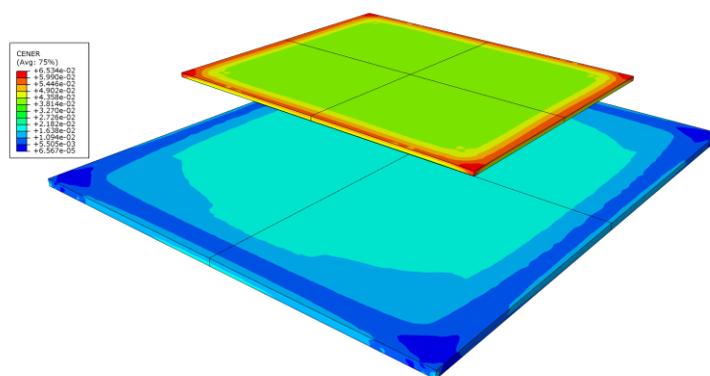


Figure 3.18. Énergie plastique accumulée dans les deux couches de brasure.

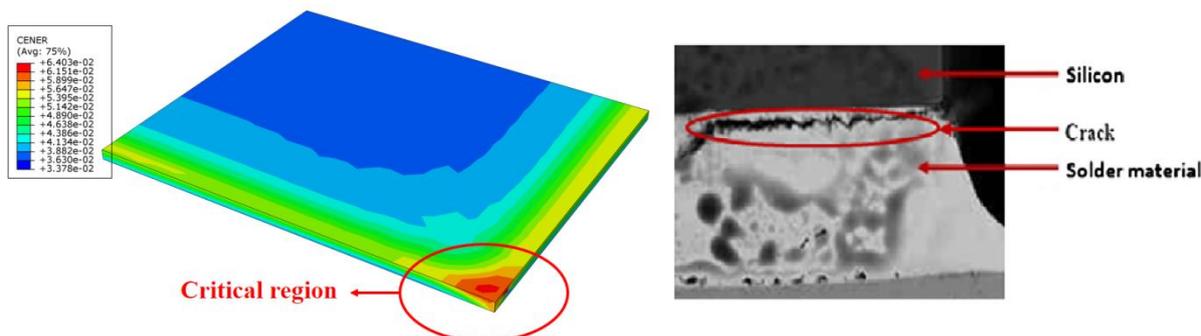


Figure 3.19. Section transversale d'un joint brasé puce-substrat montrant le site d'amorçage de fissure sous cyclage actif [109].

Les valeurs critiques de la déformation plastique équivalente et de l'énergie dissipée dans les deux couches de brasure sont listées dans le Tableau 3.5. Ces valeurs montrent, qu'en cyclage actif, on peut s'attendre à plus d'endommagement dans la brasure supérieure que dans la brasure inférieure. En outre, l'effet préjudiciable du cyclage actif sur la fiabilité de la brasure reste malgré tout plus faible que celui du cyclage passif. Par exemple, la valeur critique de l'énergie plastique calculée en cyclage passif et celle en cyclage actif sont  $1.271 \text{ mJ/mm}^3$  et  $2.41 \times 10^{-4} \text{ mJ/mm}^3$ , respectivement.

La Figure 3.20 présente l'évolution des quantités physiques au cours des cycles thermiques actifs sur la brasure supérieure. Le résultat numérique obtenu indique que les joints brasés soumis au cyclage actif atteignent aussi une stabilisation rapide après quelques cycles (dès le 4<sup>ème</sup> cycle pour notre modèle), montrant ainsi sur ce point une réponse des brasures similaire au cas du cyclage passif.

Tableau 3.5. Valeurs critiques des deux couches de brasure sous le cyclage actif.

	Brasure supérieure	Brasure inférieure
Energie plastique ( $\text{mJ/mm}^3$ )	$2.41 \times 10^{-4}$	$1.77 \times 10^{-4}$
Déformation plastique (mm/mm)	$1.88 \times 10^{-5}$	$9.9 \times 10^{-6}$

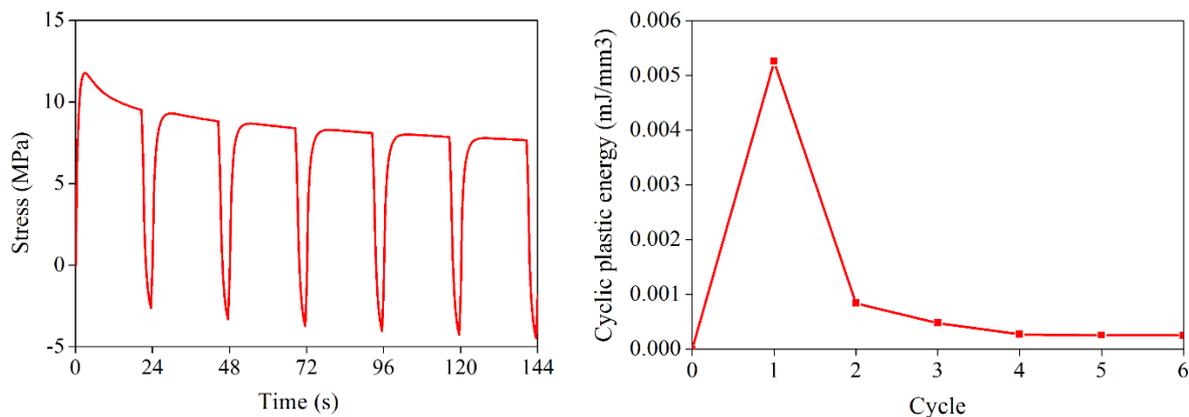


Figure 3.20. Evolution de contrainte et énergie plastique dissipée cyclique pour les six premiers cycles actifs.

### 3.2.4 Fiabilité du module de puissance

Afin d'évaluer la durée de vie du module de puissance pour les différents cas de chargement, deux variables classiques utilisées en fatigue sont choisies : la densité d'énergie plastique et la déformation plastique au cycle stabilisé. Selon le type de chargement, on considèrera la couche de brasure appropriée (critiquement sollicitée) pour prédire la durée de vie des joints de connexion. En effet, le joint inférieur sera considéré sous cyclage passif, tandis que le joint supérieur sera plutôt considéré sous cyclage actif.

Dans la Figure 3.4 présenté précédemment, il apparaissait que la plupart des éléments au centre de la couche de brasure possèdent une faible densité d'énergie plastique, et par conséquent, l'amorçage et la propagation de l'endommagement en fatigue dans cette région sont très peu probables. Les valeurs critiques sont plutôt situées aux singularités géométriques, comme aux coins des brasures en ce qui concerne notre modèle. Cependant, les résultats de simulation peuvent conduire à une surestimation de la valeur d'une grandeur si cette dernière est prise uniquement au niveau d'un point singulier, en raison de la sensibilité d'un modèle EF à la discrétisation (maillage). Par conséquent, afin de minimiser la dépendance au maillage des variables de fatigue calculées par EF, leur estimation sera faite en se basant sur une valeur moyennée sur une région de taille donnée entourant la zone critique. Une telle procédure permet ainsi d'obtenir une valeur pour la quantité considérée qui sera plus représentative de la région critique du matériau en minimisant les perturbations numériques dues à l'existence de points singuliers dans le modèle EF. Le calcul de la moyenne volumique de la quantité  $X$  est réalisé selon la formule suivante :

$$\Delta X_{avg} = \frac{\sum_{i=1}^n \Delta X_i \cdot V_i}{\sum_{i=1}^n V_i} \quad (3.1)$$

où  $\Delta X_{avg}$  est la valeur moyenne de la grandeur (densité d'énergie plastique ou déformation plastique équivalente) calculée à partir de  $n$  éléments finis. L'élément  $i$  a un volume  $V_i$  et la valeur de la grandeur en question y vaut  $\Delta X_i$ .

Les informations détaillées concernant la distribution sur l'ensemble des éléments du maillage de l'énergie plastique et de la déformation plastique sont tracées sur les Figure 3.21 et Figure 3.22, respectivement. Il apparaît que seule une fraction limitée des éléments (inférieure à 10%) présente un haut niveau de déformation qui va contribuer à l'amorçage et la propagation de l'endommagement. En outre, comme illustré sur la Figure 3.4, les éléments critiques se trouvent généralement dans la même région de la brasure, dans notre cas au coin de la couche. C'est la raison pour laquelle la méthode consistant à moyenniser les grandeurs pilotant les lois de fatigue sur l'ensemble des éléments de la couche de brasure [109] peut s'avérer très imprécis. Pour les joints brasés avec une surface importante, il est plus approprié de sélectionner le nombre réduit d'éléments critiques dans la zone de localisation des déformations pour évaluer plus finement ces grandeurs. Il reste cependant à définir un critère de sélection des éléments à prendre en compte dans l'évaluation de manière aussi objective que possible.

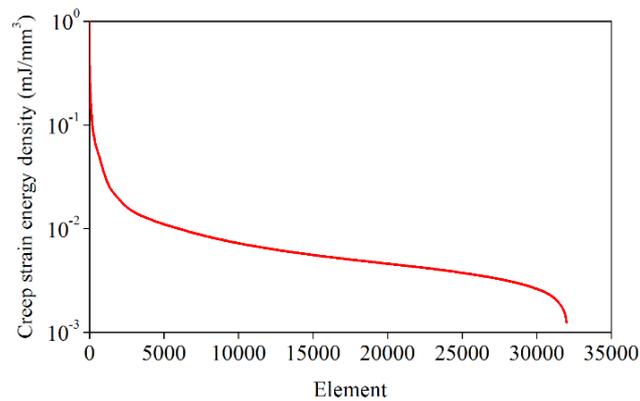


Figure 3.21. Distribution de la densité d'énergie plastique des éléments par ordre décroissant dans la brasure inférieure sous cyclage passif.

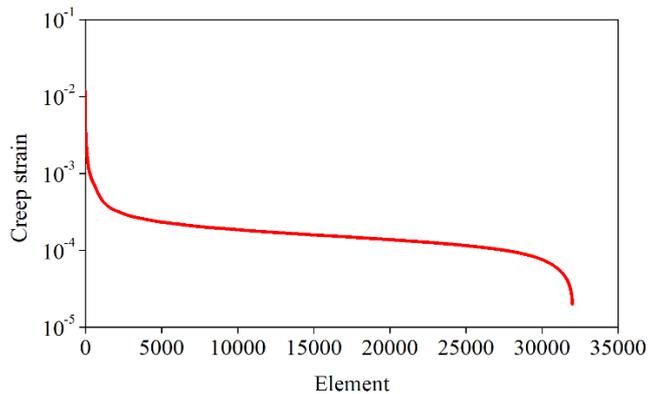


Figure 3.22. Distribution de la déformation plastique équivalente des éléments par ordre décroissant dans la brasure inférieure sous cyclage passif.

Afin d'identifier les éléments les plus critiques, les distributions élémentaires de la densité d'énergie plastique et de la déformation plastique équivalente sont représentées cette fois-ci sous la forme de distributions de Weibull sur les Figure 3.23a-b. Les figures montrent que, dans les deux cas, les probabilités ont tendance à chuter rapidement sous un seuil de probabilité d'environ 0.9. On peut donc considérer les éléments dont la grandeur à examiner possède une valeur se situant au-dessus de ce seuil comme les principaux responsables de l'endommagement. Un critère de sélection judicieux pour prendre en compte les éléments appropriés dans la loi de fatigue peut donc consister à fixer un pourcentage d'éléments les plus sollicités à inclure dans l'évaluation des grandeurs. Dans cette étude, les indicateurs de fatigue discutés précédemment seront moyennés en prenant respectivement 1%, 5%, 10% et 20% des éléments les plus sollicités de la brasure. Cela signifie que pour un seuil donné, seuls les éléments qui ont une valeur plus haute sont sélectionnés. Cependant, avec un tel critère, il peut se faire que quelques éléments au-dessus du seuil ne soient pas situés pour autant dans la zone critique de la brasure. Dans ce cas, ces éléments sont exclus de l'ensemble. Après cette phase de sélection, les grandeurs pilotant les lois de fatigue sont moyennées sur le volume correspondant à l'ensemble des éléments retenus suivant l'Equation 3.1. La densité d'énergie

plastique accumulée et la déformation plastique moyennées dans la région critique, considérée avec différentes tailles, sont tracées en fonction du temps de cyclage sur les Figure 3.24 et Figure 3.25, respectivement. Les évolutions de la déformation plastique et de la densité d'énergie plastique aux différentes tailles de zone critique montrent une quasi-proportionnalité.

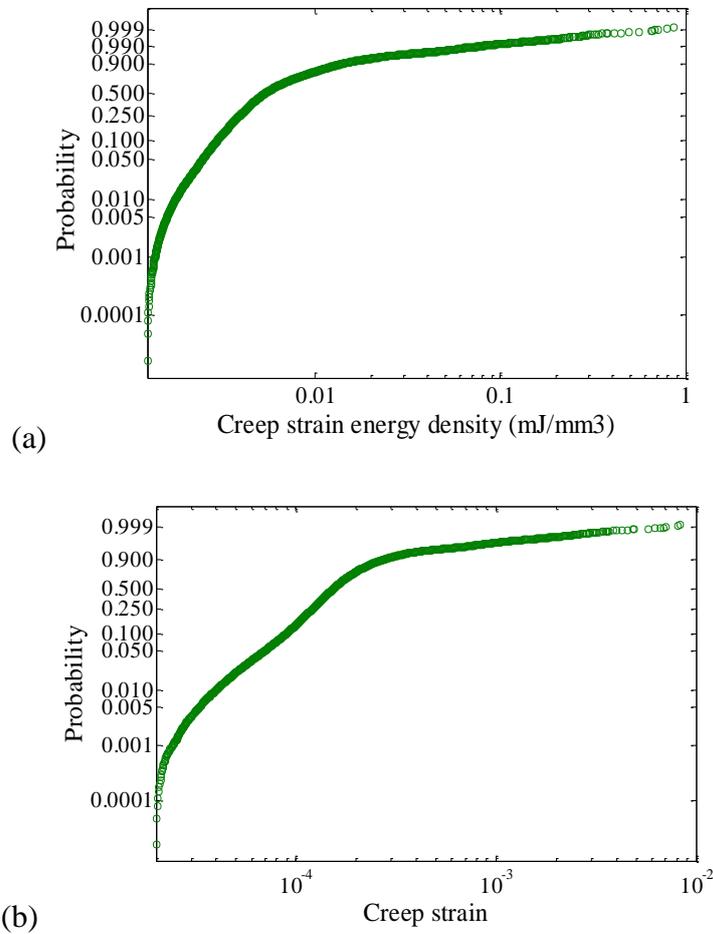


Figure 3.23. Distributions de Weibull pour (a) la densité d'énergie plastique, et (b) la déformation plastique équivalente.

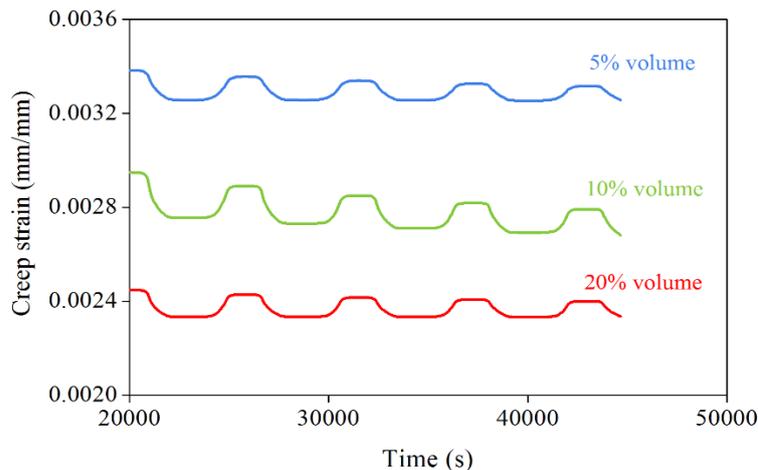


Figure 3.24. Déformation plastique dans la brasure inférieure au cours de 6 cycles pour différentes tailles de zone critique.

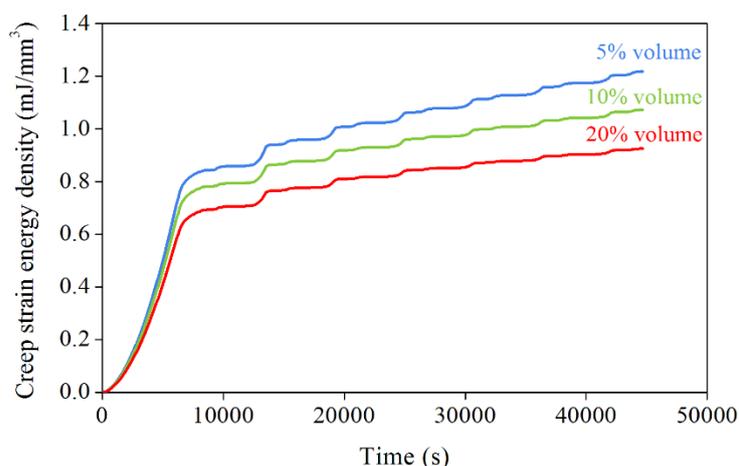


Figure 3.25. Densité d'énergie plastique dans la brasure inférieure au cours de 6 cycles pour différentes tailles de zone critique.

Le Tableau 3.6 contient, pour différentes tailles de domaine critique, les valeurs des grandeurs pertinentes pour les lois de fatigue calculées au cycle stabilisé (6ème cycle). Comme attendu, les valeurs obtenues au point singulier sont les plus élevées. La méthode de moyenne de ces valeurs sur les volumes de zones critique donne des valeurs plus modérées, mais la dépendance à la taille du volume est significative.

Tableau 3.6. Indicateurs de fatigue pour différentes tailles de zone critique.

		Elément critique	Seuil de 1%	Seuil de 5%	Seuil de 10%	Seuil de 20%
Cyclage passif	$\Delta W_p$ (mJ/mm <sup>3</sup> )	1.24450	0.15560	0.06236	0.03972	0.02556
	$\Delta \varepsilon_p$	0.01192	0.00179	0.00079	0.00055	0.00039
Cyclage actif	$\Delta W_p$ (mJ/mm <sup>3</sup> )	0.000241	0.000216	0.000199	0.000186	0.000171
	$\Delta \varepsilon_p$	0.0000094	0.0000085	0.000008	0.0000075	0.0000071

Lors de l'analyse de fatigue des assemblages microélectroniques, les paramètres des modèles de fatigue devraient être calibrés dans l'idéal par une corrélation entre la durée de vie en fatigue mesurée sur un modèle réaliste et des grandeurs physiques calculées par simulation du modèle correspondant. Malheureusement, dans ce travail, les essais de fatigue sur des modules IGBT ou des parties de ces modules n'ont pas pu être effectués. Afin de s'affranchir de cette limite, des méthodes plus conventionnelles ont été adoptées pour identifier les paramètres des modèles de fatigue. Elles se basent sur des essais de fatigue sur éprouvettes massives, comme présenté dans la section 2.3.4, permettant d'identifier les paramètres qui seront ensuite utilisés dans les simulations de fatigue sur des modèles numériques des modules. Les résultats de simulations obtenus seront également comparés avec quelques données sur la durée de vie du module IGBT, fournies par l'entreprise Valéo.

Les valeurs de ces durées de vies sont estimées approximativement à 15000 cycles sous cyclage passif et à 320000 cycles sous cyclage actif pour les joints brasés étudiés ici.

Le modèle de fatigue modifié intégrant le facteur température, présenté précédemment, a été appliqué dans cette analyse. Pour des raisons de simplification, la valeur de température sera moyennée sur le cycle. Les nombres de cycles avant défaillance en considérant les différentes grandeurs de fatigue (déformation et énergie) et pour les différentes tailles de zone critique sont reportées dans le Tableau 3.7. D'après ce tableau, il apparaît que, pour un même volume critique, les deux modèles de fatigue prédisent le même ordre de grandeur pour le nombre de cycles à rupture. En outre, les durées de vie prédites pour le module soumis au cyclage actif sont significativement supérieures aux spécifications industrielles (~320000 cycles). Parmi les tailles de zone critique considérées, les prédictions faites avec le volume correspondant au seuil de 5% semblent les plus proches des spécifications industrielles sur les modules IGBT soumis au cyclage passif. Par exemple, le modèle basé sur l'énergie plastique prédit 15213 cycles avant la défaillance sous cyclage passif (contre 15000 cycles). Cette étude démontre également que les deux grandeurs (densité d'énergie plastique et déformation plastique équivalente) sont capables de prédire convenablement la durée de vie du module sous cyclage passif. Parmi les deux grandeurs, l'utilisation de la densité d'énergie plastique semble donner de meilleurs résultats.

Tableau 3.7. Nombre de cycles avant défaillance mécanique du module de puissance.

	Indicateur	Élément critique	Seuil de 1%	Seuil de 5%	Seuil de 10%	Seuil de 20%
Cyclage passif	$\Delta W_p$	1129	6874	15213	22512	33018
	$\Delta \varepsilon_p$	1089	7524	17321	25055	35570
Cyclage actif	$\Delta W_p$	984973	1083298	1163264	1233585	1327074
	$\Delta \varepsilon_p$	1067573	1182913	1258322	1334817	1431384

### 3.3 Analyse numérique de l'effet de porosité sur la fatigue des joints

A côté des propriétés mécaniques qui influencent la tenue à la fatigue de la brasure, un autre élément est à prendre en compte et concerne les défauts dans structure de la brasure provoqués par les porosités. La présence inévitable de porosités, souvent générées lors du process, peut en effet influencer fortement les performances et la fiabilité du module de puissance entier. Une étude concernant l'effet des porosités sur la fatigue des brasures s'avère donc utile dans un objectif d'évaluation globale de la fiabilité d'un module de puissance. Les porosités présentes dans les brasures peuvent être divisées en trois catégories : (1) porosité de Kirdendall située près de l'interface avec le composant et résultant de la diffusion et de la consommation d'éléments d'alliage dans la formation de composés intermétalliques, (2)

porosité issue de la croissance et de la nucléation de petites cavités au cours de la fatigue thermique, et (3) porosité préexistante générée lors du procédé de fabrication [16]. L'apparition de ce dernier type de porosités résulte du dégagement gazeux et de l'air restant emprisonné dans le matériau lors du processus de refusion. Grâce à l'analyse tomographique, de précédentes études ont montré que le ratio volumique des porosités peut atteindre jusqu'à 50% du volume total de la brasure [18].

Plusieurs études numériques et expérimentales ont été effectuées dans le passé pour étudier qualitativement l'effet thermomécanique des porosités sur la fiabilité en fatigue des joints brasés. Yunus et al. [110] ont indiqué que les porosités peuvent réduire significativement la durée de vie des brasures dans un boîtier CSP (boîtier à l'échelle d'un circuit imprimé) selon leurs tailles et emplacements. Ladani et al. [16] ont également étudié l'influence de ces paramètres de porosités dans une seule bille de brasure d'un boîtier de type BGA (matrice à billes de soudure). La conclusion qu'ils ont faite est que la durée de vie d'une brasure BGA diminue quand la porosité se trouve près de des sites critiques de déformation. Shibutani et al. [111] ont examiné l'effet des porosités induites par le procédé de fabrication sur la tenue en fatigue thermique d'une brasure CSP en réalisant des essais de cisaillement en fatigue et calculant par éléments finis avec la loi de Miner le nombre de cycles à défaillance de la brasure. Ils ont également conclu que la durée de vie diminue quand une porosité se trouve près d'une fissure, tandis qu'une porosité loin de la fissure a un effet négligeable. En outre, plusieurs petites porosités le long du chemin de fissure ont un effet sur l'endommagement plus grand qu'une seule grande porosité. Dudek et al. [112] ont réussi à visualiser en 3D les porosités générées après le processus de refusion d'une brasure sans plomb. De telles porosités présentent en général une forme circulaire et produisent une concentration de contrainte sur le contour. Otiaba et al. [102] ont appliqué l'algorithme connu sous le nom de '*Monte Carlo Representative Volume Element Generator*' (MCRVEGen) pour générer une distribution de porosités à taille unique dans une couche de brasure d'un boîtier CSP et montré que le comportement thermomécanique de la brasure dépendait fortement de la distribution spatiale de porosités.

La plupart des précédentes études suggèrent que la fiabilité de la brasure est en général fonction des caractéristiques suivantes des porosités : taille, quantité, emplacement et distribution, mais que la configuration de la brasure, ainsi que sa géométrie et son chargement, ont un impact sur le comportement des porosités. Cependant, il existe encore des conclusions contradictoires sur certains effets des porosités. Dans les simulations de l'effet des porosités que l'on trouve dans toutes ces études, l'inconvénient provient du fait que la

la distribution hétérogène des porosités est souvent ignorée et que des hypothèses très simplificatrices sont faites en assimilant les porosités à une unique porosité équivalente. Dans l'étude présente, on propose de résoudre cet inconvénient en générant une distribution aléatoire de porosités qui soit représentative de configurations réelles mesurées sur des modules. En effet, en se basant sur des vues tomographiques d'un module IGBT, un outil de traitement d'image a été utilisé afin de mesurer les dimensions des porosités, permettant ainsi d'obtenir la loi de distribution de leurs diamètres effectifs. La distribution mesurée est ensuite intégrée à l'algorithme MCRVEGen pour générer des porosités dans la couche de brasure du modèle numérique avec les mêmes caractéristiques statistiques.

Cette partie a donc pour objectif d'étudier par la simulation les multiples effets des porosités, et en particulier celui de leur distribution sur la fatigue de la brasure InnoLot sollicitée dans un module de puissance. Le modèle numérique appliqué à cette étude est le même que pour les études précédentes. Cependant, les symétries du module ne sont plus appliquées en raison de la distribution hétérogène des porosités dans la couche de brasure.

### 3.3.1 Algorithme de génération des porosités

Une image tomographique d'une couche de brasure est présentée sur la Figure 3.26. Les porosités peuvent être facilement identifiées par leur couleur plus claire que l'alliage. Cette vue de dessus du module montre que les porosités ont des formes et des tailles aléatoires, tout en étant dispersées sur toute la couche de brasure. Ces propriétés devraient être prises en compte dans la simulation numérique de manière à approcher de manière réaliste les configurations de joint avec porosité. La complexité de cette entreprise se trouve fortement réduite puisque les porosités exhibent une forme plus ou moins circulaire. Pour l'analyse EF 3D, les porosités pourront donc être considérées comme cylindriques et obtenues par extrusion sur toute l'épaisseur de la couche de brasure. Ceci implique aussi que la distribution des porosités est contrôlée seulement en 2D et que le positionnement des porosités dans l'épaisseur est ignoré. Une telle hypothèse semble acceptable car l'épaisseur de la couche de brasure dans un module de puissance est très fine, de l'ordre de quelques centaines de micromètres. Cette hypothèse de forme cylindrique a été également appliquée dans des travaux antérieurs [113–115].

La génération artificielle des porosités dans le modèle numérique réalisée dans cette étude suit la méthodologie employée par Kenny et al [102]. Ces auteurs ont utilisé l'algorithme MCRVEGen évoqué précédemment. Cependant, la variation de taille des porosités a été ignorée dans leur étude. Afin de lever cette limitation, nous avons adapté l'algorithme

MCRVEGen pour générer une distribution géométrique hétérogène des tailles [116]. Ainsi, le modèle numérique de la brasure avec porosités est représentatif des mesures faites sur les échantillons de modules IGBT.

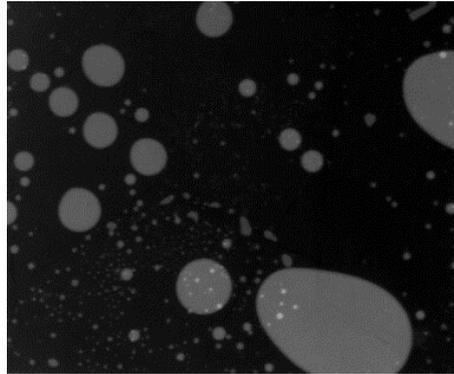


Figure 3.26. Image X-ray illustrant la distribution de porosités dans la couche de brasure.

L'algorithme MCRVEGen est présenté en détails dans l'étude de Okereke et al. [103], qui ont appliqué le modèle '*hard-core*' [104,117] pour étudier la réponse élastique de composites à fibres unidirectionnelles. Le principe de l'algorithme consiste à distribuer des disques ne s'intersectant pas dans un domaine 2D jusqu'à atteindre un taux requis. Si les porosités dans la brasure s'approchent de la forme cylindrique, le modèle 3D peut être ensuite généré assez simplement à partir du domaine 2D précédemment créé. Dans notre cas, l'outil d'extrusion est appliqué dans le logiciel Abaqus [118]. Un script Matlab a été écrit pour créer automatiquement les fichiers d'entrée pour Abaqus en se basant sur les fichiers de sortie de l'algorithme MCRVEGen.

Un ensemble de 24 images tomographiques de modules de puissance spécifiques utilisant des brasures provenant de deux fabricants différents (*Senju* et *Cookson*) a été utilisé pour estimer la loi de distribution réelle des diamètres effectifs des porosités dans la couche de brasure. Le traitement des images a été fait avec l'aide de l'outil ImageJ [119]. Les mesures montrent que le taux de porosités est relativement important, avoisinant en moyenne les 20% (Figure 3.27) dans la brasure semelle-substrat (couche inférieure), tandis que la brasure substrat-puce (couche supérieure) présente un très faible volume de porosités. Les sections des porosités détectées peuvent également être le plus souvent assimilables à des disques. Afin de réaliser l'ajustement des mesures de diamètres des porosités, la fonction *dfittool* de l'outil MATLAB est utilisée. Divers lois de distribution sont testées et il apparaît que la distribution log-normale permet de représenter le mieux les données, comme indiqué sur la Figure 3.28. L'Equation 3.2 donne l'expression de la loi log-normale où  $\mu$  est l'espérance,  $\sigma$  est l'écart-type, et  $x$  est le diamètre effectif de la porosité. Les paramètres identifiés sont reportés dans le

Tableau 3.8. La Figure 3.29 présente les différentes étapes de la procédure permettant de générer le modèle EF de la brasure avec porosités.

$$f(x; \mu, \sigma) = \frac{1}{x \cdot \sigma \cdot \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(\ln x - \mu)^2}{2\sigma^2}\right) \quad (3.2)$$

Tableau 3.8. Paramètres identifiés de la loi log-normale pour les diamètres des porosités.

$\mu$	$\sigma$	Moyen	Variance
-1.1052	0.7051	0.4246	0.1161

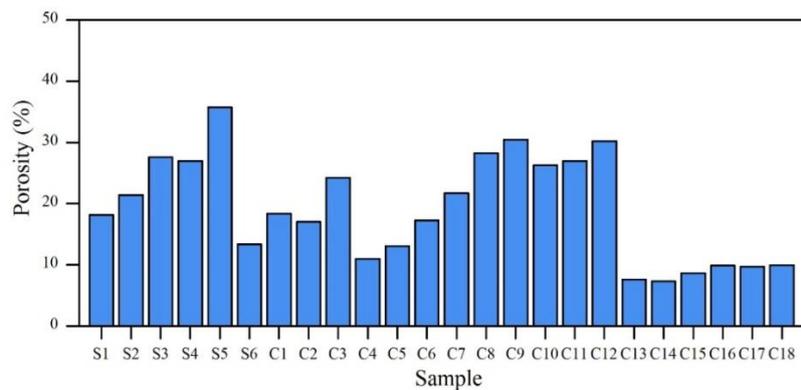


Figure 3.27. Mesures des taux de porosité dans 24 échantillons.

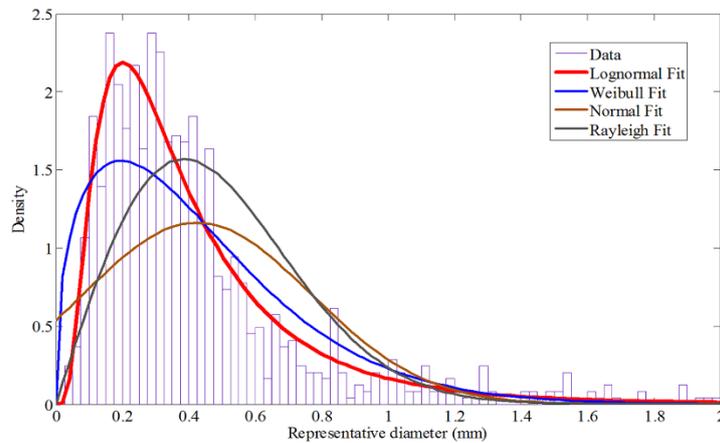


Figure 3.28. Distribution réelle des diamètres de porosité et lois ajustées.

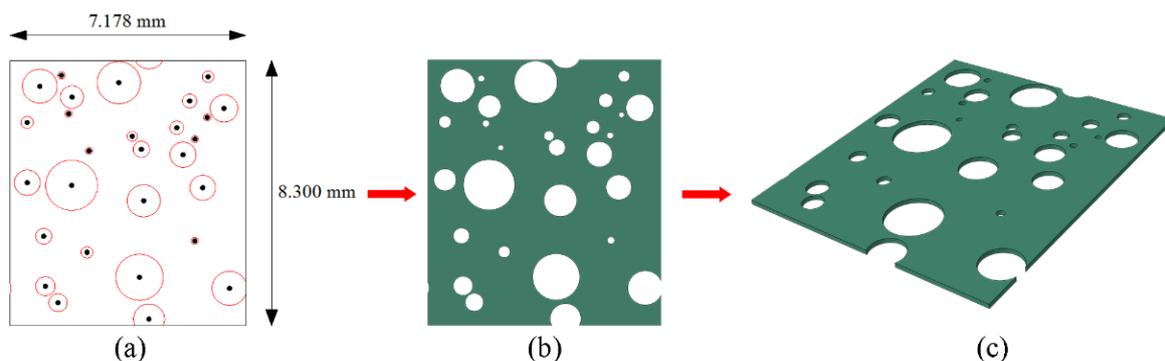


Figure 3.29. Procédure de génération de la brasure 3D avec porosités en 3 étapes : (a) Etape 1 : Génération du domaine 2D avec l’algorithme MCRVEGen, (b) Etape 2 : Importation du domaine 2D dans le logiciel Abaqus, (c) Création du domaine 3D par l’extrusion dans Abaqus. La fraction volumique de porosité dans ce modèle est de 20%.

### 3.3.2 Plan des investigations numériques

Il convient de mentionner que les observations expérimentales ont montré une très faible présence de porosités dans la brasure substrat-puce [120]. On considèrera donc, dans le modèle numérique, que la brasure substrat-puce est saine en comparaison avec la brasure semelle-substrat où les taux et les dimensions des porosités sont bien plus importants. Et puisque l'on s'intéressera à la brasure inférieure, on préférera appliquer un chargement de cyclage passif qui est plus préjudiciable dans ce cas-là au module. Ce choix est en effet justifié par les résultats obtenus précédemment et montrant que la région critique se trouve dans la couche de brasure inférieure sous ces conditions. L'étude de l'effet de porosité est organisée selon la procédure suivante. Premièrement, un calcul préliminaire sur module entier sain (brasure sans porosités) est effectué afin de servir de base de comparaison. Deuxièmement, une porosité unique est générée dans la couche de brasure inférieure avec différentes tailles (fractions volumiques de 1%, 5%, 10%, 15%, 20% et 30%, respectivement), comme indiqué sur la Figure 3.30a. Toutes les configurations sont générées de façon à assurer une distance de 0.05 mm entre le bord de la porosité et le bord de la couche de brasure. Cette petite distance a été imposée afin d'éviter l'apparition de points singuliers. Troisièmement, une porosité unique de fraction volumique 10% est examinée à trois emplacements différents (bord, coin et centre), Figure 3.30b. Finalement, des configurations avec des distributions aléatoires de porosités sont simulées, à différents taux de porosités. Trois distributions seront étudiées pour analyser l'influence des petites porosités sur la fiabilité du module. La Figure 3.30c montre un exemple d'une distribution de porosités représentant une fraction volumique de 10%.

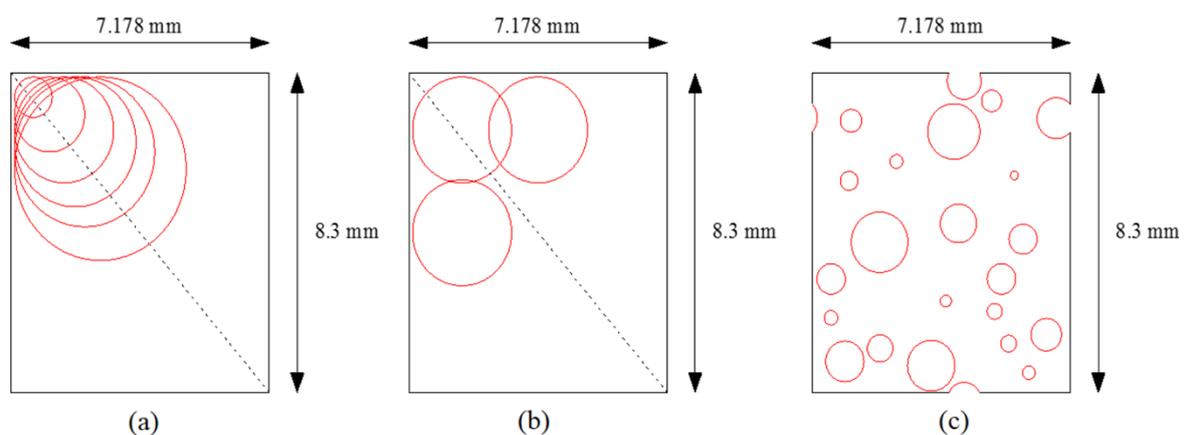


Figure 3.30. Différentes configurations pour les analyses EF.

### 3.3.3 Résultats et discussion

L'interprétation des résultats de fatigue sera faite ici à travers l'utilisation de l'énergie plastique dissipée uniquement dont il a été démontré, dans les parties précédentes, la

pertinence pour traduire le niveau de fatigue puisque cette quantité est bien corrélée avec le nombre de cycles à rupture. Le calcul de l'énergie plastique se basera sur le critère établi plus tôt et consistant à moyenner la valeur sur la zone critique de la brasure.

### 3.3.3.1 Effet de taille

La brasure inférieure du module contient une seule porosité dont la taille sera modifiée dans la série de simulations. La Figure 3.31 présente la distribution de l'énergie inélastique pour une porosité représentant une fraction volumique de 10%. Le site critique, qui est entouré d'un cercle rouge, est situé au coin de la couche de brasure comme dans le cas du module sain, mais aussi au bord de la porosité. Cela suggère que l'endommagement peut s'initier indifféremment dans l'un ou l'autre emplacement. Cette observation a également été faite dans des études expérimentales antérieures [110,111,121]. Une comparaison entre la valeur maximale de l'énergie plastique dans la brasure avec porosité et celle dans la brasure supérieure intacte est réalisée pour différentes tailles (Figure 3.32). Il apparaît que la brasure supérieure n'est pas quasiment pas affectée par l'existence de la porosité quelle que soit sa taille et que l'énergie plastique dissipée dans la brasure inférieure devient importante avec la taille de porosité. Cela nous permet de confirmer encore une fois que, dans les deux cas (module sain et module avec porosités), la brasure inférieure semelle-substrat joue toujours un rôle crucial dans la fiabilité du module de puissance sous cyclage thermique passif. Les étapes suivantes de l'analyse vont donc se focaliser sur cette couche inférieure et l'influence de ses porosités sur la fiabilité du module. Le terme de 'joint brasé' désignera donc dorénavant la couche de brasure inférieure.

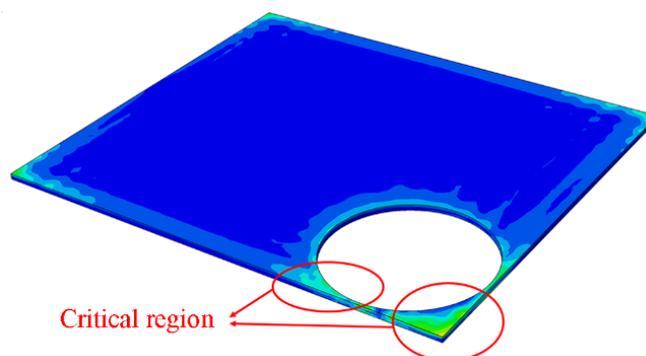


Figure 3.31. Distribution de l'énergie plastique dans la brasure inférieure contenant une porosité unique représentant 10% du volume.

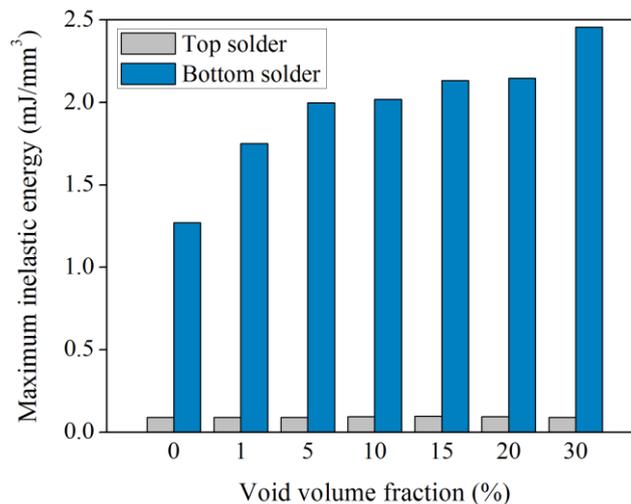


Figure 3.32. Energie plastique maximale dans les deux couches de brasure pour différentes fractions volumiques de porosité dans la brasure inférieure.

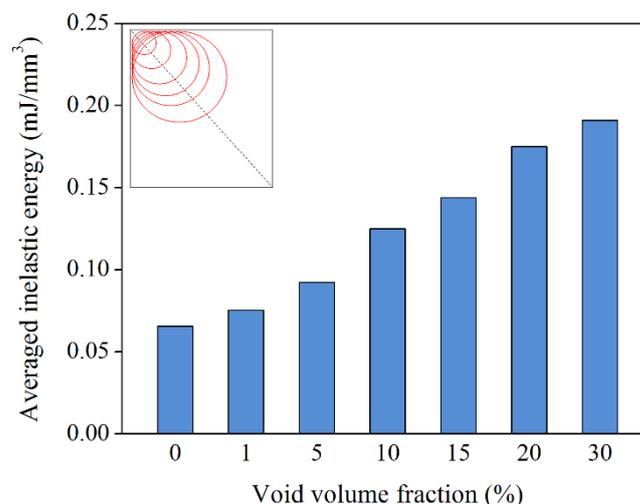


Figure 3.33. Energie plastique moyennée dans la zone critique pour différentes tailles de porosité.

La Figure 3.33 présente, pour différentes fractions volumiques de porosité, l'énergie dissipée moyennée sur la zone critique. Cette énergie, qui est un indicateur direct du niveau d'endommagement, augmente logiquement quand la fraction de porosité devient plus importante. Cette augmentation provient de l'effet de concentration de contrainte autour du défaut et la déformation plastique plus grande du matériau qui en résulte à cet endroit. Cependant, l'augmentation de la dissipation d'énergie a tendance à ralentir pour les fractions élevées de porosité car l'effet de concentration de contrainte s'atténue pour les grandes tailles de porosité. En conséquence, on peut conclure que la durée de vie de la brasure diminuera pour une porosité plus grande jusqu'à un certain niveau.

### 3.3.3.2 Effet de la location

Pour étudier l'effet de la position de la porosité, trois configurations avec une porosité unique représentant une fraction volumique de 10% sont générées. La porosité est placée au

coin, au centre et près du bord, respectivement. La Figure 3.34 représente l'énergie plastique moyennée sur la zone critique pour chaque configuration. Les calculs démontrent que la position de la porosité au coin est la plus préjudiciable à la fiabilité de la brasure, tandis qu'une porosité au centre de la brasure aurait moins d'effet sur la durée de vie. Une porosité située loin des zones critiques que représentent le coin et le bord de la brasure cause en effet moins de la déformation plastique, et par conséquent, l'endommagement du matériau est moins important dans ce cas. Ce résultat est également confirmé par Ladani [16].

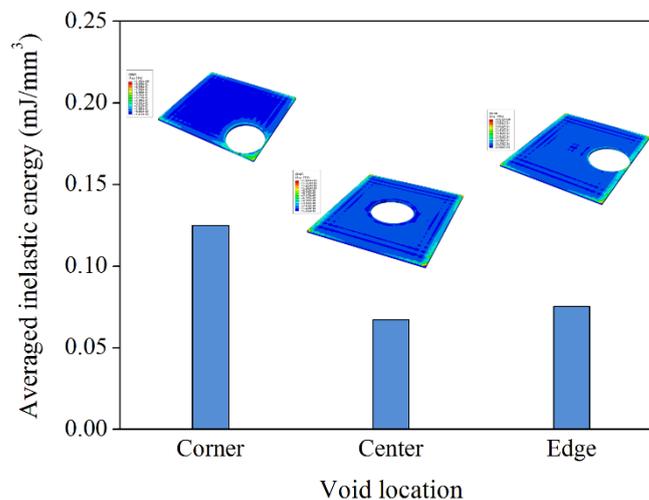


Figure 3.34. Energie plastique dissipée moyennée dans la zone critique pour différentes positions de la porosité.

### 3.3.3.3 Effet de la distribution des porosités

Finalement, on considère des distributions réalistes de porosités pour étudier l'effet de quelques paramètres statistiques liés aux mesures faites sur les joints réels. Pour une fraction volumique totale donnée de porosités, trois modèles différents sont créés en suivant la distribution log-normal des diamètres effectifs identifiée précédemment. A titre d'exemple, les trois configurations numériques générées statistiquement pour une fraction volumique de 10% sont représentées sur la Figure 3.35.

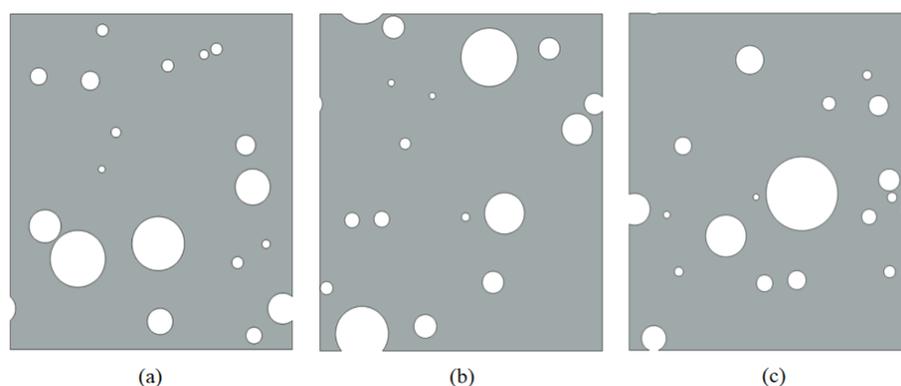


Figure 3.35. Les trois configurations générées selon la loi log-normale pour une fraction volumique des porosités de 10% fraction.

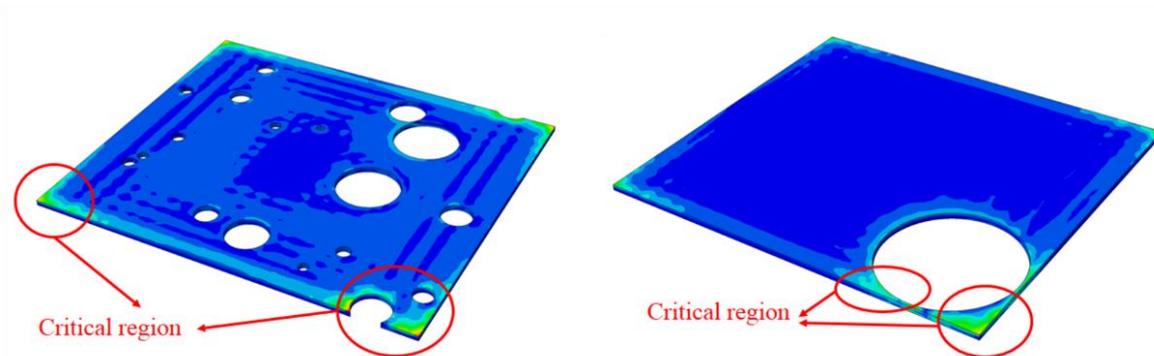


Figure 3.36. Distribution de l'énergie dissipée pour une fraction volumique des porosités de 10% : (a) distribution aléatoire de porosités, (b) porosité unique au coin.

Dans le cas d'une distribution de plusieurs porosités, l'énergie plastique dissipée est plus grande autour des petites porosités (Figure 3.36). La présence de plusieurs petites porosités dans la brasure est donc un élément facilitant et multipliant les sites potentiels d'endommagement dans la brasure. Comme montré sur les Figure 3.37 et Figure 3.38, les valeurs de l'énergie plastique, calculée pour trois configurations différentes à chaque taux de porosité (10% et 20% respectivement) sont du même ordre de grandeur. Les différences qui peuvent exister entre les valeurs calculées pour un même volume total de porosités peuvent être attribuées à la présence d'un plus grand nombre de porosités dans les zones proches du coin ou du bord de la couche de brasure. Par exemple, dans le cas d'une fraction volumique de 10% (Figure 3.37), la deuxième configuration montre l'existence porosité plus grande au coin de la brasure ; ce qui induit une énergie accumulée beaucoup plus grande que les deux autres configurations. Ce résultat est en accord avec l'analyse de l'effet de la position fait précédemment. De même on peut considérer que le processus de génération des distributions de porosités est robuste car il donne des résultats similaires quelle que soit la configuration, pourvu que les données statistiques soient identiques. Une comparaison de l'énergie plastique associée aux configurations avec porosités avec l'énergie plastique associée au cas d'une porosité unique équivalente (en termes de volume) est faite sur la Figure 3.39. Les calculs prouvent qu'une porosité unique a un effet plus nuisible sur la fiabilité de la brasure que plusieurs porosités dispersées.

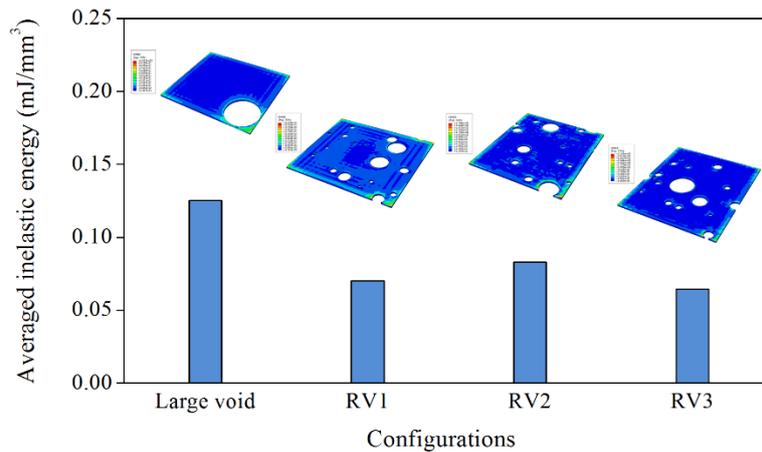


Figure 3.37. Energie accumulée pour différentes configurations avec une fraction volumique de 10%.

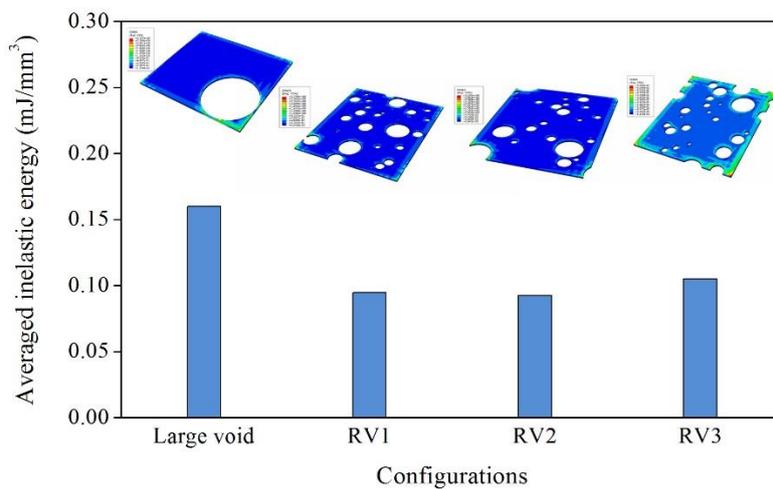


Figure 3.38. Energie accumulée pour différentes configurations avec une fraction volumique de 20%.

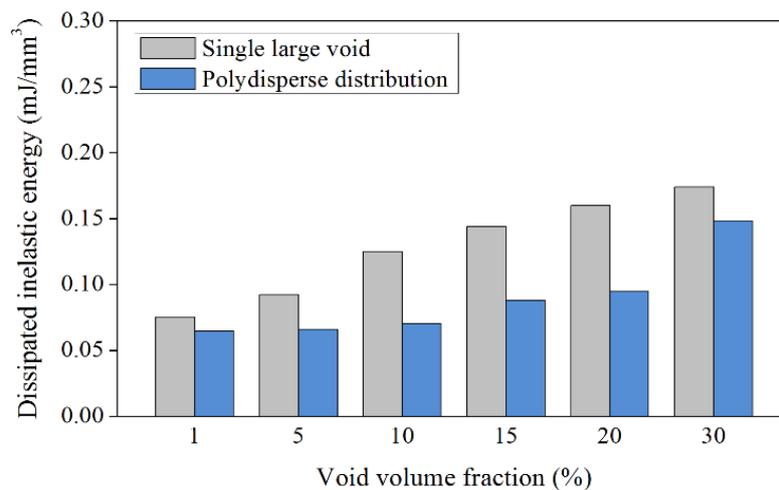


Figure 3.39. Energie accumulée pour des configurations à différentes fractions volumiques.

On applique maintenant le modèle de prédiction de durée de vie en utilisant les valeurs d'énergie calculées dans les différents cas d'étude. Les résultats de l'estimation des durées de vie associées aux différentes configurations de porosités et une comparaison des durées de vie par rapport à une spécification industrielle (10000 cycles de durée de vie) sont illustrés

sur la Figure 3.40. Ces résultats montrent qu'une fraction volumique de porosités dans la brasure sous les 10% permettrait de garantir que la spécification de 10000 cycles de tenue à la fatigue soit satisfaite.

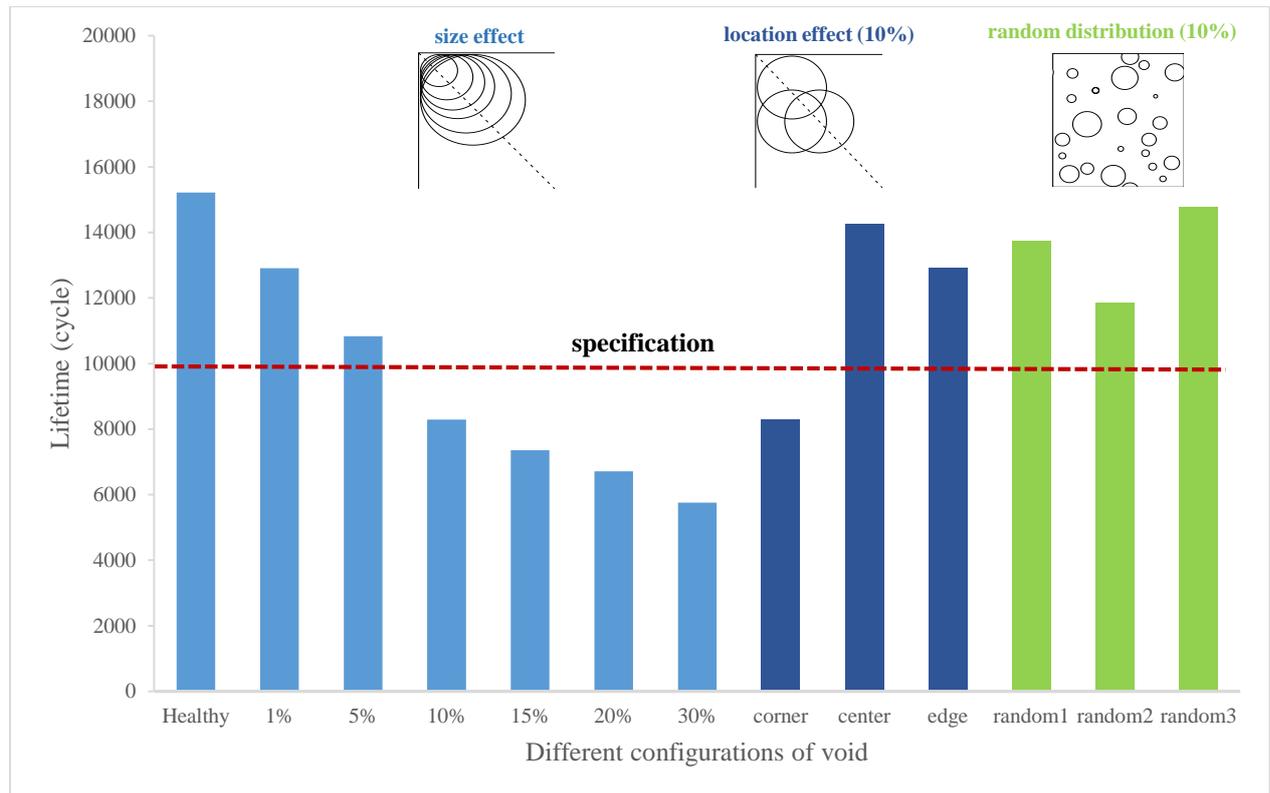


Figure 3.40. Comparaison des durées de vie estimées pour l'ensemble des configurations testées.

### 3.4 Conclusion

La simulation thermomécanique du module de puissance entier est d'abord réalisée, en intégrant le modèle identifié du matériau, sous cyclage passif et actif. Les résultats mettent en évidence les modes potentiels de défaillance. Le joint semelle-substrat (brasure inférieure) du module est davantage sollicité en déformation sous cyclage passif, tandis que le joint puce-substrat (brasure supérieure) l'est davantage sous cyclage actif. Cependant, le mode de défaillance le plus critique se développe dans la brasure inférieure sous l'effet dominant du cyclage passif. Dans ce dernier cas, un lien entre certains paramètres du chargement thermique (température maximale du cycle en particulier) et les indicateurs de fatigue (énergie et déformation) a été établi, indiquant la pertinence des modèles de fatigue pour la prédiction de durée de vie de la brasure. En effet, les capacités de prédiction des modèles basés sur la déformation plastique ou l'énergie plastique semblent bonnes aux hautes valeurs de température maximale dans le cycle en raison de la saturation de la contrainte sous ces conditions. Aux faibles températures, le modèle basé sur l'énergie reste le plus robuste des deux puisque il prend compte de la variation de contrainte et de la déformation. En ce qui

concerne les deux quantités utilisées dans les lois de fatigue (énergie plastique accumulée et déformation plastique), leur évaluation se fait en moyennant leurs valeurs sur un volume approprié pour limiter les effets du maillage. Les prédictions de durée de vie en utilisant les paramètres de fatigue identifiés ont été ensuite comparées avec des données de spécification fournies par l'entreprise de Valéo. Il est démontré qu'un critère de sélection des éléments critiques pour l'évaluation des quantités de fatigue adapté correspond à un calcul réalisé avec une proportion de 5% des valeurs les plus élevées. Toutefois, il est aussi important de souligner que le calcul des grandeurs moyennées sur un domaine critique montre tout de même une relative sensibilité à la taille du volume du domaine.

L'effet des porosités présents dans les brasures et potentiellement préjudiciables à la fiabilité des modules de puissance a également été discuté. L'algorithme, appelé MCRVEGen 2D, a été adapté dans cette étude pour générer dans le modèle numérique des porosités de tailles différentes distribuées selon une distribution log-normale mesurée expérimentalement sur de vrais composants. Plusieurs configurations numériques avec des porosités localisées à la brasure semelle-substrat ont été créées afin d'évaluer l'influence de divers paramètres comme la taille, la position ou encore la distribution. Les résultats numériques suggèrent que la fiabilité de module dépend de tous ces paramètres d'une manière ou d'une autre. La présence d'une porosité au coin de la brasure est préjudiciable dans tous les cas. Plus la fraction volumique de porosité augmente (ou la taille) et plus la durée de vie a tendance à diminuer. En revanche, la dissipation d'énergie plastique durant les sollicitations thermiques est moins importante lorsque les porosités sont loin de la zone critique de la brasure. On peut aussi constater que les simulations de durée de vie faites à partir des lois identifiées sur éprouvettes donnent des tendances tout à fait intéressantes concernant les différentes configurations possibles de porosités. On montre par ailleurs qu'il existe un seuil critique de porosités correspondant à une fraction volumique de 10% et en dessous duquel une durée de vie sous cyclage passif répondant à la spécification des 10000 cycles peut être assurée. Cependant, la question de la forme de porosité mérite d'être davantage traitée dans de futures études car notre modélisation repose sur l'hypothèse de forme cylindrique des porosités même si, en première approche, cette hypothèse peut être facilement justifiée. La forme réelle est évidemment plus complexe et se situe davantage entre la sphère et le cylindre.

---

# Chapitre 4 Une approche de la fatigue à l'échelle microscopique

---

## Sommaire

Chapitre 4 Une approche de la fatigue à l'échelle microscopique.....	107
4.1 Introduction.....	108
4.2 Modèle polycristallin de la brasure.....	109
4.2.1 Théorie de plasticité cristalline .....	110
4.2.2 Microstructure de brasure .....	112
4.2.3 Identification des paramètres de plasticité cristalline .....	113
4.2.4 Etude de sensibilité des paramètres .....	116
4.3 Définition des indicateurs de fatigue à l'échelle microscopique .....	117
4.3.1 Evaluation de la fatigue à l'échelle microscopique .....	117
4.3.2 Analyse des indicateurs de fatigue.....	118
4.4 Analyse par éléments finis .....	120
4.4.1 Méthodologie multi-échelle .....	120
4.4.2 Modèle EF.....	121
4.5 Résultats et discussions.....	123
4.5.1 Résultat préliminaire.....	123
4.5.2 Evaluation des indicateurs de fatigue .....	125
4.6 Conclusion .....	128

### 4.1 Introduction

Les brasures utilisées dans les modules de puissance ont la caractéristique importante d'avoir une épaisseur très faible. On peut estimer à quelques grains la hauteur de la couche de brasure qui est réalisée pour assembler les composants, et par conséquent la microstructure cristalline de l'alliage joue un rôle critique dans sa réponse lors du chargement thermomécanique. A une telle échelle, il paraît évident que les modèles classiques de fatigue oligocyclique trouvent rapidement leurs limites quand il s'agit de décrire explicitement les effets des mécanismes de déformation. Les grandeurs macroscopiques de l'énergie et de la déformation ignorent en grande partie cet aspect microstructural, pourtant d'une grande importance pour décrire certains phénomènes. C'est pourquoi ce chapitre a pour objectif de présenter une approche à l'échelle microscopique de la fatigue des joints de brasure que l'on trouve, par exemple, dans les modules de puissance. Une telle approche s'avère plus riche pour décrire de nombreux mécanismes complexes dans le matériau mais elle est aussi plus gourmande en temps calcul. Pour cette raison, la méthodologie qui a été suivie pour cette approche multi-échelle a nécessité le recours à la technique de sous-modélisation (*submodeling*) qui consiste, après l'étude en première approche du modèle global, à modéliser finement la seule zone d'intérêt en changeant d'échelle. Ainsi une première simulation globale se fait à l'échelle macroscopique du module ; ce qui a été l'objet du chapitre précédent. Ensuite, une seconde simulation portant uniquement sur la zone d'intérêt où ont été identifiés les phénomènes critiques est réalisée. Dans cette seconde phase, la microstructure peut être explicitement reproduite pour des calculs plus avancés compte tenu de la réduction du modèle. Dans la simulation locale, les conditions aux limites imposées aux nœuds de pilotage proviennent du modèle global et correspondent aux déplacements lors du cycle stabilisé. Dans notre cas, en raison de la forte localisation de la zone critique, un assemblage réduit constitué seulement de la métallisation de substrat, de la brasure et de la semelle est calculé en tant que sous-modèle. Dans le modèle local, la zone critique de la brasure est décrite par sa structure cristalline et maillée, par conséquent, au niveau des grains. Les paramètres de plasticité cristalline de la brasure seront identifiés à l'aide du schéma d'homogénéisation de Berveiller-Zaoui en se basant sur les essais de traction sur éprouvettes massives. Finalement, quelques indicateurs de fatigue microscopiques seront discutés et étudiés pour évaluer les capacités d'une approche microstructurale à estimer la durée de vie du module sous chargement thermique cyclique.

## 4.2 Modèle polycristallin de la brasure

Les modèles de plasticité cristalline (MPC) permettent de décrire le comportement micromécanique d'un monocristal en se basant sur la déformation plastique cristalline. Cette dernière résulte du mouvement des dislocations à l'échelle microscopique du monocristal ou du grain au sein de matériaux polycristallins. Bien qu'il existe plusieurs modèles de plasticité cristalline, leur principe commun est d'écrire que la déformation plastique résulte de la contribution de tous les glissements dans des plans cristallins particuliers et selon des directions particulières aussi. La théorie micromécanique repose sur deux concepts principaux liés à la cinématique et à la cinétique. La cinématique décrit le calcul de la déformation finie à partir des quantités microscopiques, tandis que la cinétique rend compte des caractéristiques matérielles, de leur évolution (viscosité, écrouissage, etc.) en donnant la relation macroscopique entre contrainte et déformation.

Avec le développement considérable de la puissance de calcul sur de simples ordinateurs ou stations de calcul, les modèles de plasticité cristalline ont été implantés dans de nombreux codes de calcul EF à travers des routines utilisateur. Ces dernières permettent de décrire le mécanisme de déformation dans le cristal en calculant la déformation plastique macroscopique à partir des systèmes de glissement activés au point matériel considéré. Le calcul sur l'agrégat de grains est facilement réalisable, une fois le modèle pour le monocristal est établi. L'approche de plasticité cristalline est utilisée dans plusieurs applications comme dans l'étude de la nano-indentation, la prédiction de l'endommagement aux échelles microscopiques et mésoscopiques, etc. [66]. En ce qui concerne l'étude des brasures, Gong et al. [43] ont proposé une description à l'échelle cristalline d'un joint SAC sous charges thermiques cycliques. Bieler et al. [42] ont examiné les différents systèmes de glissement pour un joint sans plomb sous cisaillement à l'aide d'un modèle cristallin viscoplastique développé par Lebensohn et Tomé [67]. Payam et al. [32] ont indiqué que ce type de modèle microscopique possède la capacité de prédire la déformation hétérogène observée sur les échantillons physiques. Les auteurs suggèrent aussi que le modèle de plasticité cristalline peut être utilisé comme un outil efficace pour prédire l'initiation et l'évolution de l'endommagement durant les cycles thermiques. L'effet des différentes orientations cristallographiques sur la tenue en fatigue de l'étain a été discuté dans le travail de Yoshiharu et al. [122], montrant que la durée de vie en fatigue oligocyclique pour un cristal individuel  $\beta$ -Sn peut être évaluée par la densité d'énergie inélastique quelle que soit l'orientation cristallographique considérée. En général, les études existantes décrivent convenablement les

déformations des joints brasés à l'échelle de la microstructure, mais la prise en compte des phénomènes d'endommagement de fatigue à cette échelle reste encore un sujet d'étude.

Dans ce chapitre, un modèle de plasticité cristalline a été adapté aux systèmes de glissement de l'étain qui constitue la base des brasures sans plomb. La théorie utilisée dans le modèle en question a été initialement formulée par Taylor [123], puis les équations constitutives décrivant la viscoplasticité d'un cristal ont été formulées par Mandel [124] et Hill [125]. La formulation EF du modèle a ensuite été faite par Hill et Rice [126], et Asaro et al. [65,127], avant son implantation dans un code EF effectuée par Huang [128]. Les relations entre systèmes de glissement, vitesse de cisaillement, écrouissage et taux de déformation plastique de ce modèle de plasticité cristalline sont brièvement décrites ci-dessous.

#### 4.2.1 Théorie de plasticité cristalline

Une introduction brève du modèle de plasticité cristalline est donnée dans cette section. La cinématique de déformation cristalline respecte la formulation conventionnelle proposée par Asaro [127] où le gradient de déformation totale ( $F$ ) peut être décomposé en 2 parties : composante élastique de réseau et de rotation de corps rigide ( $F^*$ ), et composante plastique ( $F^p$ ), comme illustré sur la Figure 4.1.

$$F = F^* \cdot F^p \quad (4.1)$$

Le tenseur gradient des vitesses ( $L$ ) est relié au gradient de déformation par :

$$L = \dot{F} \cdot F^{-1} = L^* + L^p = \dot{F}^* \cdot (F^*)^{-1} + F^* \cdot ((\dot{F}^p) \cdot (F^p)^{-1}) \cdot (F^*)^{-1} \quad (4.2)$$

En supposant que la déformation plastique d'un cristal résulte seulement des glissements cristallins la partie plastique du gradient des vitesses ( $L^p$ ) peut être reliée aux vitesses de glissement plastique  $\dot{\gamma}_\alpha$  sur le système de glissement  $\alpha$  par la loi de Schmid :

$$L^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} m^{(\alpha)} \otimes n^{(\alpha)} \quad (4.3)$$

où  $m$  et  $n$  sont des vecteurs désignant la direction de glissement et la normale au plan de glissement du système  $\alpha$ , respectivement.

La scission résolue sur le système de glissement  $\alpha$  est exprimée comme :

$$\tau^{(\alpha)} = \sigma : (m^{(\alpha)} \otimes n^{(\alpha)})_{sym} \quad (4.4)$$

où  $\sigma$  est le tenseur des contraintes de Cauchy. En supposant que le comportement élastique n'est pas affecté par le glissement plastique, Hill [126] ont exprimé la relation d'élasticité en vitesses comme :

$$\overset{\nabla}{\sigma}^* + \sigma \cdot \text{tr} D^* = C : D^* \quad (4.5)$$

où  $\overset{\nabla}{\sigma}^*$  est le taux Jaumann de la contrainte de Cauchy, basé sur la rotation de réseau,  $D^*$  est le taux de déformation élastique et  $C$  est le tenseur d'ordre quatre des modules élastiques. Dans un système de glissement donné, une loi de puissance viscoplastique est utilisée pour décrire l'écoulement, et permettant de relier  $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$  et la scission résolue  $\tau^{(\alpha)}$  [129]:

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \cdot \left( \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right)^n \text{sign}(\tau^{(\alpha)}) \quad (4.6)$$

où  $\dot{\gamma}_0$  est le taux de déformation de référence,  $n$  est un exposant de sensibilité et  $g^{(\alpha)}$  est la variable interne qui caractérise l'évolution de la scission résolue critique sous l'effet de l'écrouissage pour chaque système de glissement. La loi d'écrouissage s'écrit :

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h_{\alpha\beta} \cdot \dot{\gamma}^{(\beta)} \quad (4.7)$$

où  $h_{\alpha\beta} = \begin{cases} h(\gamma) = h_0 \cdot \sec h^2 \left| \frac{h_0 \cdot \gamma}{\tau_s - \tau_0} \right| & (\alpha = \beta) \\ q h_{\alpha\alpha} & (\alpha \neq \beta) \end{cases}$  représentent les modules d'auto-écrouissage et d'écrouissage latent, respectivement. Les paramètres  $h_0$ ,  $\tau_0$ ,  $\tau_s$  et  $q$  sont le module d'écrouissage initial, la scission critique, la scission de saturation et le coefficient d'écrouissage latent, respectivement.

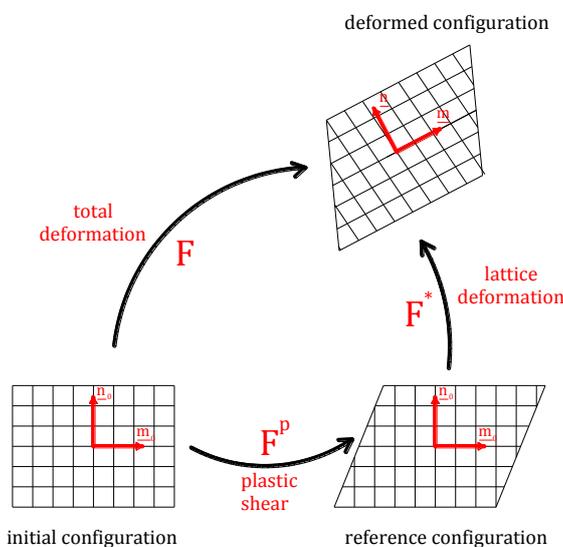


Figure 4.1. Représentation de la décomposition multiplicative du gradient de transformation.

Le glissement plastique cumulé sur tous les systèmes de glissement s'écrit :

$$\gamma = \sum_{\alpha} \int_0^t |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| dt \quad (4.8)$$

Le modèle de plasticité cristalline décrit ci-dessus a été intégré au logiciel de commerce ABAQUS en utilisant la routine utilisateur UMAT [130]. Cette dernière se basant sur le travail de Huang [128,131] a été complétée afin de prendre en compte la structure cristalline particulière de la phase étain dans la brasure.

## 4.2.2 Microstructure de brasure

### 4.2.2.1 Systèmes de glissement de l'étain

Les systèmes de glissement de l'étain peuvent être divisés en 10 familles de glissement correspondant au total à 32 systèmes de glissement, comme listés dans le Tableau 4.1 [31,132]. Les supports mixtes {hkl}<uvw> indiquent les indices de Miller des plans et des directions de glissement, respectivement, dans une cellule unitaire d'étain. Les familles de glissement sont rangées par ordre d'importance décroissant de l'activité des systèmes de glissement obtenus par la théorie sur les mouvements des dislocations [133,134]. Le glissement de l'étain dans la direction <001] sur les plans {100} et {110} est le plus actif parmi tous les systèmes. Au contraire, le glissement dans la direction <011̄] sur les plans {011} et {211} est le moins probable. Cependant, il existe aussi des résultats contradictoires concernant les systèmes actifs de glissement de l'étain dans la littérature. Fiedler et al. ont proposé un autre classement quasiment similaire basé sur l'énergie élastique des dislocations associées aux différents systèmes de glissement [135]. L'activité relative des systèmes de glissement peut aussi être évaluée par leur valeur de scission critique. Quelques valeurs de scission résolue critique (critical resolved shear stress(CRSS)) sont présentées dans le Tableau 4.1. En se basant sur la valeur de scission critique, on obtient que les systèmes de glissement #1, #2, #9, #10 sont les plus actifs, tandis que les systèmes #3, #4, #6 sont les moins actifs. Matin et al. [132] ont utilisé un autre paramètre dénommé en anglais *effective yield strength* qui se calcule en considérant le facteur de Schmid servant à évaluer l'activation d'un système de glissement. Cependant il est à noter que les paramètres abordés ci-dessus sont plus ou moins affectés par les conditions expérimentales et particulièrement la température.

Dans cette étude, pour être exhaustif et éviter l'étape supplémentaire de sélection des systèmes actifs, nous avons tout simplement pris en compte les 32 systèmes de glissement de l'étain.

Tableau 4.1. Systèmes de glissement de l'étain [133].

Mode	Famille	No. de système	CRSS (MPa)
#1	{100} <001]	2 (le plus activé)	1.9
#2	{110} <001]	2	1.3
#3	{100} <010]	2	3.3
#4	{110} < $\bar{1}\bar{1}1$ ]/2	4	2.3
#5	{110} < $\bar{1}\bar{1}0$ ]	2	
#6	{010} <101]	4	3.8
#7	{001} <100]	2	
#8	{001} <110]	2	
#9	{101} <10 $\bar{1}$ ]	4	1.6
#10	{121} < $\bar{1}01$ ]	8 (le moins activé)	1.7

### 4.2.3 Identification des paramètres de plasticité cristalline

Le modèle de plasticité cristalline possède au total cinq paramètres matériau. La détermination de ces cinq paramètres, en plus des constantes élastiques obtenues dans [32], est nécessaire pour caractériser complètement le comportement microscopique du matériau. La procédure d'identification comprend deux étapes principales : (i) une pré-identification est tout d'abord effectuée en utilisant un modèle de transition d'échelle pour ajuster une réponse monotone de traction uniaxiale, (ii) une analyse EF basée sur la plasticité cristalline est ensuite conduite pour valider les paramètres identifiés en comparant les réponses numériques obtenues sur un agrégat polycristallin synthétique aux données expérimentales.

#### 4.2.3.1 Pré-identification basée sur la transition d'échelle

Plusieurs modèles d'homogénéisation à champs moyens ont été développés et largement utilisés jusqu'à présent. Ces modèles sont, par exemple, le schéma auto-cohérent de Hill [136], sa formulation sécante proposée par Berveiller et Zaoui [137], ou encore la règle  $\beta$  [138]. Le modèle de Berveiller et Zaoui a été appliqué dans cette étude en suivant la procédure décrite par Benabou et al. [139–141]. Pour des raisons de simplification, quelques suppositions sont faites dans le modèle de Berveiller et Zaoui en considérant le cas d'un polycristal élasto-plastique isotrope contenant des phases sphériques et soumis à un chargement proportionnel. Ce modèle fournit des prédictions qui sont en très bon accord avec les courbes expérimentales dans le cas d'un chargement monotone et proportionnel. La déformation macroscopique est décomposée en deux parties, élastique et plastique, comme  $\underline{\mathbf{E}} = \underline{\mathbf{E}}^e + \underline{\mathbf{E}}^p$ . Sous ces conditions, la contrainte locale dans chaque cristal  $i$  peut être

explicitement obtenue en utilisant les modules élasto-plastiques sécants (dénnoté par l'indice  $s$ ) :

$$\underline{\sigma}^i = \underline{\Sigma} + 2\mu\xi(1-\beta)(\underline{E}^p - \underline{\varepsilon}^{p,i}) \quad \text{où} \quad \beta = \frac{2(4-5\nu)}{15(1-\nu)} \quad \text{et} \quad \xi = \frac{15(1-\nu)\mu_s(7-5\nu_s)}{(7-5\nu)[2\mu(4-5\nu_s) + \mu_s(7-5\nu_s)]} \quad (4.9)$$

où  $\mu$  et  $\nu$  sont le module élastique de cisaillement et le coefficient de Poisson du volume élémentaire représentatif VER (agrégat de cristaux), respectivement. Les variables notées avec l'indice  $s$  représentent les quantités sécantes et sont mises à jour durant la déformation.

La règle de transition décrite ci-dessus et les relations constitutives sous-jacentes du modèle de plasticité cristalline ont été programmées sous Matlab afin de prédire la réponse homogénéisée d'un agrégat de cristaux d'étain sous traction. Le schéma d'intégration explicite de Runge-Kutta, à pas variable, a été utilisé pour résoudre l'ensemble des équations différentielles du modèle de plasticité cristalline. Cette technique permet d'offrir un bon compromis entre la précision et le temps de calcul. Les données de traction monotone jusqu'à  $\varepsilon = 1\%$  obtenues sur des échantillons massifs ont été utilisées. La Figure 4.2 présente les résultats de pré-identification avec l'interface graphique utilisateur développée sous Matlab. Les valeurs calibrées des paramètres du modèle de plasticité cristalline sont regroupées dans le Tableau 4.2. Dans ce travail, il est supposé que le taux d'érouissage initial a la même valeur pour tous les systèmes de glissement. Les prédictions obtenues montrent que les paramètres identifiés donnent des réponses en relatif bon accord avec les résultats expérimentaux.

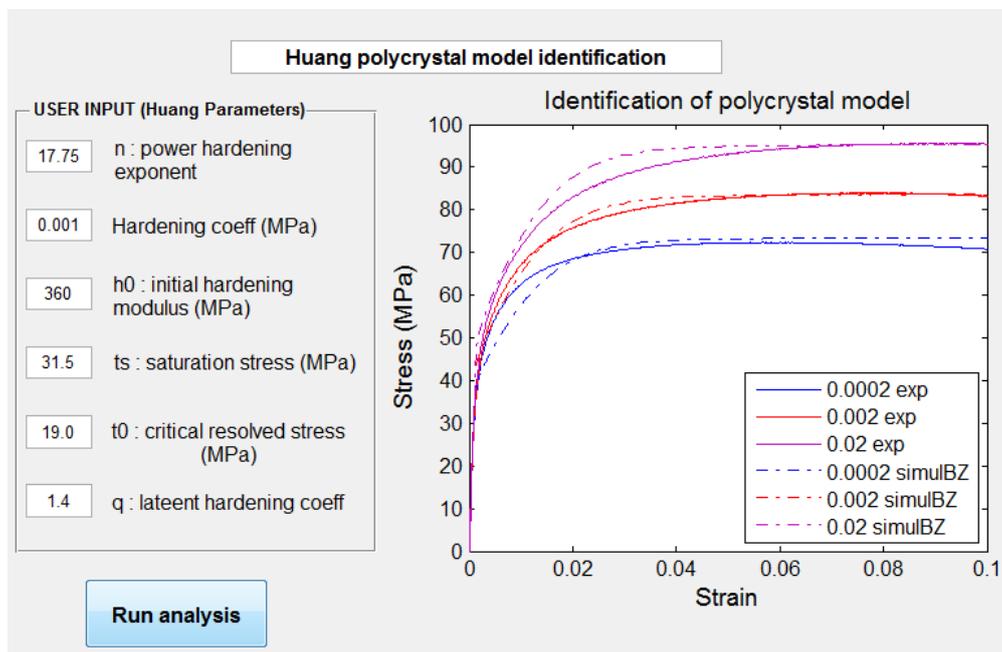


Figure 4.2. Interface graphique utilisateur pour la procédure d'identification des paramètres de plasticité cristalline sous Matlab.

Tableau 4.2. Paramètres du modèle de plasticité cristalline.

Paramètres	$h_0$ (MPa)	$\tau_s$ (MPa)	$\tau_0$ (MPa)	$\dot{\gamma}_0$ (s <sup>-1</sup> )	q	n
	360	31.5	19.0	0.001	1.4	17.75

#### 4.2.3.2 Evaluation de la procédure de calibration par l'analyse EF

La procédure de calibration des paramètres est validée ici par la confrontation entre la simulation numérique avec les paramètres identifiés et les données expérimentales. On utilisera les données de l'essai de traction monotone jusqu'à 10%. Le choix de la taille pour le VER doit satisfaire à certaines exigences pour représenter correctement la microstructure et le comportement effectif à l'échelle macroscopique. Dans le cas d'une traction monotone, un VER devrait contenir au moins 80 grains [142]. Dans cette étude, un agrégat synthétique de 100 grains (Figure 4.3) avec des orientations cristallographiques aléatoires, soumis à de la traction uniaxiale, a été utilisé. L'agrégat est construit grâce à l'outil Neper développé principalement en langage C [143]. En utilisant le principe du diagramme de Voronoi, la microstructure est construite à partir de grains positionnés et orientés aléatoirement. Chaque grain est obtenu par tessellation sous forme de polyèdre. Un maillage volumique des grains est appliqué à base d'éléments tétraédriques. L'analyse EF est menée à l'aide du logiciel Abaqus. Les orientations cristallographiques assignées aux 100 grains sont représentées sur la figure de pôle, montrant qu'aucune texture particulière n'a été générée, comme représentée sur la Figure 4.4.

Les comparaisons entre les réponses expérimentales du matériau et les réponses simulées sur le VER considéré pour trois vitesses de déformation différentes sont illustrées sur la Figure 4.5. Cette figure montre de bonnes capacités de prédiction des simulations numériques basées sur les paramètres cristallins identifiés. Cela signifie donc que les paramètres du modèle microscopique peuvent être utilisés avec une certaine confiance pour reproduire les glissements plastiques dans les grains de la brasure.

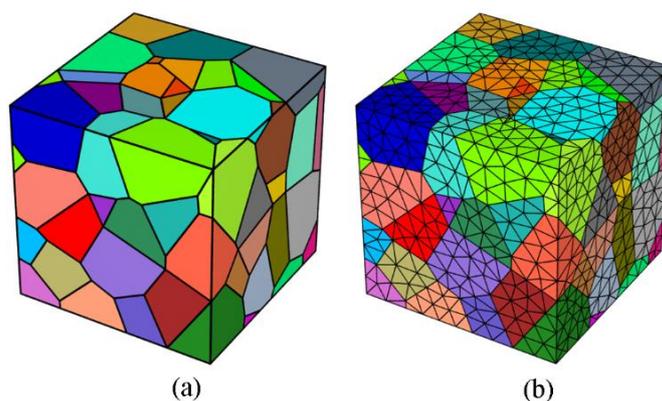


Figure 4.3. (a) Agrégat de 100 grains, (b) Maillage de l'agrégat par éléments tétraédriques quadratiques.

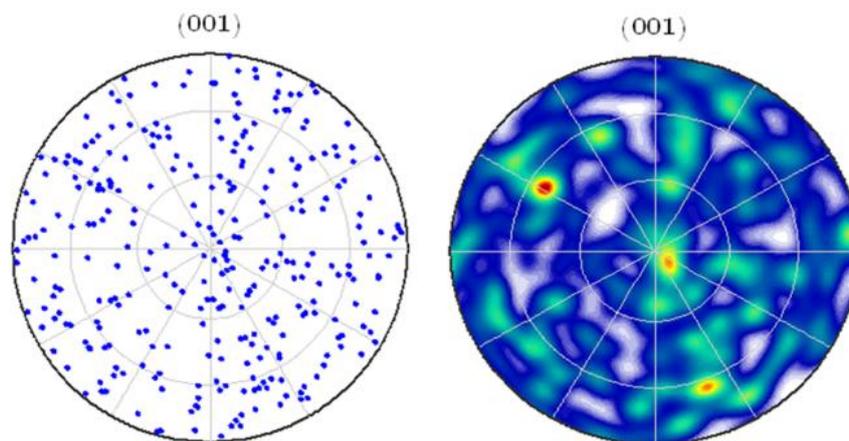


Figure 4.4. Figure de pôle (001) des 100 orientations cristallographiques du VER simulé.

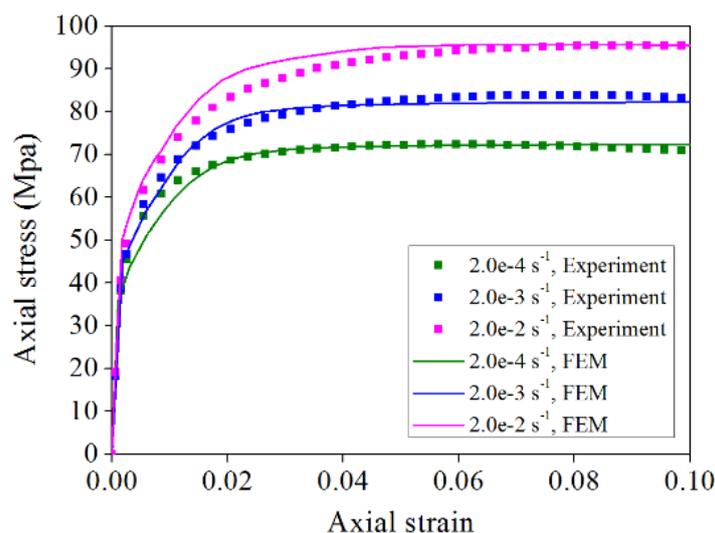


Figure 4.5. Réponses expérimentales sous traction monotone et simulations correspondantes du VER pour trois vitesses de déformation.

#### 4.2.4 Etude de sensibilité des paramètres

Afin de compléter l'évaluation de la procédure de calibration, une analyse de sensibilité est également menée. Pour ce faire, différents jeux de paramètres de la plasticité cristalline sont considérés dans les simulations EF, comme indiqué dans le Tableau 4.3. Pour cette étude, quatre paramètres importants sont modifiés à tour de rôle : le module d'écroutissage  $h_0$ , la contrainte ultime  $\tau_0$ , la scission critique  $\tau_s$  et l'exposant de puissance d'écroutissage  $n$ . Les résultats de l'étude paramétrique (Figure 4.6) montrent que les augmentations de  $\tau_0$  et  $\tau_s$  conduisent respectivement à l'augmentation significative de la limite d'élasticité et à celle de l'écroutissage durant la déformation de la brasure. L'effet de  $h_0$  est inverse à celui de  $\tau_s$  sur l'écroutissage, tandis que les grandes valeurs de  $n$  (par exemple une valeur de 50) rendent le comportement de la brasure moins visqueux [144].

Tableau 4.3. Jeux de paramètres pour l'étude de sensibilité.

Set	$h_0$ (MPa)	$\tau_s$ (MPa)	$\tau_0$ (MPa)	$n$	$\dot{\gamma}_0$ (s <sup>-1</sup> )	$q$
S1	360	31.5	19.0	17.75	0.001	1.4
S2	<b>720</b>	31.5	19.0	17.75	0.001	1.4
S3	<b>180</b>	31.5	19.0	17.75	0.001	1.4
S4	360	<b>63.0</b>	19.0	17.75	0.001	1.4
S5	360	<b>126.0</b>	19.0	17.75	0.001	1.4
S6	360	31.5	<b>9.5</b>	17.75	0.001	1.4
S7	360	31.5	<b>4.75</b>	17.75	0.001	1.4
S8	360	31.5	19.0	<b>50.00</b>	0.001	1.4

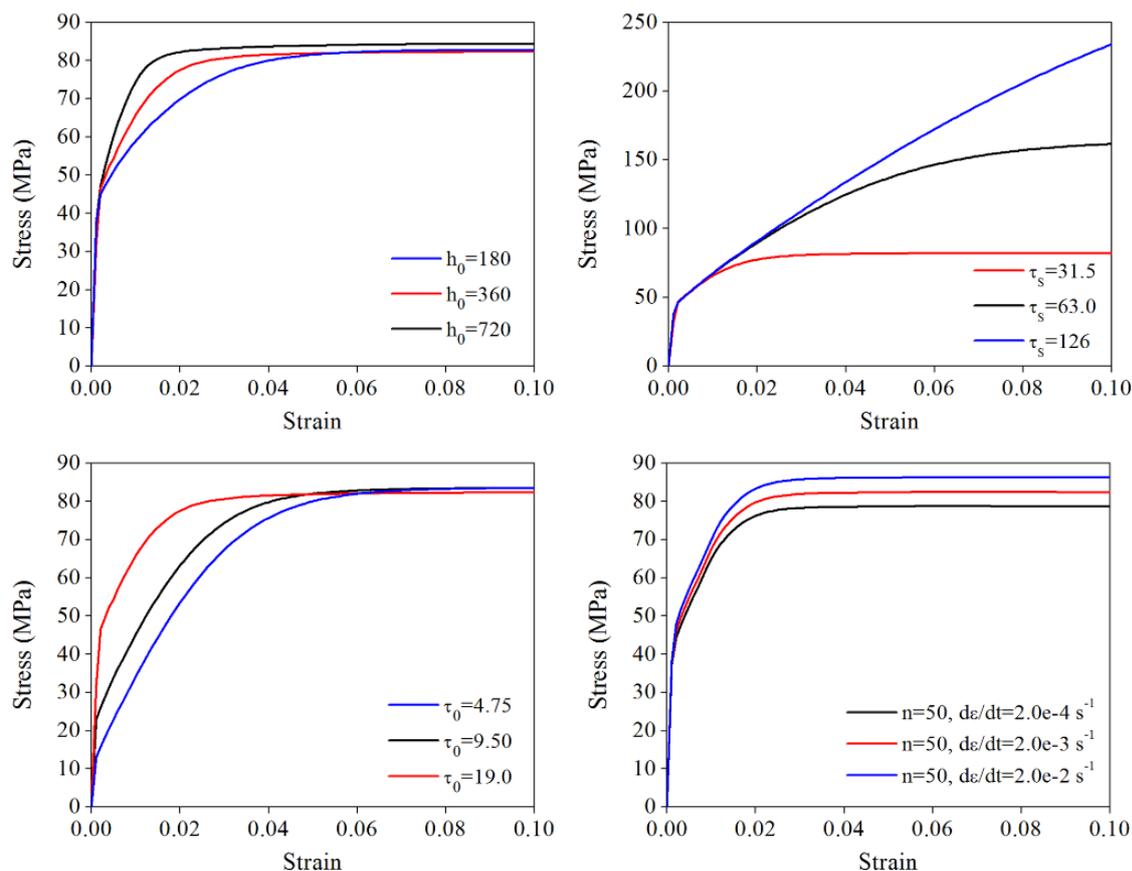


Figure 4.6. Etude EF sur la sensibilité des paramètres du modèle de plasticité cristalline.

### 4.3 Définition des indicateurs de fatigue à l'échelle microscopique

#### 4.3.1 Evaluation de la fatigue à l'échelle microscopique

Comme déjà mentionné plus tôt, un grand nombre de modèles ou de critères de fatigue existent. Une revue complète de ces modèles peut être trouvée dans le travail de Bhat et Patibandla [145]. En général, les modèles de fatigue sont utilisés pour prédire la perte d'intégrité d'un matériau par macrofissuration, en fournissant des critères utilisables dans les métiers de la conception. Cependant, dans le cas des joints brasés utilisés en microélectronique, les dimensions comme nous l'avons déjà vu sont très petites et avoisinent quelques centaines de micromètres. Dans leur grande majorité, les modèles de fatigue

classiques peuvent difficilement rendre compte des aspects microstructuraux, comme l'anisotropie des cristaux à l'échelle des joints brasés. La question à poser est donc de savoir comment cette anisotropie peut être incorporée dans un critère de fatigue afin d'améliorer les prédictions de fiabilité des brasures. Dans cette étude, quelques grandeurs utilisées dans les lois de fatigue, comme l'énergie plastique dissipée, seront calculés à l'échelle du grain et aussi examinées en corrélation avec la durée de vie du matériau. Les simulations réalisées dans cette partie reposeront donc sur le modèle de plasticité cristalline.

Les quantités de déformation obtenues à partir de l'approche de plasticité cristalline ont été souvent appliquées dans la littérature pour prédire l'amorçage de microfissures à l'échelle des grains du matériau. Un modèle énergétique a été proposé par Tanaka et Mura en se basant sur l'hypothèse que la microfissure se produit par l'apparition de dislocations irréversibles dans les bandes de glissement [146]. Sangid et al. ont calculé l'énergie d'une structure PSB (*persistent slip band*) et ont étudié les conditions de sa stabilité par rapport à une dislocation pour obtenir un critère de défaillance pour l'initiation de fissure en fatigue [147]. Manonukul et al. a utilisé le glissement plastique accumulé comme indicateur simple de l'initiation sous fatigue à grand nombre de cycles ou à faible nombre de cycles. Lorsque le glissement plastique accumulé critique est atteint, l'initiation de la fissure est supposée se produire [148]. En outre, une nouvelle quantité intitulée glissement plastique accumulé irréversible a aussi été définie comme une valeur critique pouvant être utilisée pour prédire l'initiation de fissure [149]. Des données expérimentales sélectionnées pour différents matériaux ont été examinées pour illustrer la bonne corrélation de cet indicateur avec le nombre de cycles à l'amorçage. L'ensemble de ces travaux démontre donc en partie la possibilité d'utiliser des quantités microscopiques pour prédire l'initiation de la fatigue. Ceci nous suggère d'appliquer aussi ces indicateurs pour évaluer la fiabilité des brasures à l'échelle des grains. Dans la suite, les glissements plastiques accumulés dans les grains seront donc les grandeurs qui seront choisies pour en examiner la corrélation avec la durée de vie en fatigue du joint brasé.

### 4.3.2 Analyse des indicateurs de fatigue

Quelques indicateurs utilisés dans les critères de fatigue sont présentés dans cette section. Certains de ces indicateurs sont plutôt adaptés à l'échelle macroscopique comme l'amplitude de déformation plastique, l'énergie plastique dissipée. Dans cette étude, les indicateurs considérés sont représentatifs de l'échelle microstructurale que l'on souhaite mieux décrire. Quoiqu'il en soit, l'indicateur devrait rester basé sur les mécanismes physiques de déformation plastique, même si c'est à une échelle microscopique, car ce type de grandeur s'avère pertinent dans les critères de fatigue.

- Amplitude de déformation plastique  $(\varepsilon_{eq}^p)_{g,max}$

Précédemment, l'amplitude de la déformation plastique équivalente a été utilisée dans la loi de fatigue de Coffin-Manson. Nous adaptons cette loi à l'échelle du grain en écrivant l'amplitude de déformation plastique de chaque grain durant un cycle.

$$(\varepsilon_{eq}^p)_{g,max} = \sqrt{\frac{2}{3} \varepsilon^{p,g} : \varepsilon^{p,g}} \quad (4.10)$$

où  $\varepsilon^{p,g}$  est la déformation plastique dans le grain prenant en compte les contributions de tous les systèmes de glissement.

- Energie plastique dissipée  $(w)_{g,max}$

L'énergie plastique dissipée dans un cycle stabilisé a été utilisée dans la loi de fatigue de Morrow. Cette valeur adoptée à l'échelle microscopique pour chaque grain est calculée comme ci-dessous :

$$(w)_{g,max} = \int_{t_0}^{t_1} \sigma^g : \dot{\varepsilon}^{p,g} dt \quad (4.11)$$

où  $\sigma^g$  est la contrainte dans le grain,  $\dot{\varepsilon}^{p,g}$  est la vitesse de déformation plastique du grain,  $t_0$  et  $t_1$  sont les temps correspondant au début et à la fin du cycle.

- Glissement accumulé  $\gamma_g^{acc}$

Le modèle de plasticité cristalline permet de déterminer des quantités physiques comme la déformation plastique macroscopique résultant des différents systèmes de glissement mais aussi le glissement plastique microscopique. On analysera ici la capacité de cette dernière quantité à être utilisée comme indicateur de fatigue. En effet, le glissement plastique microscopique est supposé expliquer l'origine du processus de fissuration puisqu'il quantifie l'effet du mouvement des dislocations dont l'accumulation au cours des cycles de charge conduit à l'amorçage de la rupture. Quelques auteurs ont déjà appliqué la valeur du glissement plastique accumulé pour estimer le nombre de cycles à l'initiation de l'endommagement [148,150]. Même si le sens physique de cette quantité peut encore être sujet à discussion, le glissement plastique accumulé par cycle de chargement semble être un choix pertinent pour l'analyse en fatigue du polycristal d'étain. La valeur absolue pour la déformation de cisaillement accumulée pour chaque grain est calculée comme :

$$\gamma_g^{acc} = \sum_{i=1,32} \left( \int_{t_0}^{t_i} |\dot{\gamma}_i| dt \right) \quad (4.12)$$

où  $\dot{\gamma}_i$  est la vitesse de déformation en cisaillement sur le système de glissement  $i$  ( $i=1,32$ ).

## 4.4 Analyse par éléments finis

### 4.4.1 Méthodologie multi-échelle

On décrit ici le développement de la méthodologie numérique adoptée pour évaluer la fatigue à l'échelle microscopique en partant d'une géométrie macroscopique du joint de brasure dans le module. Le schéma résumant l'approche est illustré sur la Figure 4.7. Les étapes de l'approche sont les suivantes :

- Résolution du modèle global (déjà faite au précédent chapitre) :
  - i. Construire le modèle global du module IGBT en exploitant toutes les symétries pour réduire le modèle; appliquer au modèle une densité de maillage relativement grossière pour avoir un temps de calcul réduit.
  - ii. Résoudre le modèle global sous chargement thermique cyclique pour trouver le cycle associé à la stabilité du comportement de la brasure et identifier la zone critique. La zone critique et son voisinage vont constituer le modèle local qui sera résolu de manière plus détaillée par la suite.
  - iii. Enregistrement lors du cycle stabilisé des déplacements nodaux sur les contours du domaine qui constituera le modèle local en vue de leur application comme conditions aux limites cycliques ultérieurement.
- Résolution du modèle local :
  - i. Simulation du modèle local seul (sous-modèle) extrait du modèle entier du module IGBT pour l'analyse de la fatigue dans la zone d'intérêt.
  - ii. Reconstruction de la zone critique du joint de brasure dans le modèle local par génération de la structure cristalline sur un petit volume. Le reste du sous modèle est maillé plus finement que dans le modèle global pour améliorer la précision des calculs.
  - iii. Résolution du sous-modèle en appliquant  $N$  cycles de chargement avec les conditions aux limites obtenues dans le modèle global.

- iv. Utilisation des indicateurs de fatigue (quantités physiques à l'échelle microscopique discutées précédemment) pour l'évaluation de la fatigue de la brasure.

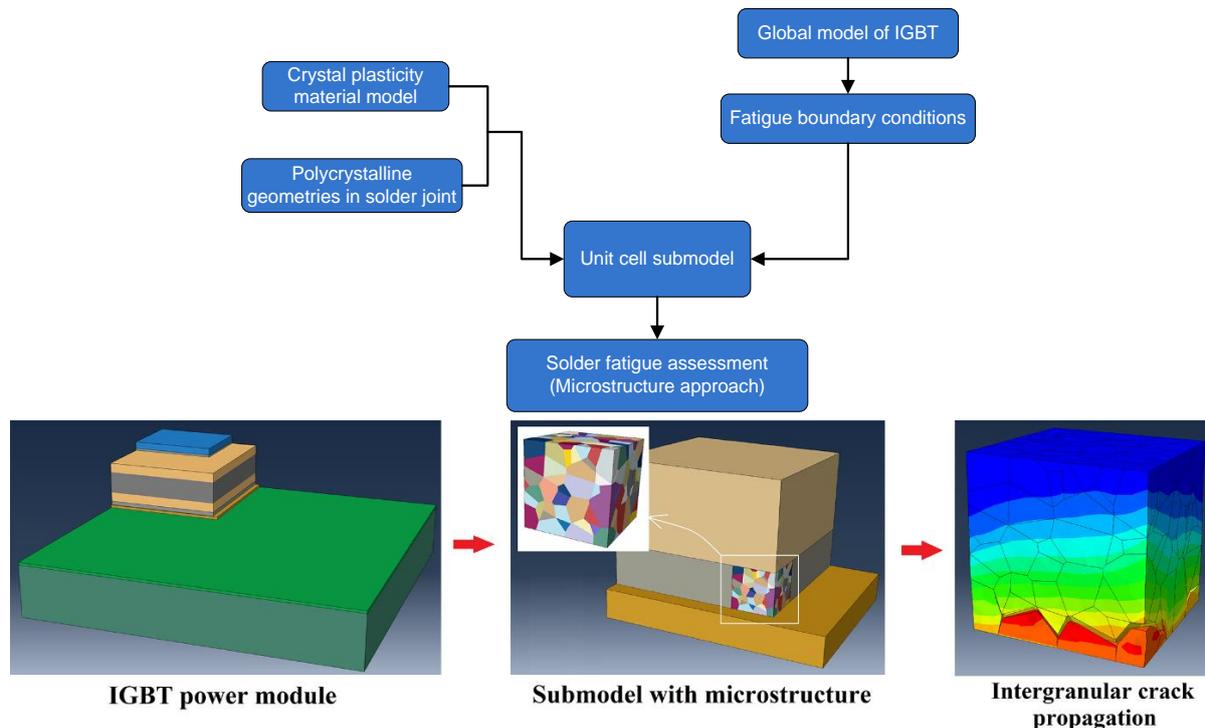


Figure 4.7. Approche multi-échelle pour l'étude de la fatigue d'un joint de brasure dans un module IGBT – Technique de sous-modélisation.

#### 4.4.2 Modèle EF

La géométrie et les propriétés des matériaux du module ont été discutées plus haut. Dans l'analyse EF présente, un cyclage passif est appliqué en imposant plusieurs cycles thermiques. Plusieurs cas de chargement seront réalisés dans lesquels la température maximale ( $T_{max}$ ) et la température minimale ( $T_{min}$ ) du cycle seront modifiés, comme reporté dans le Tableau 4.4. Ces différents profils thermiques permettront de réaliser la corrélation entre les indicateurs de fatigue choisis et les durées de vie correspondantes aux profils testés. Les autres paramètres du profil thermique demeurent quant à eux inchangés (durée du pallier de température et la vitesse de chauffage/refroidissement).

Tableau 4.4. Cas de charges étudiés (profils thermiques différents).

No	$T_{min}$ (°C)	$T_{max}$ (°C)
1	10	60
2	10	80
3	10	100
4	10	120
5	10	140

Après ces premières analyses EF, la deuxième étape des simulations peut être menée en calculant le sous-modèle du module englobant la zone d'intérêt où la brasure est la plus

sollicitée. La zone critique du joint brasé, localisée au coin de la couche, est modélisée par un cube de 0.123 mm de côté dans lequel l'agrégat de grains d'étain est généré. Le voisinage de la zone critique est modélisé classiquement à l'échelle macroscopique du milieu continu, comme illustré sur la Figure 4.9. L'agrégat polycristallin généré synthétiquement est constitué de 300 grains gouvernés par le modèle de plasticité cristalline décrit plus haut et de 1500 joints de grain environ, considérés pour le moment comme des interfaces parfaites. La taille moyenne des grains est de l'ordre de  $32\mu\text{m}$  ; ce qui correspond à la taille des grains observée expérimentalement sur ce type de brasure. La taille des grains est simplement estimée en prenant la racine cubique du volume de grain. Le modèle local, ou sous-modèle, ainsi créé est chargé durant 6 cycles thermiques, suffisants pour conduire à une réponse stabilisée de la brasure au niveau microstructural.

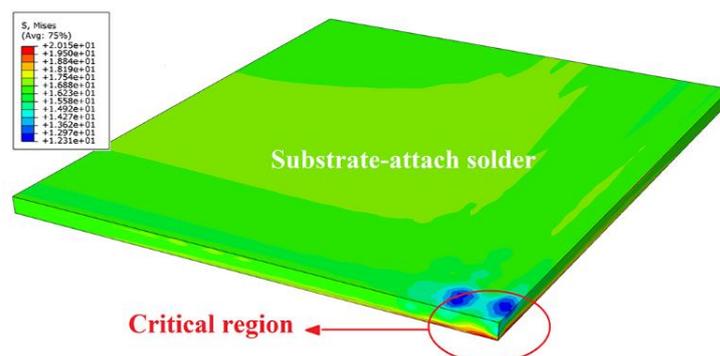


Figure 4.8. Localisation de la zone critique dans la brasure inférieure du modèle global du module.

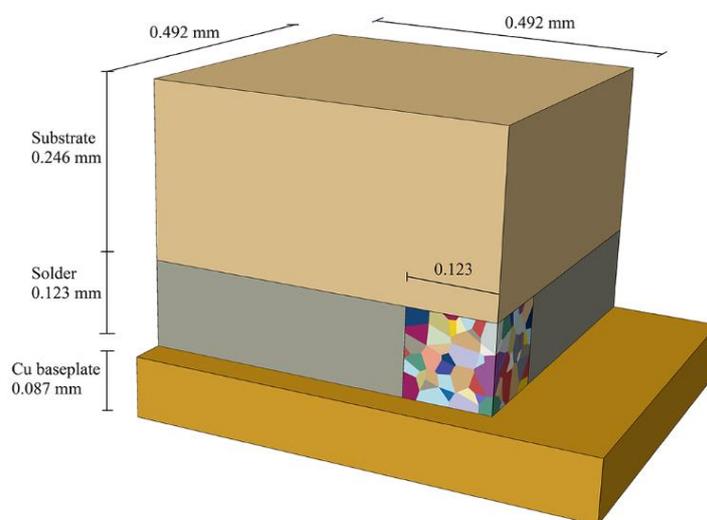


Figure 4.9. Géométrie du modèle local construit autour de la zone critique reproduite par sa structure cristalline.

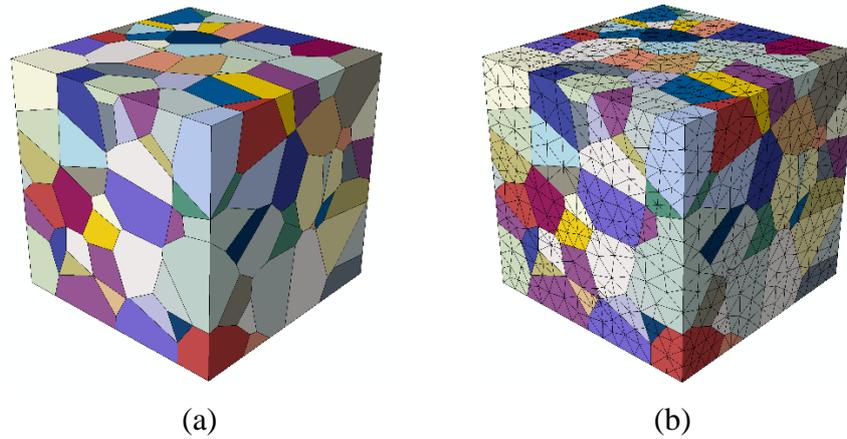


Figure 4.10. Microstructure de 300 grains aux joints brasés (a) et leur maillage (b).

## 4.5 Résultats et discussions

### 4.5.1 Résultat préliminaire

Le comportement microscopique du sous-modèle sera tout d'abord analysé dans cette section. Les distributions de la contrainte de Von-Mises et du glissement plastique sont représentées dans les Figure 4.11 et Figure 4.12, respectivement. En analysant les distributions de ces deux quantités, il est clair que la zone critique apparaît toujours au coin inférieur de la brasure, comme c'était le cas dans les simulations du modèle global. La distribution de la contrainte Von-Mises reproduite uniquement sur l'agrégat de 300 grains est représentée sur la Figure 4.13; elle montre une forte hétérogénéité dans la zone critique qui peut s'expliquer par l'anisotropie dans le polycristal due aux différentes orientations cristallographiques.

Les indicateurs de fatigue comme l'énergie plastique accumulée ont été calculés sur chaque grain suivant les formules présentées dans la Section 4.3.2. Les Figure 4.14 et Figure 4.15 présentent respectivement les évolutions temporelles de la contrainte et du glissement plastique accumulé pour trois grains sélectionnés aléatoirement dans l'agrégat de cristaux. On constate clairement que le comportement microstructural se stabilise rapidement après les premiers cycles thermiques, dès le 3<sup>ème</sup> cycle dans notre modèle. C'est pourquoi, le 4<sup>ème</sup> cycle du calcul EF est le cycle stabilisé choisi pour déterminer les indicateurs de fatigue.

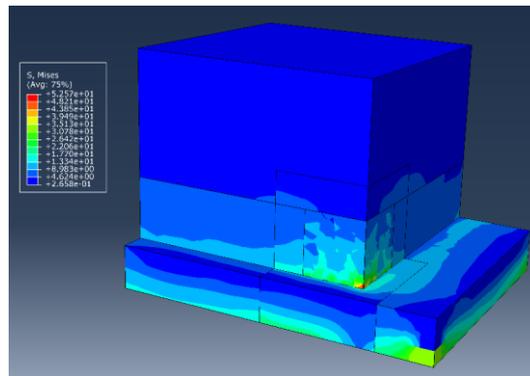


Figure 4.11. Distribution de la contrainte de Von-Mises dans le sous-modèle.

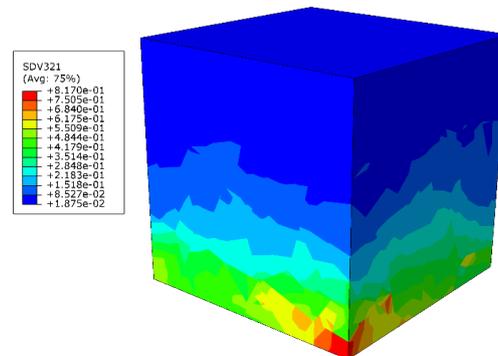


Figure 4.12. Distribution du glissement plastique dans la zone critique décrite par un agrégat de grains.

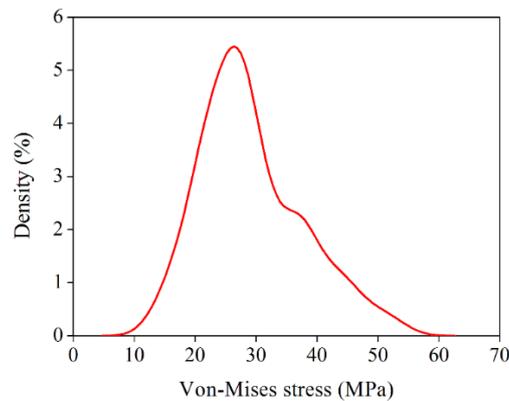


Figure 4.13. Densité de la contrainte Von-Mises pour les 300 grains de la zone critique.

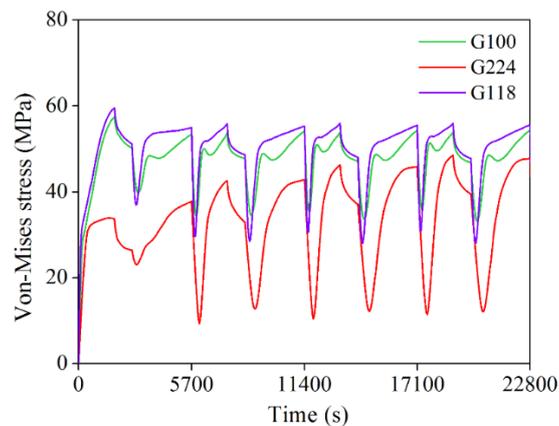


Figure 4.14. Evolution temporelle de la contrainte de Von-Mises durant les cycles thermiques imposés avec  $T_{max}=80^{\circ}\text{C}$ .

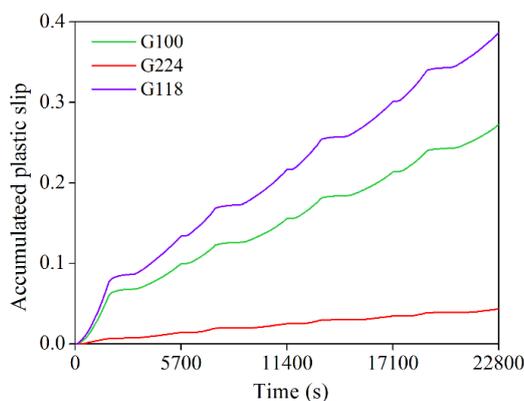


Figure 4.15. Evolution temporelle du glissement plastique durant les cycles thermiques imposés avec  $T_{max}=80^{\circ}\text{C}$ .

## 4.5.2 Evaluation des indicateurs de fatigue

### 4.5.2.1 Evaluations des indicateurs de fatigue à l'échelle microscopique

Afin d'évaluer la pertinence des indicateurs de fatigue mentionnés dans la section 4.3.2, le nombre de cycles à rupture pour les différents profils thermiques simulés nécessite tout d'abord d'être prédit. La méthode de prédiction de la durée de vie du module de puissance se fait selon la loi de fatigue modifiée en température que nous avons proposée au deuxième chapitre. Pour des raisons de simplification, la valeur de température est moyennée sur le cycle. Le Tableau 4.5 liste les valeurs obtenues pour les indicateurs de fatigue macroscopiques (déformation plastique et énergie dissipée) et les durées de vie correspondantes. A cette échelle, les deux lois de fatigue associées à ces grandeurs prédisent des durées de vie similaires pour chaque cas de chargement. Dans la suite du travail, les durées de vie basées sur l'énergie dissipée seront utilisées pour évaluer leur corrélation éventuelle avec les indicateurs de fatigue à l'échelle microscopique (glissement plastique, par exemple). En outre, on trouve aussi que la durée de vie des joints brasés chute rapidement quand l'intervalle de température augmente. Cette conclusion est également cohérente avec les conclusions faites dans l'étude sur l'effet du profil thermique sur la fiabilité.

Tableau 4.5. Prédiction des durées de vie basée sur les deux grandeurs/indicateurs macroscopiques.

Tmax	60	80	100	120	140
Energie plastique	0.00985	0.06236	0.21274	0.44691	0.751711
Nf (cycle)	85953	15213	4996	2364	1338
Déformation plastique	0.000176	0.000796	0.00251	0.00542	0.00965
Nf (cycle)	87931	17188	5156	2193	1129

La simulation numérique nous permet d'accéder à la déformation plastique et à la contrainte à l'échelle de grains. Les indicateurs macroscopiques sont ensuite calculés sur chaque grain en moyennant leur valeur sur le volume correspondant. Le Tableau 4.6 présente les valeurs maximales des grandeurs moyennées sur les grains au 4<sup>ème</sup> cycle pour chaque

profil thermique. Les corrélations log-log entre les deux indicateurs de fatigue et les durées de vie associées aux différents cyclages thermiques du système sont représentées sur les Figure 4.16 et Figure 4.17. Ces figures démontrent de très bonnes corrélations log-log pour les deux relations étudiées. Les résultats confirment donc la faisabilité de la démarche consistant à réécrire les lois de fatigue classiques comme celles de Coffin-Manson et Morrow à l'échelle microscopique en utilisant les grandeurs correspondantes calculées sur les grains. Les coefficients de ces lois sont aussi identifiés et listés dans le Tableau 4.7.

Tableau 4.6. Valeur des indicateurs de fatigue à l'échelle des grains pour différents profils thermiques.

Tmax	60	80	100	120	140
$(w)_{g,max}$	0.3503	0.6213	0.9596	1.439	2.0659
$(\epsilon_{eq}^p)_{g,max}$	0.00175	0.0027	0.00385	0.00525	0.00705
$\gamma_g^{acc}$	0.0467	0.0857	0.1399	0.2106	0.2970

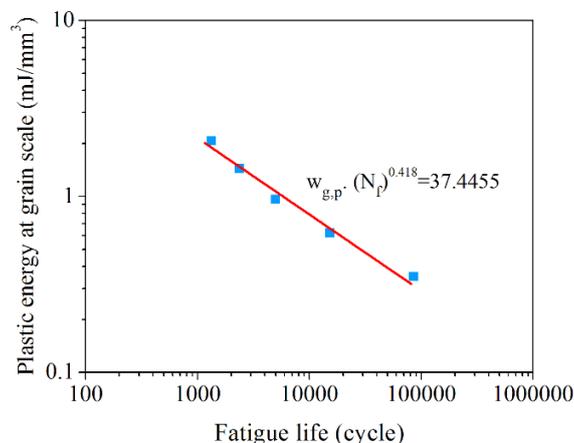


Figure 4.16. Relation entre durée de vie et énergie plastique à l'échelle des grains.

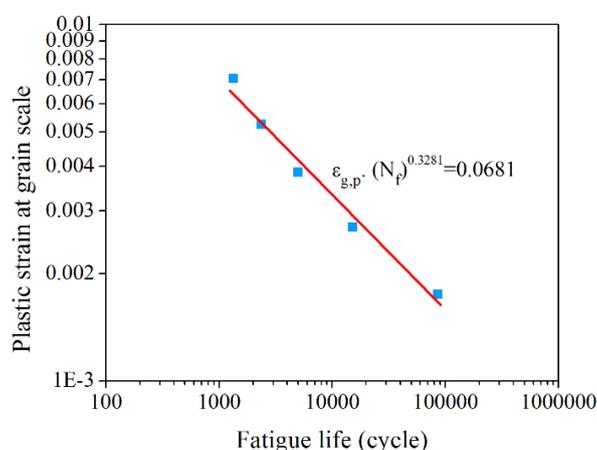


Figure 4.17. Relation entre durée de vie et amplitude de déformation plastique à l'échelle des grains.

Tableau 4.7. Paramètres identifiés des lois de fatigue adoptées à l'échelle microstructurale.

	Modèle basé sur énergie plastique	Modèle basé sur déformation plastique	Modèle basé sur glissement plastique
Coefficient de ductilité (A)	37.4455	0.0681	6.4461
Coefficient d'exposant (n)	0.4180	0.3281	0.4402

### 4.5.2.2 Glissement plastique accumulé

Cette fois-ci, la relation log-log entre glissement plastique accumulé et durée de vie pour différents cas de chargement est illustrée sur la Figure 4.18. Les données disponibles montrent également que le glissement plastique est en bonne corrélation avec la durée de vie  $N_f$  à travers une loi puissance. C'est pourquoi, une reformulation de la loi Coffin-Manson est proposée en ce qui concerne le glissement plastique de la manière suivante :

$$\gamma_{pl} N_f^n = \gamma_{pl,cum,f} \quad (4.13)$$

où  $n$ ,  $\gamma_{pl,cum,f}$  sont l'exposant et la valeur critique du glissement plastique dans la brasure, respectivement. Les deux paramètres sont identifiés et listés dans le Tableau 4.7.

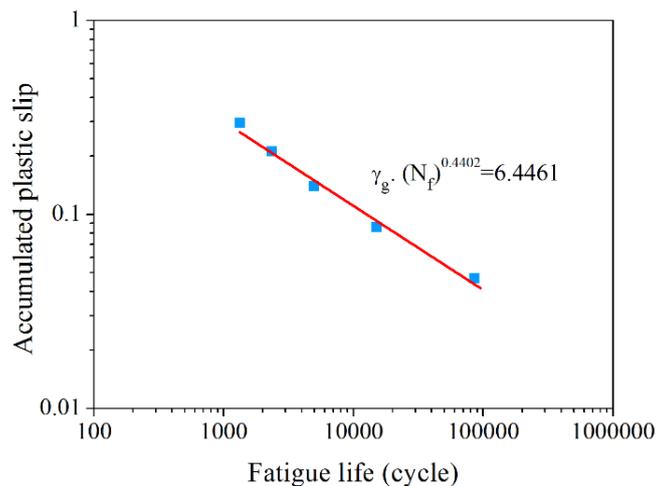


Figure 4.18. Relation entre durée de vie et glissement plastique à l'échelle des grains.

Il convient de souligner qu'une vérification expérimentale de cette relation nécessite d'être menée afin de confirmer la relation en loi puissance entre durée de vie et glissement plastique. La confirmation par des données mesurées de cette corrélation permettrait de proposer une nouvelle approche plus robuste basée sur quantité physique microstructurale apte à prédire l'initiation de l'endommagement, ainsi que la durée de vie.

## 4.6 Conclusion

Afin de caractériser les joints brasés de manière plus fine en raison de leurs faibles dimensions en usage, des modèles de comportement viscoplastique et de fatigue ont été proposés à l'échelle cristalline. Pour résoudre les difficultés liées au coût calcul que requiert une telle approche visant à intégrer les caractéristiques microstructurales, la technique de la sous-modélisation a été appliquée dans le but d'investiguer finement la zone critique de la brasure identifiée dans l'étude antérieure. Après la simulation du modèle global, la zone fortement sollicitée de la brasure, et donc susceptible d'être le lieu d'initiation des

mécanismes de fatigue, est isolée avec son voisinage immédiat et raffinée dans une seconde étape pour être décrite à l'échelle de la microstructure du matériau et accéder aux grandeurs microscopiques.

Les paramètres du modèle de plasticité cristalline sont pré-identifiés à l'aide d'un schéma d'homogénéisation à champs moyens appliqué à un agrégat de grains représentatif de la microstructure de la brasure. Les données expérimentales utilisées pour cette pré-identification proviennent des essais de traction uniaxiale. Ensuite, ces paramètres sont validés par des simulations éléments finis sur un volume élémentaire représentatif périodique dans lequel est intégrée la loi de plasticité cristalline.

Les résultats obtenus dans les simulations montrent une certaine anisotropie dans le comportement du joint de brasure en raison de ses faibles dimensions qui rendent l'effet des grains prépondérant. La zone critique dans laquelle l'initiation de fissure est susceptible de se produire est caractérisée par des valeurs élevées de contrainte et de déformation et se situe au coin de la couche de brasure proche de l'interface avec la semelle du module ; ce qui correspond à la même zone identifiée dans le modèle global à l'aide d'un modèle de comportement macroscopique mais aussi aux observations expérimentales. Quelques grandeurs macroscopiques (énergie plastique, déformation plastique équivalente) et microscopiques (glissement plastique accumulé) sont évalués en relation avec les durées de vie obtenues par les modèles de fatigue classiques. Les résultats montrent de bonnes corrélations entre durées de vie et indicateurs de fatigue que représentent les grandeurs calculées. Une loi de type puissance est identifiée, permettant ainsi de prédire la fatigue des joints brasés via une approche basée sur des quantités microstructurales. Néanmoins, une validation expérimentale pour vérifier la loi puissance reste à mener.

Dans ce travail, les paramètres de plasticité cristalline ont été supposés indépendants de la température pour des raisons de simplification. Cependant, il convient de noter que le comportement du matériau des alliages est connu pour être significativement sensible à la température. C'est pourquoi, il est nécessaire de prendre en compte à l'avenir cette dépendance thermique des lois constitutives à l'échelle microstructurale, particulièrement dans la procédure d'identification des paramètres du modèle. En outre, la prédiction de fatigue basée sur les quantités microstructurales comme le glissement plastique cumulé suppose que l'endommagement s'initie et se propage sur bandes de glissement au sein des grains et que les joints de grains restent quant à eux intacts. Cette hypothèse est contredite dans certains cas de chargement puisque l'observation expérimentale de la fatigue des joints brasés montre aussi une certaine proportion de fissuration intergranulaire. Dans le chapitre

suisant, l'approche à zone cohésive sera donc utilisée pour intégrer cet aspect important dans la modélisation de la fatigue des joints brasés.



---

# Chapitre 5 Prise en compte de la fissuration intergranulaire dans la brasure

---

## Sommaire

Chapitre 5 Prise en compte de la fissuration intergranulaire dans la brasure .....	131
5.1 Introduction.....	132
5.2 Modèle à zone cohésive .....	132
5.2.1 Formulation éléments finis .....	133
5.2.2 Modèle d'endommagement en mode mixte.....	136
5.2.3 Validation sur un élément simple 3D.....	141
5.3 Paramètres du modèle à zone cohésive.....	143
5.4 Simulation numérique.....	146
5.5 Résultats et discussions.....	147
5.6 Conclusion .....	150

## 5.1 Introduction

Les observations expérimentales indiquent que la défaillance en fatigue de la brasure sans plomb semble encline à se produire aux joints de grains en raison de l'anisotropie forte résultant des différentes orientations cristallographiques [88,151]. Cela suggère que les propriétés des joints de grains sont cruciales pour la tenue à la rupture de la brasure. Afin de modéliser le tel mode de fissuration dans le matériau, l'approche à zone cohésive, qui a prouvé son efficacité dans de nombreuses applications, est utilisée dans ce chapitre. Cette approche est largement connue et a été appliquée à une variété de matériaux pour étudier la délamination des joints structuraux [82]. Ses capacités pour examiner la rupture aux interfaces intermétalliques dans les assemblages microélectroniques sont démontrées dans plusieurs travaux [87,152]. Dans des études récentes, le modèle à zone cohésive a aussi été utilisé pour évaluer la fissuration à l'échelle microscopique au niveau des joints de grains. Par exemple, les travaux décrits dans [153] et [154] ont montré qu'un modèle de plasticité cristalline couplée à une approche cohésive permet de décrire l'évolution de fissures aux joints de grains pour des matériaux polycristallins sous déformation imposée. Un modèle d'homogénéisation analytique basé sur l'approche cohésive a récemment été proposé par Benabou et al. [155] afin d'étudier la décohésion aux joints de grain pour l'alliage Cu-Ni-Si. Slack et al. [156] ont développé une formulation EF explicite pour l'endommagement intergranulaire en fatigue dans les contacts roulants où la défaillance aux joints de grains est traitée en utilisant l'approche à zone cohésive. Une description de l'endommagement intergranulaire en fatigue thermique a été faite dans [88].

Fort de ces développements antérieurs, nous proposons dans ce chapitre une méthodologie numérique pour reproduire l'initiation et la propagation de l'endommagement aux joints de grains sous fatigue pour le cas d'une brasure utilisée dans un module de puissance [157]. Cette reproduction de la fissuration intergranulaire sera entreprise dans le modèle local contenant la zone critique de la brasure, telle qu'elle a été identifiée dans les chapitres précédents. Un modèle micromécanique EF, couplant l'approche de plasticité cristalline avec celle de zone cohésive, est développé pour, d'une part, prendre en compte l'anisotropie et les systèmes de glissement des cristaux  $\beta$ -Sn, et d'autre part, décrire la défaillance aux joints de la brasure. Les paramètres de CZM seront ici estimés en se basant sur des quantités physiques.

## 5.2 Modèle à zone cohésive

Le modèle à zone cohésive utilisé dans ces travaux dérive d'un potentiel thermodynamique. Le modèle intègre l'effet d'un mode mixte de chargement réalisé en introduisant des paramètres équivalents pour les sollicitations d'ouverture et de glissement. Une variable d'endommagement scalaire est utilisée afin de décrire la fatigue sous chargement cyclique. La traction cohésive dépend à la fois de l'état de l'endommagement et des valeurs de séparation au niveau des surfaces de zone cohésive. Les équations décrivant l'évolution des diverses quantités sont irréversibles et dépendantes de l'histoire du chargement.

### 5.2.1 Formulation éléments finis

En négligeant la force volumique et en considérant la contribution de la zone cohésive dans le matériau, le principe des travaux virtuels permet s'écrire :

$$\int_V \sigma : \delta \varepsilon dV + \int_{S_{int}} T_{CZ} : \delta \Delta u dS = \int_{S_{ext}} T_{ext} : \delta u dS \quad (5.1)$$

où  $\sigma$  est le tenseur de la contrainte de Cauchy,  $\varepsilon$  est le tenseur de déformation,  $u$  est le vecteur de déplacement;  $V$ ,  $S_{int}$  et  $S_{ext}$  représentent respectivement le volume du solide, la surface intérieure définie par la zone cohésive et la surface extérieure sur laquelle les forces extérieures sont appliquées (Figure 5.1a). La force cohésive transmise à travers la zone cohésive est dénotée par  $T_{CZ}$  et est liée au saut de déplacement  $\Delta$ . Le saut de déplacement est calculé en faisant la différence entre les valeurs de déplacement sur les deux surfaces de l'interface cohésive (Figure 5.1b).

Dans le précédent chapitre, l'agrégat polycristallin dans le modèle local a été maillé par des éléments tétraédriques. Ce maillage est repris mais des éléments cohésifs, de géométrie triangulaire 3D pour assurer la conformité du maillage, sont insérés entre les grains pour discrétiser les joints de grains. Sur la Figure 5.2 est représenté un élément cohésif typique 3D constitué de 6 nœuds et qui sera utilisé dans notre étude. La numérotation des nœuds l'élément cohésif respecte la convention du logiciel Abaqus. Le comportement de cet élément est intégré à Abaqus comme un nouvel élément via la routine utilisateur UEL.

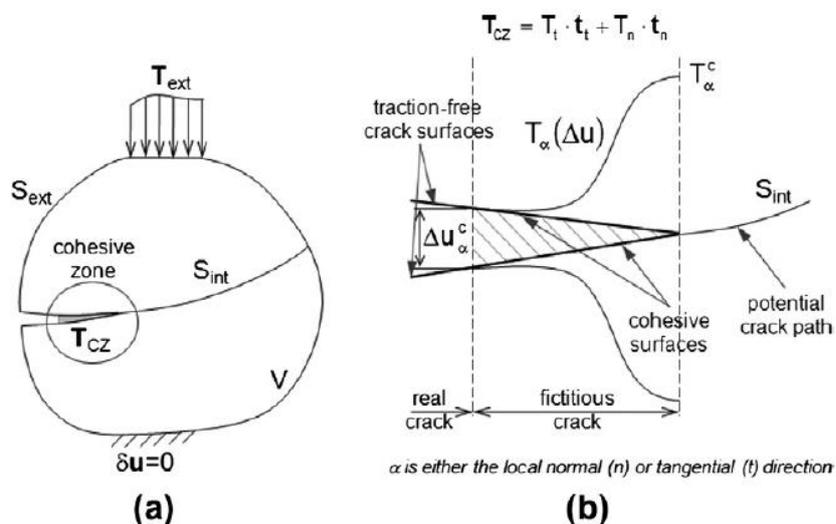


Figure 5.1. (a) Schéma du problème mécanique, (b) comportement mécanique de la zone cohésive.

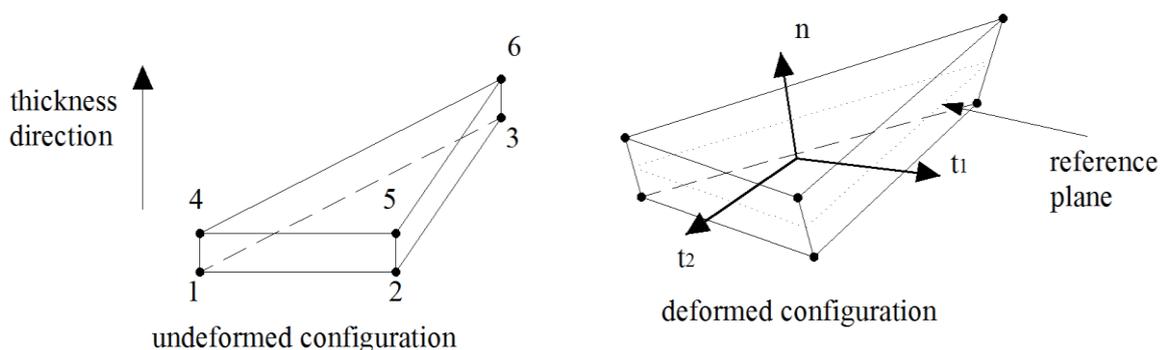


Figure 5.2. Géométrie d'un élément cohésif à 6 nœuds représenté dans les configurations non-déformée et déformée.

Durant la déformation, les faces de l'élément cohésif se déplacent et génèrent des déplacements relatifs normaux et tangentiels. Cette déformation génère l'apparition d'une contrainte qui obéit à la relation de traction-séparation définissant le milieu cohésif. Dans le système des coordonnées de référence  $(x, y)$ , les déplacements de chaque nœud sont exprimés par  $(u_i, v_i)$  où  $i$  est le numéro de nœud. Les déplacements nodaux dans le plan moyen (plan de référence) sont calculés comme :

$$\{\Delta u\} = [A]\{u\} \quad (5.2)$$

$$\text{où } \{u\} = \{u_1 \ v_1 \ w_1 \ u_2 \ v_2 \ w_2 \ u_3 \ v_3 \ w_3 \ u_4 \ v_4 \ w_4 \ u_5 \ v_5 \ w_5 \ u_6 \ v_6 \ w_6\} \quad (5.3)$$

et  $[A] = (-I_{9 \times 9} \mid I_{9 \times 9})$  où  $I_{9 \times 9}$  dénote une matrice unitaire  $9 \times 9$ .

En se basant sur les déplacements nodaux sur le plan de référence, l'ouverture de l'élément cohésif est interpolée aux points de Gauss grâce aux fonctions de forme standards  $N_i(\xi, \eta)$  :

$$\Delta(\xi, \eta) = [N]\{\Delta u\} \quad (5.4)$$

$$\text{où } [N] = \begin{bmatrix} N_1 & 0 & 0 & N_2 & 0 & 0 & N_3 & 0 & 0 \\ 0 & N_1 & 0 & 0 & N_2 & 0 & 0 & N_3 & 0 \\ 0 & 0 & N_1 & 0 & 0 & N_2 & 0 & 0 & N_3 \end{bmatrix} \quad (5.5)$$

$$\text{On obtient : } \Delta(\xi, \eta) = [N][A]\{u\} = [B]\{u\} \quad (5.6)$$

où  $[B]$  est une matrice de  $3 \times 18$ ,  $\Delta(\xi, \eta)$  est un vecteur de  $3 \times 1$ .

L'ouverture dans le système des coordonnées locales,  $\Delta_{loc}$ , peut être calculée comme :

$$\Delta_{loc} = \begin{bmatrix} \Delta_{t_1} \\ \Delta_{t_2} \\ \Delta_n \end{bmatrix} R^T \Delta = R^T [B]\{u\} \quad (5.7)$$

Le comportement constitutif de la zone cohésive peut être exprimé dans le système des coordonnées locales par la relation suivante entre le vecteur de traction  $T_{loc}(T_{t_1}, T_{t_2}, T_n)$  et l'ouverture  $\Delta_{loc}(\Delta_{t_1}, \Delta_{t_2}, \Delta_n)$ :

$$T_{loc} = D \Delta_{loc} \text{ avec } D = \frac{\partial T_{loc}}{\partial \Delta_{loc}} = \begin{bmatrix} \frac{\partial T_{t_1}}{\partial \Delta_{t_1}} & \frac{\partial T_{t_1}}{\partial \Delta_{t_2}} & \frac{\partial T_{t_1}}{\partial \Delta_n} \\ \frac{\partial T_{t_2}}{\partial \Delta_{t_1}} & \frac{\partial T_{t_2}}{\partial \Delta_{t_2}} & \frac{\partial T_{t_2}}{\partial \Delta_n} \\ \frac{\partial T_n}{\partial \Delta_{t_1}} & \frac{\partial T_n}{\partial \Delta_{t_2}} & \frac{\partial T_n}{\partial \Delta_n} \end{bmatrix} \quad (5.8)$$

où  $D$  est la matrice de rigidité locale. Il est à noter que les termes non-diagonaux de la matrice de rigidité locale sont ici égaux à zéro car les tractions locales sont choisies exclusivement dépendantes des ouvertures dans les directions associées.

L'implantation du modèle CZM dans la routine utilisateur UEL (Abaqus) exige de définir la matrice de rigidité et le vecteur de force nodale. En appliquant le principe des travaux virtuels sur un élément cohésif, on obtient :

$$W_{coh} = \int_{S_{int}} T_{loc} : \delta \Delta_{loc} dS = \delta u^T \int_{S_{int}} [B]^T [R] T_{loc} dS \quad (5.9)$$

Le vecteur de force nodale s'écrit :

$$\{f_N\} = \int_{S_{int}} [B]^T [R] T_{loc} dS = \iint [B]^T [R] T_{loc} \det[J] d\xi d\eta \quad (5.10)$$

où  $\det[J]$  est le déterminant de la matrice Jacobienne définissant la transformation des coordonnées globales  $(x, y, z)$  vers les coordonnées locales  $(\xi, \eta)$ .

La matrice de rigidité, de dimension 18 x 18, est définie comme :

$$[K] = \frac{\partial \{f_N\}}{\partial \{u\}} = \int_{S_{int}} [B]^T [R] D [R]^T [B] dS = \iint [B]^T [R] D [R]^T [B] \det[J] d\xi d\eta \quad (5.11)$$

### 5.2.2 Modèle d'endommagement en mode mixte

Cette section présente le modèle d'endommagement en mode mixte retenu pour décrire le comportement de rupture sous chargement multiaxial. Le critère de rupture en mode mixte est basé sur l'énergie dissipée. Les relations constitutives sont présentées ci-dessous en considérant directement la situation en mode mixte. Le mécanisme d'endommagement est intégré à la loi constitutive de zone cohésive par une variable globale d'endommagement. Durant l'endommagement, cette variable varie selon une loi d'évolution particulière.

Dans le cas du développement de fissure selon les 3 modes élémentaires (un mode normal et deux modes tangentiels), le potentiel thermodynamique de la zone cohésive s'écrit :

$$\begin{aligned} \Psi(\Delta_{loc}, d) &= \frac{1}{2}(1-d) \left[ k_n \langle \Delta_n \rangle^2 + k_{t_1} \Delta_{t_1}^2 + k_{t_2} \Delta_{t_2}^2 \right] + \frac{1}{2} k_{comp} \langle -\Delta_n \rangle^2 \\ &= \frac{1}{2}(1-d) \left[ k_n \langle \Delta_n \rangle^2 + k_t \Delta_t^2 \right] + \frac{1}{2} k_{comp} \langle -\Delta_n \rangle^2 \end{aligned} \quad (5.12)$$

où  $d$  est défini comme la variable globale d'endommagement prenant en compte les effets des différentes directions de sollicitation (normale et tangentielles), le symbole  $\langle . \rangle$  est le crochet de MacAuley défini comme  $\langle x \rangle = (x + |x|) / 2$ . Les constants  $k_n$ ,  $k_{t_1}$  et  $k_{t_2}$  sont les rigidités initiales dans la direction normale et les deux directions tangentielles, respectivement. Pour des raisons de simplification, en supposant  $k_{t_1} = k_{t_2} = k_t$ , nous combinons les deux composantes tangentielles en une seule composante  $\Delta_t = \sqrt{\Delta_{t_1}^2 + \Delta_{t_2}^2}$ . La constante de matériau  $k_{comp}$  est la rigidité de compression de l'interface. La zone cohésive reste quasiment rigide sous compression car il n'y pas d'endommagement en compression. La rigidité de compression est donc choisie suffisamment grande afin d'éviter l'interpénétration de l'interface lors de l'inversion du chargement.

Le vecteur de traction cohésive dans la base est dérivé du potentiel thermomécanique comme suit :

$$\begin{cases} T_n = \frac{\partial \Psi}{\partial \Delta_n} = (1-d) k_n \langle \Delta_n \rangle + k_{comp} \langle -\Delta_n \rangle \\ T_t = \frac{\partial \Psi}{\partial \Delta_t} = (1-d) k_t \Delta_t \end{cases} \quad (5.13)$$

On observe que l'opérateur crochet  $\langle . \rangle$  est seulement appliqué lorsque la séparation normale est négative (compression).

Comme dans le travail de Valoroso [158], la force thermomécanique (taux de restitution d'énergie) en mode mixte est calculée de la manière suivante :

$$Y_m = -\frac{\partial \Psi}{\partial d} = Y_I + Y_{II} \quad (5.14)$$

où les indices  $I$ ,  $II$  et  $m$  désignent le mode I de tension, le mode II de cisaillement, et le mode mixte, respectivement. Il est à noter que le mode II de cisaillement résulte de la combinaison de deux différents modes de cisaillement (dans les directions  $t_1$  et  $t_2$  dans notre cas). Les forces thermomécaniques en modes purs associées à la variable d'endommagement sont données par :

$$Y_I = \frac{1}{2} k_n \langle \Delta_n \rangle^2 \quad \text{et} \quad Y_{II} = \frac{1}{2} k_n \Delta_t^2 \quad (5.15)$$

La Figure 5.3 présente les relations traction-séparation pour les modes purs dans les directions normale et tangentielle. Les lois constitutives pour les modes purs incluent les conditions de charge et de décharge qui sont liées à la valeur de la variable d'endommagement. Pour simplifier les formulations, la traction effective et la séparation effective sont utilisées dans la suite pour définir une loi de traction-séparation unique, permettant de piloter néanmoins les différents modes séparément.

En se basant sur l'Equation 5.14, la force thermomécanique en mode mixte peut être exprimée comme :

$$Y_m = \frac{1}{2} k_n \Delta^2 \quad (5.16)$$

où  $\Delta$  est l'ouverture effective prenant en compte les contributions des deux modes et définie par la formule :

$$\Delta = \sqrt{\langle \Delta_n \rangle^2 + \alpha^2 \langle \Delta_t \rangle^2} \quad \text{avec} \quad \alpha^2 = \frac{k_t}{k_n} \quad (5.17)$$

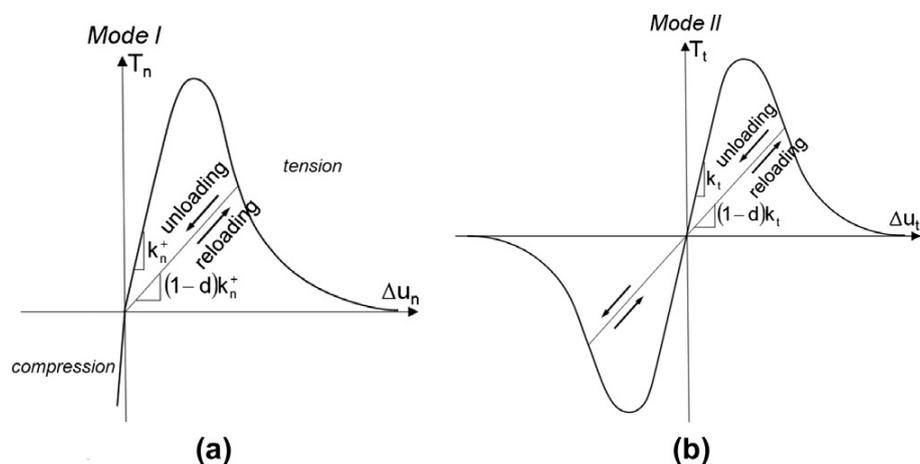


Figure 5.3. Relation de traction-séparation dans les modes purs : (a) mode normal, (b) mode tangentiel.

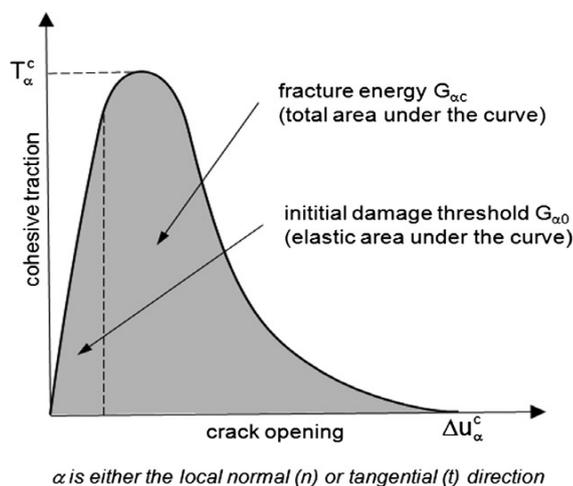


Figure 5.4. Définition des énergies cohésives pour l'initiation et la rupture totale en mode mixte.

Le paramètre  $\alpha$  mesure la contribution relative des deux modes à l'ouverture effective. Cette contribution est dépendante de la rigidité dans les directions normale et tangentielle.

Un autre paramètre en mode mixte,  $\beta$ , permet de mesurer la contribution relative des deux modes purs à l'initiation et l'évolution de l'endommagement et est introduit comme:

$$\beta = \alpha \tan(\varphi) \quad (5.18)$$

où  $\varphi$  est l'angle de chargement donné par :

$$\varphi = \arctan\left(\frac{\Delta_t}{\langle \Delta_n \rangle}\right) \in [0, \pi / 2] \quad (5.19)$$

Les contributions de la force thermomécanique aux modes purs peuvent ainsi être exprimés selon :

$$Y_I = \frac{1}{1 + \beta^2} Y_m; \quad Y_{II} = \frac{\beta^2}{1 + \beta^2} Y_m \quad (5.20)$$

En excluant le terme garantissant la non-interpénétration en compression, la loi constitutive de l'interface cohésive exprimée par l'Equation 5.13 peut être également écrite comme :

$$T = (1-d)k_n \Delta \quad (5.21)$$

où  $T$  est la force cohésive équivalente qui est calculée par la relation suivante :

$$T = \left( T_n^2 + \frac{1}{\alpha^2} T_t^2 \right)^{1/2} \quad (5.22)$$

En dérivant par rapport au temps l'Equation 5.16, on obtient l'expression suivante :

$$Y_m = k_n \Delta \dot{\Delta} \quad (5.23)$$

Afin de décrire l'initiation et l'évolution de l'endommagement pour l'interface cohésive, un critère de défaillance  $f(Y_m, d) \leq 0$  est utilisé comme dans le travail de Moriconi [159]. Ce critère impliquant l'histoire du chargement prend en compte l'irréversibilité de l'endommagement et il est exprimé en termes des paramètres d'énergie.

$$f(Y_m, d) = \int_0^t (1-d) \langle \dot{Y}_m \rangle dt - (G_m^i + (G_m^c - G_m^i) d) \quad (5.24)$$

où  $G_m^i$  est l'énergie cohésive équivalente pour l'initiation de l'endommagement, et  $G_m^c$  représente l'énergie cohésive équivalente pour la rupture totale. Ces valeurs équivalentes sont calculées en se basant sur les critères d'initiation et de fracture en modes purs. La valeur  $G_m^i$  assure l'existence d'une limite d'endurance de fatigue sous laquelle la rupture ne peut jamais s'initier.

En mode mixte, les lois constitutives dans les directions normales et tangentielles sont supposées ne pas interférer l'une sur l'autre. Afin d'introduire un critère global d'endommagement permettant de décrire l'évolution de l'endommagement et respectant la forme de critère proposée par Camanho et Davila [160], on propose les relations suivantes :

$$\left( \frac{Y_I}{G_I^i} \right)^{\alpha_1} + \left( \frac{Y_{II}}{G_{II}^i} \right)^{\alpha_2} = 1 ; \quad \left( \frac{G_I}{G_I^c} \right)^{\beta_1} + \left( \frac{G_{II}}{G_{II}^c} \right)^{\beta_2} = 1 \quad (5.25)$$

où  $G_I^i$  et  $G_{II}^i$  sont les seuils critiques d'initiation en mode pur, tandis que  $G_I^c$  et  $G_{II}^c$  sont les énergies de rupture pour les modes I et II, respectivement. La Figure 5.4 illustre un exemple de loi cohésive avec la signification de certains paramètres cohésifs. L'énergie totale de rupture représente l'aire sous la courbe traction-séparation. Les quantités  $G_I$  et  $G_{II}$  représentent les énergies cohésives en mode I et mode II :

$$G_I = \int_0^{\Delta_n} T_n \langle d\Delta_n \rangle; \quad G_{II} = \int_0^{\Delta_I} T_I |d\Delta_I| \quad (5.26)$$

avec la valeur en mode mixte de l'énergie cohésive à la rupture complète donnée par  $G = G_I + G_{II}$ . Après quelques manipulations simples des Equation (5.25) et Equation (5.20), en prenant  $\alpha_1 = \alpha_2$  et  $\beta_1 = \beta_2$ , on obtient les énergies cohésives à l'initiation et à la rupture en mode mixte :

$$\begin{cases} G_m^i = \frac{(1 + \beta^2)G_I^i G_{II}^i}{G_{II}^i + \beta^2 G_I^i} \\ G_m^c = \frac{(1 + \beta^2)G_I^c G_{II}^c}{G_{II}^c + \beta^2 G_I^c} \end{cases} \quad (5.27)$$

Il convient de noter que les énergies cohésives à l'initiation en modes purs  $G_I^i$  et  $G_{II}^i$  peuvent être obtenues dans les cas limite  $\varphi \rightarrow 0$  et  $\varphi \rightarrow \pi/2$ , respectivement.

Lorsque le critère  $f=0$ , formulé dans l'Equation 5.24, est satisfait, l'évolution de l'endommagement est obtenue en appliquant la condition de consistance (consistency condition)  $\dot{f} = 0$  :

$$\dot{d} = \begin{cases} \frac{(1-d)k_n}{G_m^c - G_m^i} \Delta \dot{\Delta} & \text{si } \dot{\Delta} \geq 0 \\ 0 & \text{si } \dot{\Delta} < 0 \end{cases} \quad (5.28)$$

La loi d'évolution de l'endommagement implique que cette évolution dépend non seulement de l'ouverture équivalente  $\Delta$  mais aussi de l'état actuel de l'endommagement  $d$ . La deuxième équation indique simplement que, durant la phase de décharge, l'état de l'endommagement n'évolue pas.

Le problème majeur des modèles CZM en général est celui de la convergence numérique dans la simulation. En effet, la convergence dépend significativement de la taille des éléments, des propriétés matérielles du système et des paramètres du modèle cohésif utilisé. C'est pourquoi, afin d'améliorer la convergence numérique du modèle après sa formulation EF, une technique de régularisation visqueuse standard est appliquée. Pour ce faire, une variable visqueuse d'endommagement,  $d_v$ , est utilisée pour remplacer  $d$  en appliquant la relation suivante :

$$\dot{d}_v = -\frac{1}{\mu}(d_v - d) \quad (5.29)$$

où  $\mu$  est le paramètre visqueux représentant le temps de relaxation du système visqueux. Le détail de cette méthode peut être trouvé dans [155,161]. Les paramètres d'entrée pour le modèle CZM comprennent donc les rigidités dans les différentes directions, et les énergies cohésives dans les modes purs pour l'initiation et la fracture. Dans cette étude, le maillage des joints de grain est fait par des éléments cohésifs de forme triangulaire avec une épaisseur nulle afin de s'adapter aux éléments tétraogonaux utilisés pour mailler les volumes des grains, tandis que loi constitutive de traction-séparation est implémentée dans la routine utilisateur UEL d'Abaqus. Un synoptique de la routine UEL Abaqus est représenté sur la Figure 5.5.

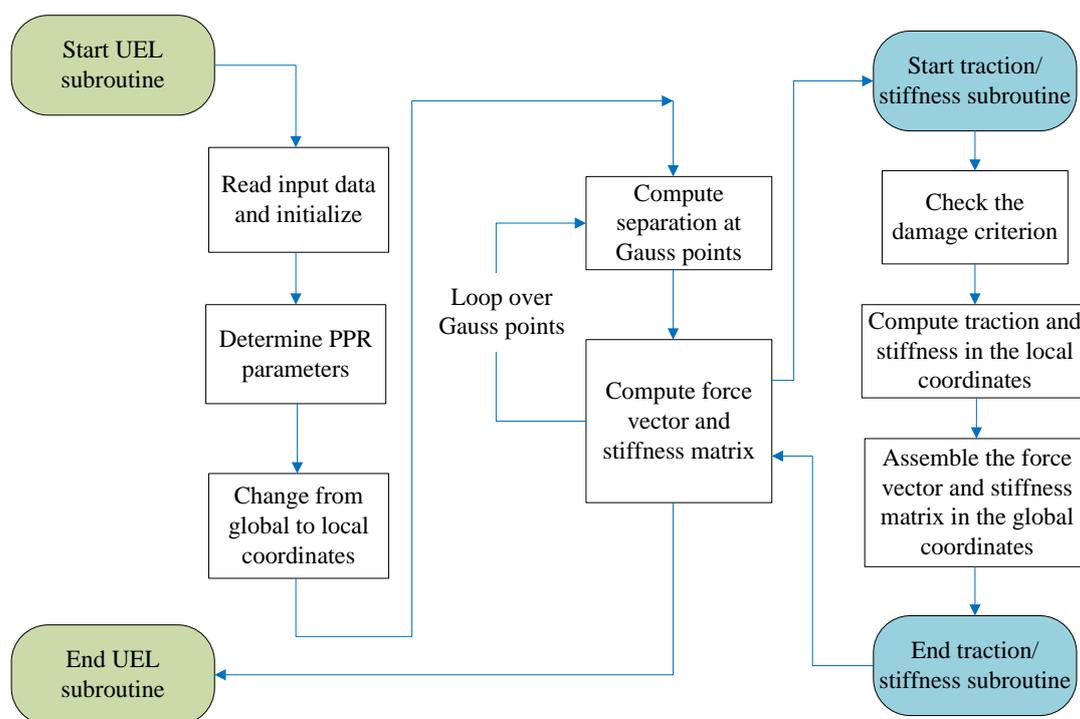


Figure 5.5. Synoptique de la routine UEL pour le modèle à zone cohésive.

### 5.2.3 Validation sur un élément simple 3D

Un test élémentaire a été effectué afin de valider l'implémentation numérique du CZM. Nous avons modélisé deux modèles simples 3D. Le premier soumis à une charge en mode I comprend seulement un élément cohésif plus un élément volumique (Figure 5.6a). Le second se constitue d'une interface cohésive intercalée entre deux éléments volumiques (Figure 5.6b). Ce deuxième modèle sera chargé par une charge en mode mixte et aussi une charge cyclique dans une autre simulation. Les éléments volumiques ont un comportement obéissant à une loi de matériau linéaire isotrope. Les paramètres numériques sont donnés dans le Tableau 5.1.

La Figure 5.7a illustre une relation de traction-séparation en mode purement normal tandis que les relations en mode mixte (I et II) sont tracées sur la Figure 5.7b. En mode pur, la

traction normale maximale de l'élément est de 275 N/mm<sup>2</sup>. Cependant en mode mixte, cette valeur diminue légèrement à 240 N/mm<sup>2</sup> selon le critère d'énergie en mode mixte qui a été appliqué. Afin de vérifier la bonne évolution de la variable d'endommagement en fatigue, un test de chargement cyclique en mode mixte a été aussi effectué. Les Figure 5.8a et Figure 5.8b présentent les relations cohésives cycliques durant 5 cycles en mode normal et en mode tangentiel, respectivement. La rigidité de compression significativement haute ( $100k_n$ ) a permis d'éviter le phénomène de l'interpénétration dans l'utilisation de l'élément cohésif. Ces résultats numériques préliminaires permettent, en conséquence, de confirmer la validation de l'implantation numérique du modèle CZM proposé en mode mixte.

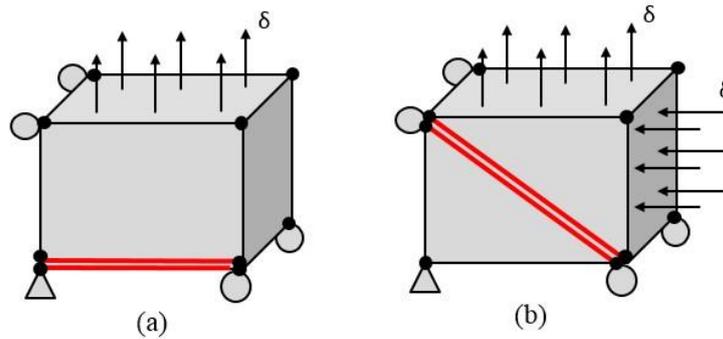


Figure 5.6. Configuration des tests réalisés pour valider l'implantation numérique du modèle CZM : (a) traction uniaxiale en mode I, (b) traction en mode mixte (I et II).

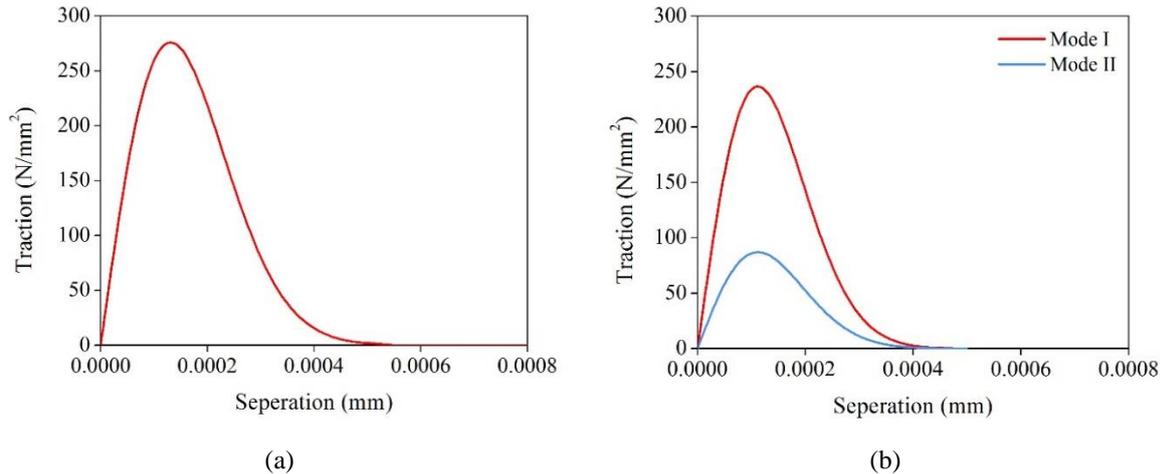


Figure 5.7. Réponse traction-séparation du modèle CZM : (a) traction uniaxiale en mode I, (b) traction en mode mixte (I et II).

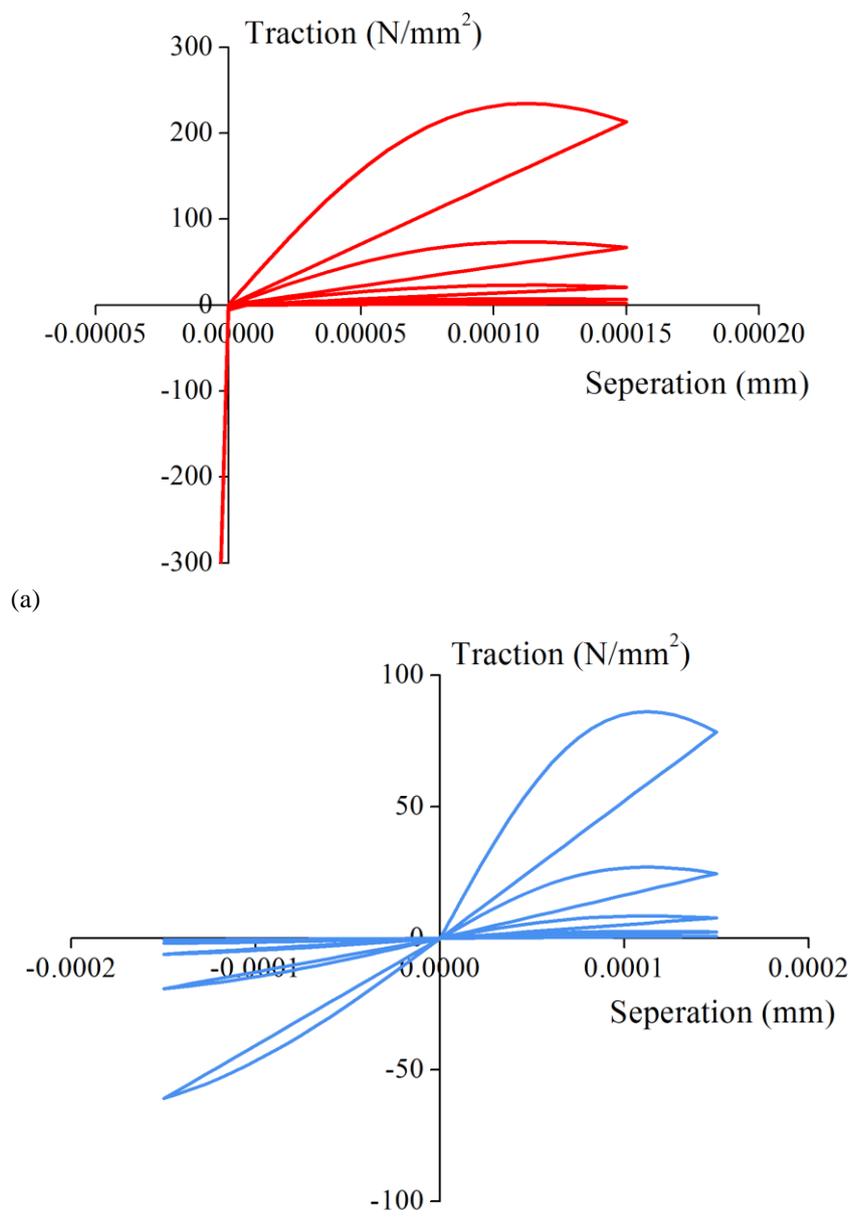


Figure 5.8. Réponse traction-séparation cyclique en mode mixte du modèle CZM : (a) mode I, (b) mode II.

Tableau 5.1. Propriétés matériau pour le test élémentaire.

Matériau	Propriété
Volume	$E = 35000 \text{ MPa}$ ; $\nu = 0.36$
Modèle cohésif	$t_I^0 = 40 \text{ MPa}$ ; $t_{II}^0 = t_{III}^0 = 20 \text{ MPa}$
	$G_I^c = 0.05 \text{ mJ/mm}^2$ ; $G_{II}^c = G_{III}^c = 0.05 \text{ mJ/mm}^2$
	$h_0 = 0.01 \text{ mm}$ ; $\mu = 0.0001$

### 5.3 Paramètres du modèle à zone cohésive

Un des points clés pour l'application du modèle à zone cohésive est la détermination des paramètres matériaux avec précision. La difficulté d'une telle entreprise est accrue puisqu'il n'existe pas d'essais expérimentaux standardisés [162]. Généralement, les paramètres du modèle CZM sont estimés en se basant sur les propriétés du matériau massif où l'interface cohésive est intégrée. En outre, à petite échelle comme celle des grains, les paramètres

peuvent difficilement être mesurés par des méthodes expérimentales standards. Cela nous suggère d'appliquer des règles physiques simples afin de s'affranchir de ce type de difficulté [161].

Les rigidités normales et tangentielles initiales des éléments cohésifs doivent être suffisamment grandes en comparaison avec la rigidité du matériau massif afin d'assurer une résistance élastique globale équivalente avec le cas sans éléments cohésifs [163]. Ces rigidités peuvent être obtenues généralement à partir des modules élastiques du matériau brasure selon la règle empirique suivante :

$$k_n = \frac{E}{t_{cz}} \text{ et } k_t = \frac{G}{t_{cz}} \quad (5.30)$$

où  $E$  et  $G$  sont, respectivement, les modules d'Young et de cisaillement du matériau massif. Le paramètre  $t_{cz}$  est l'épaisseur théorique de l'élément cohésif. Cette valeur est différente de l'épaisseur géométrique qui est typiquement égale ou très proche de zéro. Dans ce travail, une valeur de  $t_{cz} = 10 \mu\text{m}$  est appliquée. Les valeurs plus petites peuvent être utilisées, mais il est à noter que la réduction de l'épaisseur constitutive augmente les difficultés de convergence, exigent des incréments de temps plus petits durant l'analyse EF. Les constantes élastiques nécessaires pour l'alliage InnoLot sont reprises des données obtenues avec l'essai d'extension à la température ambiante, donnant  $E=35000 \text{ MPa}$ ,  $G=E/[2(1+\nu)]=12870 \text{ MPa}$ . Ces paramètres sont supposés être indépendants de température et de la vitesse de déformation pour des raisons de simplification.

L'énergie cohésive à l'initiation,  $G_m^i$ , et l'énergie cohésive à la rupture,  $G_m^c$ , sont deux paramètres décisifs pour déterminer l'amorçage et l'évolution de la fissuration. Ces énergies cohésives peuvent être évaluées en se basant sur des essais de rupture sur éprouvettes massives [164]. Cependant cette méthode n'est pas satisfaisante si l'on se place, comme dans notre cas, à l'échelle de grain où se déroulent les mécanismes de rupture. Dans notre étude, les paramètres requis pour le modèle CZM sont évalués en utilisant des concepts physiques dont la signification est bien établie, comme évoqué dans les travaux de Simonovski [161]. L'énergie cohésive à la rupture sur les joints de grain  $G_{pl}$  associé au mode I est déterminée en utilisant l'énergie de surface  $\gamma_s$  et l'énergie du joint de grains  $\gamma_{GB}$  par la formule suivante :

$$G_{pl} = 2\gamma_s - \gamma_{GB} \quad (5.31)$$

Le facteur 2 dans la formule signifie que 2 surfaces sont créées durant la rupture.

Pour le matériau Sn, l'énergie de surface a été déterminée par la méthode expérimentale dans le travail de Vitos [165] qui a donné une valeur de  $\gamma_s = 0.709 \times 10^{-3}$  mJ/mm<sup>2</sup>. Un ratio de  $\gamma_{GB} / \gamma_s = 0.24$  est généralement considéré entre les deux types d'énergie dans la littérature [166] ; ce qui permet d'évaluer l'énergie du joint de grains pour l'étain :  $\gamma_{GB} = 0.1702 \times 10^{-3}$  mJ/mm<sup>2</sup>. En réalité, les joints de grain peuvent être divisés en deux types fragiles ou résistants (susceptibles), selon l'orientation cristallographique des grains adjacents. L'énergie des joints de grains résistants est caractérisée par une valeur beaucoup plus petite en comparaison de celle que possèdent les joints plus fragiles. En effet, l'énergie à rupture représente l'énergie additionnelle à apporter au joint de grains pour le rompre, expliquant pourquoi une énergie  $\gamma_{GB}$  basse est synonyme d'un joint plus résistant. Dans cette étude, nous considérons, pour distinguer les joints résistants des joints fragiles, un ratio de  $\gamma_{GB}^{res} = \gamma_{GB}^{susc} / 10$  en accord avec les suggestions dans [161]. On obtient donc :

$$G_{pl}^{susc} = 2 \times 0.709 - 0.1702 \times 10^{-3} = 1.2478 \times 10^{-3} \text{ mJ/mm}^2 \quad (5.32)$$

$$G_{pl}^{res} = 2 \times 0.709 - 0.01702 \times 10^{-3} = 1.4010 \times 10^{-3} \text{ mJ/mm}^2 \quad (5.33)$$

En supposant que la valeur de traction cohésive à la limite élastique de la loi de traction-séparation de l'interface vaut 30 MPa (ce qui est l'ordre de grandeur de la limite élastique du matériau massif), on obtient alors l'énergie élastique (énergie cohésive à l'initiation) de la zone cohésive :

$$G_{el} = 0.5 \times \frac{(T^0)^2}{k_n} = 0.5 \times \frac{30^2}{35000 / 0.01} = 1.29 \times 10^{-4} \text{ mJ/mm}^2 \quad (5.34)$$

On peut maintenant déterminer l'énergie cohésive à la rupture pour les deux types de joints (résistants et fragiles) :

$$\begin{aligned} G_{coh}^{susc} &= G_{el} + G_{pl}^{susc} = 1.29 \times 10^{-4} + 1.2478 \times 10^{-3} = 0.0014 \text{ mJ/mm}^2 \\ G_{coh}^{res} &= G_{el} + G_{pl}^{res} = 1.29 \times 10^{-4} + 1.4010 \times 10^{-3} = 0.0015 \text{ mJ/mm}^2 \end{aligned} \quad (5.35)$$

Dans ce travail, on prendra l'énergie cohésive de rupture identique pour tous les joints et égale à celle déterminée pour le type résistant  $G_I^c = G_{coh}^{res} = 0.0015$  mJ/mm<sup>2</sup>. Cette approche basée sur les concepts physiques énergétiques permet d'estimer uniquement l'énergie cohésive pour le mode normal (mode I). Dans notre modèle CZM formulé en mode mixte, l'énergie des modes tangentiels est aussi indispensable. On supposera donc que  $G_c^{II} = G_c^{III} = G_c^I = 0.0015$  mJ/mm<sup>2</sup>. Tous les paramètres du modèle CZM utilisés dans l'analyse EF sont listés dans le Tableau 5.2.

Tableau 5.2. Paramètres de la zone cohésive estimés selon des concepts physiques énergétiques.

$t_{cz}$ (mm)	$E$ (MPa)	$G$ (MPa)	$G_I^c$ (mJ/mm)	$G_{II}^c = G_{III}^c$ (mJ/mm)	$\mu$
0.01	35000	12870	0.0015	0.0015	0.0001

Une simulation, basée sur les paramètres donnés ci-dessus, d'un élément cohésif soumis à quelques cycles de fatigue est illustrée dans la Figure 5.9, montrant l'évolution de la loi de traction-séparation de l'élément quand la dégradation se développe. La traction maximale obtenue est de 95 MPa, correspondant l'ordre de grandeur de la contrainte de saturation du matériau. Tandis que l'ouverture critique, qui n'est pas visible dans cette figure, vaut environ  $0.5 \mu\text{m}$ .

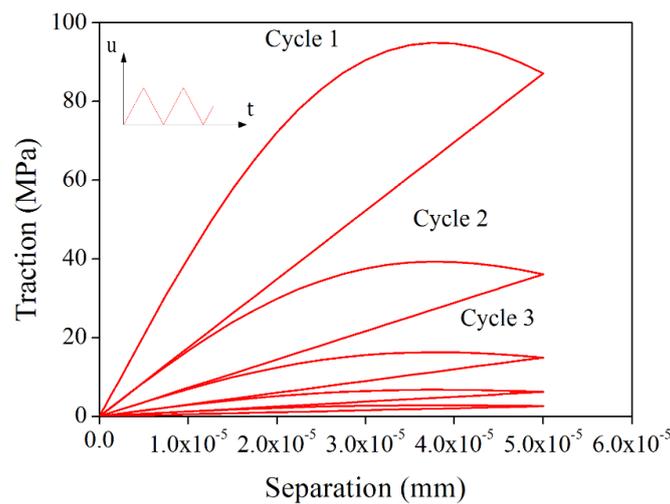


Figure 5.9. Loi de traction-séparation après application de quelques cycles de fatigue.

#### 5.4 Simulation numérique

Dans le troisième chapitre, une étude de plasticité cristalline a été effectuée sur la zone critique du module de puissance pour évaluer le comportement microstructural du joint de brasure. Dans cette partie, on tient compte en plus du mode de rupture intergranulaire aux joints de grains entre les cristaux de la brasure. Pour l'analyse EF, le comportement des grains est gouverné par la plasticité cristalline comme déjà étudiée, tandis que le comportement des joints de grains est modélisé par le modèle CZM, comme illustré sur la Figure 5.10. La Figure 5.11 présente la vue explosée de l'agrégat cubique incluant cristaux et joints de grains. Comme dans le chapitre précédent, on utilise la même méthode de sous-modélisation pour analyser la fissuration intergranulaire dans l'agrégat. Le modèle local est chargé durant 150 cycles thermiques, permettant à la fissuration intergranulaire de s'initier et de se développer sensiblement dans l'agrégat polycristallin.

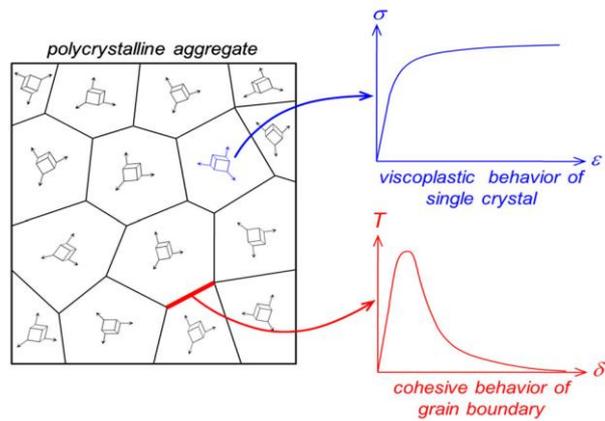


Figure 5.10. Lois constitutives des grains et des joints de grains.

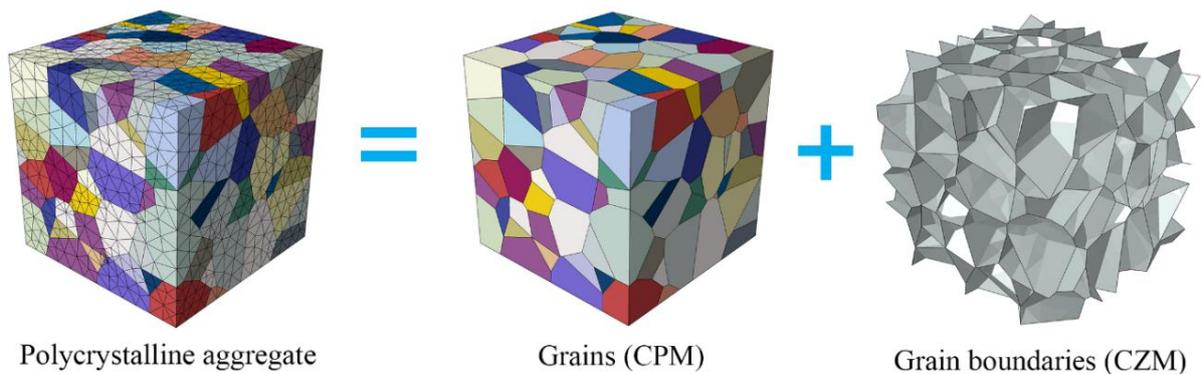


Figure 5.11. Vue explosée de la microstructure dans la zone critique de la brasure ; grains et joints de grains explicitement modélisés.

## 5.5 Résultats et discussions

Les relations de traction-séparation et les évolutions de l'endommagement sont présentées sur la Figure 5.12 pour quelques éléments cohésifs complètement dégradés à la fin du chargement cyclique. Les prédictions de la dégradation des éléments cohésifs montrent que le modèle couplé est bien capable de reproduire la défaillance aux joints de grains.

L'évolution de la fissure intergranulaire dans le modèle local est illustrée sur la Figure 5.13 à des intervalles réguliers pendant les 150 cycles de chargement. On note que la plupart des initiations de fissures se produisent à l'intersection des joints de grains avec la surface extérieure de la brasure. Une petite fraction de l'endommagement initial se situe au sein du matériau, principalement aux lignes triples des joints de grain. Cette localisation particulière de l'endommagement peut résulter de l'augmentation de la contrainte normale aux lignes triples entre les joints de grains. Ce phénomène peut provenir de l'utilisation des éléments cohésifs de forme prismatique avec une base triangulaire, comme cela a été noté dans la littérature [167,168]. Cet inconvénient ne peut cependant pas être évité puisqu'il faut assurer un maillage conforme entre les éléments cohésifs et les éléments tétraédriques utilisés pour les grains.

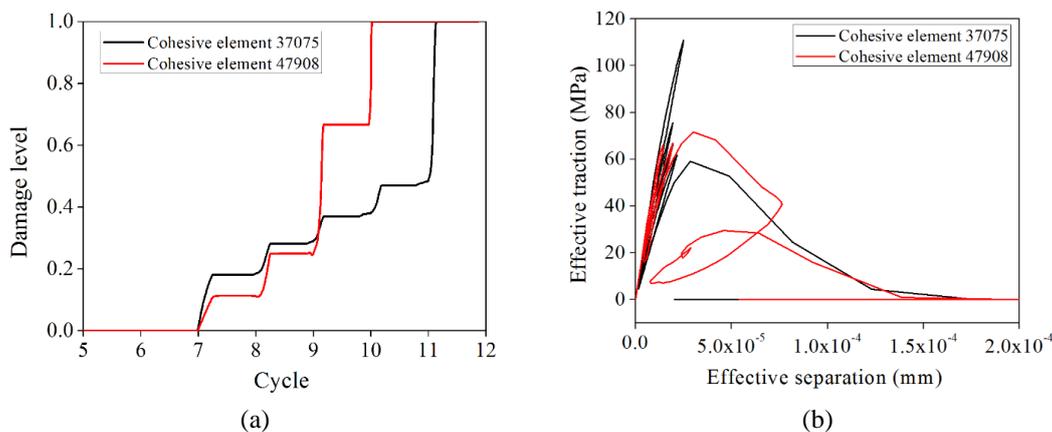


Figure 5.12. (a) Evolution de l'endommagement au cours des cycles, (b) Relation de traction-séparation pour certains éléments de joints de grains.

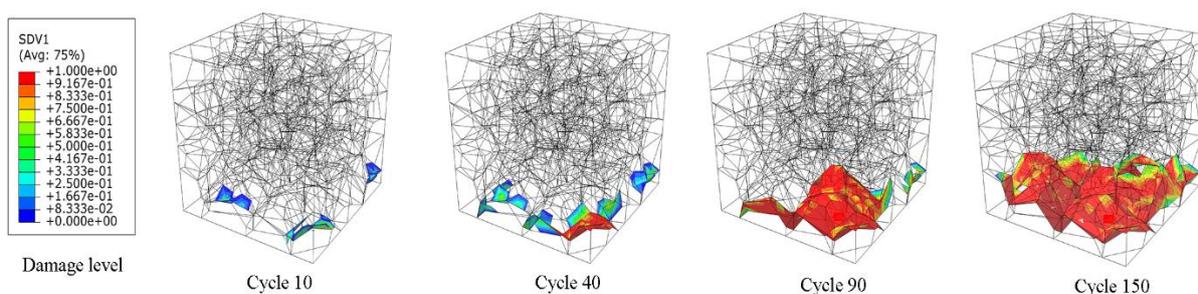


Figure 5.13. Evolution de la fissuration intergranulaire durant les cycles de charge.

Ainsi, on peut noter que l'amorçage dominant se produit dans la même zone critique que celle du modèle global. Dans quelques investigations expérimentales de ce type de rupture dans les joints brasés, l'initiation de la fissure est clairement observée au coin de la couche, près de l'interface inférieure (Figure 3.5). Notre prédiction numérique du développement de la fissure suit correctement ces tendances expérimentales. Le nombre de cycles à l'initiation de l'endommagement est obtenu après la dégradation complète de premiers éléments cohésifs aux joints de grains, à savoir  $N_i=17$  cycles pour ce modèle. Cependant, il faut noter que la valeur d'initiation de l'endommagement dans les modèles à zone cohésive dépend significativement de la forme proposée pour la loi de traction-séparation.

En outre, la simulation du développement de la fissure dominante est bien reproduite selon une trajectoire allant de l'extérieur vers l'intérieur de la brasure sur un plan quasiment horizontal, en accord aussi avec les observations expérimentales. Les résultats numériques mettent aussi en évidence deux caractéristiques principales dans le processus de fissuration : coalescence des petites fissures apparues à l'initiation et bifurcation de la fissure vers l'interface. Ces mécanismes sont supportés par plusieurs investigations expérimentales [15] et aussi nos observations représentée sur la Figure 5.14. Par conséquent, l'approche proposée prouve la capacité des modèles développés à reproduire la fissuration intergranulaire dans les joints brasés de module de puissance.

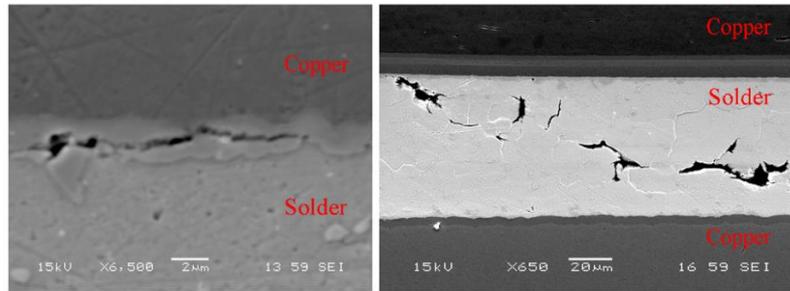


Figure 5.14. Rupture à l'interface avec les intermétalliques et rupture intergranulaire dans les joints brasés InnoLot de modules IGBT.

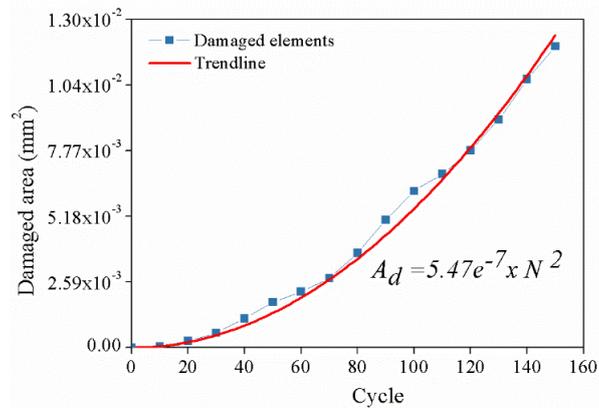


Figure 5.15. Aire endommagée en fonction du nombre de cycles thermiques.

Sur la Figure 5.15, l'aire endommagée  $A_d$  de la fissure dominante est représentée comme une fonction du nombre de cycles thermiques. La forme de la courbe montre qu'une corrélation spécifique durant tout le processus d'endommagement semble exister entre l'aire endommagée et le nombre de cycles, qui peut être approximée ici par une fonction polynomiale. En outre, l'hypothèse d'une vitesse constante durant la phase de propagation,  $da/dN$ , a été faite dans plusieurs travaux pour des applications d'ingénierie [68,169]. Conformément aux quelques résultats expérimentaux [170], une régression polynomiale de second ordre entre l'aire endommagée et le nombre de cycles de chargement est utilisé ici. La relation quadratique qui apparaît permet de dire qu'il existe une relation linéaire entre la longueur effective d'endommagement (longueur de fissure équivalente) et le nombre de cycles. Ceci confirme l'hypothèse classique d'une vitesse de propagation constante de la fissuration. En supposant que la fissure se propage de manière rayonnante à partir du coin de la brasure suite à l'initiation et sur un plan quasiment horizontal, la valeur de la vitesse de propagation de l'endommagement peut être obtenue après quelques transformations mathématiques simples comme  $dr_d/dN = 0.00083$  (mm/cycle). En se basant sur cette valeur, la prédiction de nombre de cycles à défaillance peut être faite en extrapolant simplement le développement de l'endommagement dans le modèle local à la couche entière de la brasure dans le modèle global. Appliquant le critère classique consistant à considérer la longueur d'endommagement critique comme étant la moitié de la diagonale du joint brasé, c'est-à-dire

5.487 mm, la valeur calculée pour la durée de vie en fatigue est de 6627 cycles (cette valeur inclut le nombre de cycles à l'initiation).

## 5.6 Conclusion

Une méthodologie numérique a été proposée dans ce chapitre pour reproduire la fissuration intergranulaire en fatigue dans la zone critique des joints brasés. En raison des exigences excessives qu'entraînerait une simulation numérique utilisant une description de la microstructure cristalline à l'échelle de toute la couche de brasure, la technique de sous-modélisation a encore été utilisée dans ce chapitre pour étudier la zone d'intérêt des joints brasés. Cette fois-ci, la modélisation simultanée de la plasticité cristalline dans les grains et la zone cohésive aux joints de grains a été utilisée. Les paramètres du modèle CZM ont été estimés en utilisant quelques concepts simples d'ordre physique. La formulation EF du modèle CZM a été enrichie de la technique de régularisation visqueuse afin d'améliorer la convergence numérique des calculs.

Il a été montré que la méthodologie développée dans cette étude pouvait reproduire correctement l'amorçage et la propagation de la fissuration intergranulaire sous sollicitation de fatigue. En effet, l'endommagement s'initie aux intersections des joints de grains avec la surface extérieure. La fissure dominante se développe au coin de la couche de brasure, près de l'interface inférieure, et se propage vers l'intérieur, conformément aux observations expérimentales. L'autre résultat intéressant obtenu dans ce travail est que la propagation de l'endommagement le long des joints de grains se produit avec une vitesse quasiment stable. La durée de vie en fatigue des joints brasés peut donc être prédite en extrapolant, avec une quantité réduite de temps de calcul, les quantités locales issues du modèle local calculé sur quelques cycles thermiques.

Ce travail est resté limité à la fissuration intergranulaire des joints brasés. Néanmoins, des travaux expérimentaux ont montré que la fissure pouvait avoir lieu également au sein des grains par les bandes de glissement et aussi aux interfaces avec les composés intermétalliques formés lors du processus de fabrication. Par conséquent, une étude complète des modes de fissuration des joints brasés nécessite d'être faite dans le futur. Par exemple, l'approche à zone cohésive pourrait être appliquée pour décrire la délamination avec les composés intermétalliques.

---

## Conclusion générale et perspectives

---

L'objectif de cette section est la présentation des contributions de cette thèse dans la compréhension de la défaillance mécanique des brasures et la discussion sur les éventuelles perspectives de recherche dans ce domaine.

### **Conclusion générale**

Les travaux effectués dans le cadre de cette thèse avaient pour objectif de contribuer à l'étude de la fatigue des joints de brasure utilisés dans les modules de puissance pour automobiles. L'étude s'est déroulée selon différentes phases, couvrant le domaine expérimental et celui de la modélisation numérique, afin de comprendre le comportement d'une nouvelle brasure, l'InnoLot, introduite récemment dans les applications automobiles. L'accent est placé dans ces travaux sur la caractérisation de la réponse en fluage et sous fatigue de cette brasure mais aussi sur le développement d'une modélisation capable de fournir une évaluation suffisamment précise de sa fiabilité sous conditions proches de celles en fonctionnement.

Les propriétés et les mécanismes de rupture associés aux alliages de brasure sans plomb SAC dépendent en général fortement des caractéristiques microstructurales. La modélisation numérique de la fatigue des joints brasés a donc été examinée aux deux échelles macroscopique et mésoscopique. A l'échelle macroscopique, des modèles de comportement phénoménologiques, identifiés sur éprouvettes massives, ont été utilisés tandis qu'à l'échelle mésoscopique, le comportement des grains et des joints de grains dans le polycristal d'étain ont été décrits, notamment par rapport à leur impact sur les modes de rupture à cette échelle.

Compte tenu du manque de données dans la littérature sur les propriétés mécaniques de l'alliage InnoLot nouvellement développé, divers essais expérimentaux ont dû être effectués dans la première phase de ces travaux de thèse pour appréhender le comportement sous divers sollicitations de l'alliage (chargements de traction, cisaillement sous fluage et fatigue). L'alliage InnoLot s'est révélé comme un matériau élasto-viscoplastique dont la réponse est particulièrement dépendante de la température et de la vitesse de déformation. Les paramètres identifiés du modèle viscoplastique unifié d'Anand pour l'alliage ont montré une bonne corrélation avec les réponses expérimentalement obtenues avec les essais de traction monotone sur éprouvettes massives. Par ailleurs, des modèles empiriques de fatigue ont été

modifiés pour prendre en compte l'effet de la température en utilisant les données obtenues pour l'alliage InnoLot. Les prédictions de durée de vie, réalisées avec ce type de modèles, ont montré que l'écriture sous forme de loi puissance des lois de fatigue s'avère adaptée pour évaluer la fiabilité de l'alliage dans une grande gamme de températures.

La simulation thermomécanique du module de puissance à l'échelle de la structure sous cyclage actif et passif a permis de mettre en évidence certaines caractéristiques de la réponse globale de l'alliage et de cerner les modes de rupture potentiel dans les couches de brasures. La brasure semelle-substrat a été identifiée dans ces simulations comme l'élément le plus critique du module en raison de la grande hétérogénéité des coefficients de dilatation thermique dans cette zone. Une étude paramétrique de l'influence des paramètres du cycle thermique passif sur la fiabilité du module a permis, en outre, de montrer la pertinence des modèles de fatigue de type loi puissance. En effet, ces modèles, qui se basent sur la déformation plastique ou l'énergie plastique dissipée, montrent de bonnes performances prédictives aux valeurs élevées de température maximale. Cependant, seul le modèle basé sur l'énergie plastique dissipée, qui intègre l'information sur la variation de déformation mais aussi de contrainte associée, reste robuste aux valeurs faibles de température. En ce qui concerne les grandeurs utilisées dans ces modèles de fatigue, elles sont issues de la simulation. Des précautions ont dû néanmoins être prises pour évaluer correctement les indicateurs de fatigue et lever la dépendance des résultats à la discrétisation numérique. Un critère consistant à moyenniser les valeurs de ces grandeurs sur un volume critique de taille définie a pu être mis en évidence en montrant de bonnes corrélations avec les mesures.

L'effet des porosités issues du processus de refusion et présentes en plus ou moins grand nombre dans les joints de brasures a également été étudié, notamment par rapport à son impact sur la fiabilité. Un algorithme permettant de générer synthétiquement une distribution réaliste des porosités dans le modèle numérique du joint de brasure a été développé. La méthode s'appuie sur les données statistiques obtenues à partir d'analyses d'images de modules présentant des porosités dans les brasures semelle-substrat, là où les porosités ont été observées le plus significativement. Pour identifier les paramètres critiques pour la fiabilité de ces porosités, une étude paramétrique a été d'abord effectuée. Les résultats des simulations suggèrent que la fiabilité du module dépend de facteurs comme la position, la taille et la distribution des porosités.

Compte tenu des petites dimensions auxquelles les joints de brasure sont employés, l'approche de la plasticité cristalline a ensuite été introduite pour enrichir la description de leur comportement à l'échelle mésoscopique. Afin de réaliser les simulations à cette petite

échelle du joint de brasure tout en limitant le coût calcul, la technique de sous-modélisation a été utilisée, permettant de se focaliser sur la zone critique d'intérêt préalablement identifiée dans une simulation globale plus rapide du module. Dans le modèle local, le joint de brasure est reconstruit selon sa microstructure cristalline. Un modèle de plasticité cristalline, adapté aux systèmes de glissement des grains d'étain, est identifié à partir des essais expérimentaux en appliquant une règle de transition d'échelle, puis est appliqué dans le modèle local pour décrire le comportement de la brasure dans la zone d'intérêt. Fort des résultats obtenus à l'échelle microscopique, les grandeurs pertinentes pour l'estimation de la durée de vie ont été évaluées sur la microstructure afin de vérifier les capacités de prédiction d'une loi de type puissance à l'échelle du polycristal (basée sur l'énergie dissipée ou la déformation plastique). Outre ces deux indicateurs classiques de la fatigue, le glissement plastique cumulé, qui est une grandeur purement microscopique, a également pu être corrélé avec les durées de vie estimées, suggérant la validité de cette approche micromécanique de la fatigue.

Dans le dernier chapitre, l'approche micromécanique de la fatigue est développée davantage pour décrire la fissuration aux joints de grains qui est un mode de rupture fréquemment observé dans les brasures de type SAC, notamment sous l'effet du vieillissement qui provoque une recristallisation du matériau. A cet effet, un modèle à zone cohésive, capable de reproduire la décohésion en mode mixte aux joints de grains, a été couplé avec le modèle de plasticité cristalline. L'implantation numérique du modèle dans le code de calcul Abaqus a permis ensuite de réaliser des simulations du modèle local du module de puissance sous chargement de cycles thermiques. Afin de remédier aux difficultés inhérentes à l'identification des paramètres des modèles à zone cohésive, nous avons dans ce travail estimé ces derniers en utilisant des propriétés physiques microscopiques de l'étain relatives à l'énergie de surface et l'énergie du joint de grain. Par ailleurs, les difficultés de convergence numérique fréquentes dans ce type de modèle d'endommagement ont été résolues par la technique classique de régularisation visqueuse. Les résultats des simulations ont montré que la méthodologie proposée permet de reproduire de manière très réaliste l'amorçage et la propagation de la fissuration intergranulaire dans la brasure. La fissure s'initie à partir de la surface extérieure dans le coin de la couche de brasure, puis se propage vers l'intérieur du matériau. De plus, il apparaît que la vitesse de propagation reste quasiment stable après la phase d'amorçage ; ce qui est totalement conforme aux observations expérimentales réalisées sur ce type de joint de brasure. En se fondant sur ce régime stable de la fissuration selon un plan quasiment horizontal, la durée de vie de la brasure est estimée en extrapolant les quantités locales calculées sur le modèle local du module.

## Perspectives pour les travaux futurs

Les résultats de cette étude ont contribué à la modélisation de l'endommagement dans les joints de brasure sans plomb employés dans les assemblages électroniques. Des travaux complémentaires permettront encore d'affiner les approches abordées dans cette étude pour obtenir une plus grande précision dans les prédictions de durée de vie des brasures. En général, l'endommagement sous fatigue des joints de brasure reste un problème ouvert, particulièrement dans la façon d'aborder cette problématique aux petites échelles où se déroulent les processus de déformation et de dégradation. Les études complémentaires, qui peuvent être menées suite à ces travaux de thèse, concernent donc de multiples sujets :

- Le modèle de fatigue proposé pour l'alliage InnoLot dans ce mémoire reste limité puisque l'effet de la fréquence de sollicitation n'a pas été pris en compte. Ce modèle nécessite d'être enrichi en intégrant à la fois les facteurs température et fréquence, permettant ainsi de fournir des prédictions plus précises dans une large gamme de sollicitation.
- L'effet du vieillissement durant le cyclage thermique est significatif dans l'évolution microstructurale des alliages sans plomb. Cela exige d'être pris en compte dans le modèle constitutif. A titre d'exemple, les paramètres du modèle d'Anand peuvent être identifiés à partir d'essais réalisés après différentes périodes de vieillissement, permettant alors d'inclure dans la loi viscoplastique des facteurs liés aux conditions de vieillissement (durée, température).
- La méthodologie numérique proposée dans cette étude pour évaluer les effets des porosités dans le joint de brasure peut être utilisée pour établir un critère de vérification pratique de la fiabilité des modules de puissance selon des spécifications données. Néanmoins, la question de la géométrie des porosités supposée dans l'étude mérite d'être davantage traitée pour mieux rendre compte de la morphologie des porosités dont la forme réelle s'éloigne souvent de la simple approximation cylindrique.
- L'approche de la fatigue basée sur des modèles empiriques de type loi puissance est largement appliquée dans l'industrie mais la manière d'estimer correctement et précisément les indicateurs de fatigue intervenant dans les lois reste un défi majeur. Le calcul EF et la dépendance de ses résultats à la discrétisation numérique peuvent introduire une incertitude non négligeable dans les estimations réalisées par la suite avec ce type de modèles de fatigue.
- Dans l'application du modèle de plasticité cristalline, quelques suppositions concernant la scission critique, le coefficient d'écrouissage, l'activité des systèmes de glissement,

etc. ont été faites pour des raisons de simplification. Cependant, ces hypothèses doivent être confirmées pour s'assurer que le comportement microstructural de la brasure n'est pas significativement modifié dans les simulations.

- Les paramètres du modèle de plasticité cristalline ont été supposés indépendants de la température dans ce travail. Or il est évident que le comportement global des alliages de brasure est fortement dépendant de la température. Un modèle micromécanique, intégrant des paramètres cristallins qui sont fonctions de la température, nécessite donc d'être proposé mais aussi validé sur le plan de la procédure d'identification de ses paramètres. Des lois de type Arrhénius intégrant la température et prenant en compte l'énergie d'activation des phénomènes étudiés pourraient, par exemple, être introduites dans le modèle de plasticité cristalline.
- L'endommagement peut être intégré dans le modèle de plasticité cristalline pour décrire la rupture intragranulaire (au sein des grains) résultant des bandes de glissement provoquées par une accumulation de déformation plastique.
- L'application du modèle de plasticité cristalline dans cette étude est restée limitée à la fissuration intergranulaire dans le joint de brasure. Néanmoins, l'étude de la défaillance dans les alliages SAC révèle une certaine diversité des modes de rupture : rupture intra et intergranulaire, délamination inter-couche. Une étude complète intégrant tous les modes de rupture observés dans les brasures devrait être menée à l'avenir pour enrichir ce type de modélisation. A titre d'exemple, l'approche à zone cohésive peut être appliquée pour reproduire la délamination aux interfaces entre intermétalliques et matériau de brasure massif, tandis que le modèle de plasticité cristalline peut intégrer une variable d'endommagement servant à reproduire l'effet de dégradation des bandes de glissement lorsqu'elles apparaissent. Enfin, les observations expérimentales sont indispensables pour valider les paramètres et les prédictions de chacune de ces approches de modélisation.



- [1] Belhenini S, Tougui A, Bouchou A, Dosseul F. 3D finite element modeling of 3D C2W (chip to wafer) drop test reliability: Optimization of internal architecture and materials. *Microelectron Reliab* 2014;54:13–21. doi:10.1016/j.microrel.2013.07.135.
- [2] Cellier Z. Une étude sur la fiabilité et le comportement thermomécanique de composant microélectronique type flip-chip. Université de Tours, 2013.
- [3] Berg H, Wolfgang E. Advanced IGBT modules for railway traction applications: Reliability testing. *Microelectron Reliab* 1998;38:1319–23. doi:10.1016/S0026-2714(98)00150-4.
- [4] Bouarroudj-berkani M. Etude de la fatigue thermo-mécanique de modules électronique de puissance en ambiance de températures élevées pour des applications de traction de véhicules électrique et hybrides. Ecole normale supérieure de Cachan, 2008.
- [5] Yamada Y, Takaku Y, Yagi Y, Nakagawa I, Atsumi T, Shirai M, et al. Reliability of wire-bonding and solder joint for high temperature operation of power semiconductor device. *Microelectron Reliab* 2007;47:2147–51. doi:10.1016/j.microrel.2007.07.102.
- [6] Goehre J, Schneider-Ramelow M, Geißler U, Lang KD. Interface Degradation of Al Heavy Wire Bonds on Power Semiconductors during Active Power Cycling measure by the Shear Test. *Integr. Power Electron. Syst. CIPS*, 2010, p. 1–6.
- [7] Ciappa M. Selected failure mechanisms of modern power modules. *Microelectron Reliab* 2002;42:653–67.
- [8] Ciappa M. Some Reliability Aspects of IGBT Modules for High-POWER Applications. University of Zurich, 1961. doi:10.3929/ethz-a-004042135.
- [9] Pedersen KB, Kristensen PK, Popok V, Pedersen K. Micro-sectioning approach for quality and reliability assessment of wire bonding interfaces in IGBT modules. *Microelectron Reliab* 2013;53:1422–6. doi:10.1016/j.microrel.2013.07.010.
- [10] Bouarroudj M, Khatir Z, Ousten JP, Badel F, Dupont L, Lefebvre S. Degradation behavior of 600 V-200 A IGBT modules under power cycling and high temperature environment conditions. *Microelectron Reliab* 2007;47:1719–24. doi:10.1016/j.microrel.2007.07.027.
- [11] Schultz-Harder J, Exel K. Recent developments of direct bonded copper (DBC) substrates for power modules. *Int. Conf. Electron. Packag. Technol.*, 2003, p. 491–6.
- [12] Dupont L. Contribution à l'Etude De La Durée De Vie Des Assemblages De Puissance Dans Des Environnements Haute Temperature. ENS de Cachan, 2006.
- [13] Berthou M, Retailleau P, Fremont H, Guedon-Gracia A, Jephos-Davennel C. Microstructure evolution observation for SAC solder joint: Comparison between thermal cycling and thermal storage. *Microelectron Reliab* 2009;49:1267–72. doi:10.1016/j.microrel.2009.07.040.
- [14] Mattila TT, Xu H, Ratia O, Paulasto-Kröckel M. Effects of thermal cycling parameters on lifetimes and failure mechanism of solder interconnections. *Proc - Electron Components Technol Conf* 2010:581–90. doi:10.1109/ECTC.2010.5490910.
- [15] Mustafa M, Suhling JC, Lall P. Experimental determination of fatigue behavior of lead free solder joints in microelectronic packaging subjected to isothermal aging. *Microelectron Reliab* 2015;56:136–47. doi:10.1016/j.microrel.2015.10.021.
- [16] Ladani LJ, Dasgupta A. Effect of voids on thermomechanical durability of Pb-free BGA solder joints: Modeling and Simulation. *J Electron Packag* 2007;129:273. doi:10.1115/1.2753911.
- [17] Le VN, Benabou L, Etgens V, Tao QB. Finite element analysis of the effect of process-induced voids on the fatigue lifetime of a lead-free solder joint under thermal cycling. *Microelectron Reliab* 2016;65:243–54. doi:10.1016/j.microrel.2016.07.098.
- [18] Chan YC, Xie DJ. Experimental studies of pore formation in surface mount solder joints 1996;38:53–61. doi:10.1016/0921-5107(95)01317-2.
- [19] LOUHICHI M. Contribution à la conception thermo-mécanique optimisée d'assemblages sans plomb.

Université Bordeaux I, 2005. doi:<https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00008804/document>.

- [20] Yu DQ, Wang L. The growth and roughness evolution of intermetallic compounds of Sn–Ag–Cu/Cu interface during soldering reaction. *J Alloys Compd* 2008;458:542–7. doi:10.1016/j.jallcom.2007.04.047.
- [21] Che FX, Luan JE, Baraton X. Effect of Silver Content and Nickel Dopant on Mechanical Properties of Sn-Ag-Based Solders. 58th Electron. Components Technol. Conf., 2008, p. 485–90.
- [22] Ma Z, Chalon F, Leroy R, Ranganathan N, Beake BDD. Local and Global Properties of a Lead-Free Solder. *J Electron Mater* 2013;43:658–70. doi:10.1007/s11664-013-2666-0.
- [23] El-Daly AA, El-Taher AM, Gouda S. Development of new multicomponent Sn–Ag–Cu–Bi lead-free solders for low-cost commercial electronic assembly. *J Alloys Compd* 2015;627:268–75. doi:10.1016/j.jallcom.2014.12.034.
- [24] Limaye G. High temperature vibration fatigue life prediction and high strain rate material characterization of lead-free solders. Auburn University, 2013. doi:10.1017/CBO9781107415324.004.
- [25] Tao QB, Benabou L, Le VN, Hwang H, Luu DB. Viscoplastic characterization and post-rupture microanalysis of a novel lead-free solder with small additions of Bi, Sb and Ni. *J Alloys Compd* 2017;694:892–904. doi:10.1016/j.jallcom.2016.10.025.
- [26] Motalab M. A Constitutive Model for Lead Free Solder Including Aging Effects and Its Application to Microelectronic Packaging. Auburn University, 2013.
- [27] Bieler TR, Jiang H, Lehman LP, Kirkpatrick T, Cotts EJ, Nandagopal B. Influence of Sn grain size and orientation on the thermomechanical response and reliability of Pb-free solder joints. *IEEE Trans Components Packag Technol* 2008;31:370–81. doi:10.1109/TCAPT.2008.916835.
- [28] Grieu M. Etude de la fatigue des joints brases de composants électroniques soumis a des sollicitations thermomecaniques, vibratoires et combinees. Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 2011.
- [29] Lalonde A, Emelander D, Jeannette J, Larson C, Rietz W, Swenson D, et al. Quantitative Metallography of  $\beta$ -Sn Dendrites in Sn-3.8Ag-0.7Cu Ball Grid Array Solder Balls via Electron Backscatter Diffraction and Polarized Light Microscopy. *J Electron Mater* 2004;33:1545–9.
- [30] Yin L, Wentlent L, Yang L, Arfaei B, Oasaimh A, Borgesen P. Recrystallization and precipitate coarsening in Pb-Free solder joints during thermomechanical fatigue. *J Electron Mater* 2012;41:241–52. doi:10.1007/s11664-011-1762-2.
- [31] Zhou B. Characterization of Tin crystal orientation evolution during thermal cycling in lead-free solder joints. Michigan State University, 2012. doi:10.1017/CBO9781107415324.004.
- [32] Darbandi P, Lee T, Bieler TR, Pourboghrat F. Crystal plasticity finite element study of deformation behavior in commonly observed microstructures in lead free solder joints. *Comput Mater Sci* 2014;85:236–43. doi:10.1016/j.commatsci.2014.01.002.
- [33] Darbandi P. Crystal plasticity finite element of deformation behaviour in SAC305 solder joint. Michigan State University, 2014.
- [34] Henderson DW, Woods JJ, Gosselin TA, Bartelo J. The microstructure of Sn in near-eutectic Sn-Ag-Cu alloy solder joints and its role in thermomechanical fatigue. *J Mater Res Then Warrendale* 2004;19:1608–12.
- [35] Telang AA, Bieler TT, Choi S, Subramanian KK. Orientation imaging studies of Sn-based electronic solder joints. *J Mater Res* 2002;17:2294–306.
- [36] Terashima S, Kohno T, Mizusawa A, Arai K, Okada O. Improvement of thermal fatigue properties of Sn-Ag-Cu lead-free solder interconnects on Casio's wafer-level packages based on morphology and grain boundary character. *J Electron Mater* 2009;38:33–8.
- [37] Matin MA, Coenen EWC, Vellinga WP, Geers MGD. Correlation between thermal fatigue and thermal anisotropy in a Pb-free solder alloy. *Scr Mater* 2005;53:927–32. doi:10.1016/j.scriptamat.2005.06.034.
- [38] Mattila TT, Kivilahti JK. The Failure Mechanism of Recrystallization-Assisted Cracking of Solder Interconnections. INTECH Open Access Publisher; 2012.
- [39] Terashima S, Takahama K, Nozaki M, Tanaka M. Recrystallization of Sn grains due to thermal strain in Sn-1.2 Ag-0.5 Cu-0.05 Ni solder. *Mater Trans* 2004;45:1383–90.
- [40] Benoit D. Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu 2011.

- [41] Ma H, Suhling JC. A review of mechanical properties of lead-free solders for electronic packaging. *J Mater Sci* 2009;44:1141–58. doi:10.1007/s10853-008-3125-9.
- [42] Bieler TR, Telang AU. Analysis of slip behavior in a single shear lap lead-free solder joint during simple shear at 25°C and 0.1/s. *J Electron Mater* 2009;38:2694–701. doi:10.1007/s11664-009-0909-x.
- [43] Gong J. Mesomechanical Modelling of SnAgCu solder joints in flip chip. *Comput Mater Sci* 2008;43:199–211. doi:10.1016/j.commatsci.2007.07.039.
- [44] Harper J., Shepard L., Dorn J. Creep of aluminum under extremely small stresses. *Acta Metall* 1958;6:509–18. doi:10.1016/0001-6160(58)90114-7.
- [45] Garofalo F, Butrymowicz DB. Fundamentals of creep and creep-rupture in metals. *Phys Today* 1966;19:100.
- [46] Zhang L, He JHC. Reliability behavior of lead-free solder joints in electronic components. *Mater Electron* 2013;172–90. doi:10.1007/s10854-012-0720-y.
- [47] Anand L. Constitutive equations for hot-working of metals. *Int J Plast* 1985;1:213–31. doi:10.1016/0749-6419(85)90004-X.
- [48] Chaboche JL. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *Int J Plast* 2008;24:1642–93. doi:10.1016/j.ijplas.2008.03.009.
- [49] Busso EP, Kitano M. A Visco-Plastic constitutive Model for 60/40 Tin-Lead Solder used in IC Package Joints. *J Eng Mater Technol* 1992:331–7.
- [50] McDowell DL. Nonlinear kinematic hardening theory for cyclic thermoplasticity and cyclic thermovisco-plasticity. *Int J Plast* 1992;8:695–728.
- [51] Lemaitre J, Chaboche JL. *Mécanique des matériaux solides*. 2nd editio. 1996.
- [52] Amagai M, Watanabe M, Omiya M, Kishimoto K, Shibuya T. Mechanical characterization of Sn–Ag-based lead-free solders. *Microelectron Reliab* 2002;42:951–66. doi:10.1016/S0026-2714(02)00017-3.
- [53] Shohji I, Yoshida T, Takahashi T, Hioki S. Tensile properties of Sn–Ag based lead-free solders and strain rate sensitivity. *Mater Sci Eng A* 2004;366:50–5. doi:10.1016/j.msea.2003.09.057.
- [54] Korhonen T-MK, Turpeinen P, Lehman LP, Bowman B, Thiel GH, Parkes RC, et al. Mechanical properties of near-eutectic Sn-Ag-Cu alloy over a wide range of temperatures and strain rates. *J Electron Mater* 2004;33:1581–8. doi:10.1007/s11664-004-0101-2.
- [55] Wiese S, Wolter K-J. Microstructure and creep behaviour of eutectic SnAg and SnAgCu solders. *Microelectron Reliab* 2004;44:1923–31. doi:10.1016/j.microrel.2004.04.016.
- [56] Pei M, Qu J. Constitutive modeling of lead-free solders. *Int. Symp. Adv. Packag. Mater. Process. Prop. Interfaces*, 2005, p. 45–9.
- [57] Wang Q, Liang L, Liu Y. Experimental Determination of Mechanical Properties for Lead-Free Material SnAgCu. 7th Int. Conf. Electron. Packag. Technol. ICEPT06, 2006, p. 1–4.
- [58] Darveaux R, Reichman C. Mechanical Properties of Lead-Free Solders. 57th Electron. Components Technol. Conf., 2007, p. 695–706.
- [59] Bai N, Chen X, Gao H. Simulation of uniaxial tensile properties for lead-free solders with modified Anand model. *Mater Des* 2009;30:122–8. doi:10.1016/j.matdes.2008.04.032.
- [60] Herkommer D, Punch J, Reid M. A reliability model for SAC solder covering isothermal mechanical cycling and thermal cycling conditions. *Microelectron Reliab* 2010;50:116–26. doi:10.1016/j.microrel.2009.08.008.
- [61] Kuna M, Wippler S. A cyclic viscoplastic and creep damage model for lead free solder alloys. *Eng Fract Mech* 2010;77:3635–47. doi:10.1016/j.engfracmech.2010.03.015.
- [62] Chiu T-C, Lin J-J, Yang H-C, Gupta V. Reliability model for bridging failure of Pb-free ball grid array solder joints under compressive load. *Microelectron Reliab* 2010;50:2037–50. doi:10.1016/j.microrel.2010.06.012.
- [63] Limaye G. High Temperature Vibration Fatigue Life Prediction and High Strain Rate Material Characterization of Lead-Free Solders. Auburn University, 2013.
- [64] Zhang L, Han JG, Guo Y, He CW. Anand model and FEM analysis of SnAgCuZn lead-free solder joints in wafer level chip scale packaging devices. *Microelectron Reliab* 2014;54:281–6. doi:10.1016/j.microrel.2013.07.100.

- [65] Asaro RJ, Rice JR. Strain localization in ductile single crystals. *J Mech Phys Solids* 1977;25:309–38. doi:10.1016/0022-5096(77)90001-1.
- [66] Roters F, Eisenlohr P, Hantcherli L, Tjahjanto DD, Bieler TR, Raabe D. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications. *Acta Mater* 2010;58:1152–211. doi:10.1016/j.actamat.2009.10.058.
- [67] Lebensohn RA, Tomé CN. A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: Application to zirconium alloys. *Acta Metall Mater* 1993;41:2611–24. doi:10.1016/0956-7151(93)90130-K.
- [68] Lee WW, Nguyen LT, Selvaduray GS. Solder joint fatigue models : review and applicability to chip scale packages 2000;40:231–44.
- [69] Ranganathan N. The Energy Based Approach to Fatigue. *Adv Mater Res* 2014;891–892:821–6. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.821.
- [70] Coffin LF. A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. United States: 1953.
- [71] Solomon H. Strain-Life Behavior in 60Sn40Pb Solder. *J Electron Packag* 1989;111.
- [72] Knecht S, Fox LR. Constitutive relation and creep-fatigue life model for eutectic tin-lead solder. *IEEE Trans Components, Hybrids, Manuf Technol* 1990;13:424–33.
- [73] Bannantine J. Fundamentals of metal fatigue analysis. Prentice Hall 1990:273.
- [74] Miner MA. Cumulative Damage in Fatigue. *J Appl Mech* 1945;67:159–69.
- [75] Morrow J. Fatigue properties of metals. *Fatigue Design Handbook*; 1968.
- [76] Lee JH, Jeong H-Y. Fatigue life prediction of solder joints with consideration of frequency, temperature and cracking energy density. *Int J Fatigue* 2014;61:264–70. doi:10.1016/j.ijfatigue.2013.10.021.
- [77] Pang JHL, Xiong BS, Low TH. Low cycle fatigue models for lead-free solders. *Thin Solid Films* 2004;462–463:408–12. doi:10.1016/j.tsf.2004.05.037.
- [78] Darveaux R. Effect of Simulation Methodology on Solder Joint Crack Growth Correlation. *Electron. Components Technol. Conf.*, 2000, p. 1048–58.
- [79] Andersson C. Comparison of isothermal mechanical fatigue properties of lead-free solder joints and bulk solders. *Mater Sci Eng A* 2005;394:20–7.
- [80] Dugdale D. Yielding of steel sheets containing slits. *J Mech Phys Solids* 1960;8:100–4.
- [81] Barenblatt G. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Adv Appl Mech* 1962;7:55–129.
- [82] Park K, Paulino GH. Cohesive Zone Models : A Critical Review of Traction-Separation Relationships Across Fracture Surfaces. *Appl Mech Rev* 2013;64:20. doi:10.1115/1.4023110.
- [83] Planas J, Elices M, G J. The cohesive zone model: advantages, limitations and challenges. *Eng Fract Mech* 2002;69:137–163. doi:10.1016/S0013-7944(01)00083-2.
- [84] Glaessgen E, Saether E, Phillips D, Yamakov V. Multiscale Modeling of Grain-Boundary Fracture: Cohesive Zone Models Parameterized from Atomistic Simulations. 47th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Struct Struct Dyn Mater Conf 14th AIAA/ASME/AHS Adapt Struct Conf 7th 2006:1–13. doi:10.2514/6.2006-1674.
- [85] Iesulauro E. Decohesion of grain boundaries in three-dimensional statistical representations of aluminum polycrystals 2006.
- [86] Wen S. Identification expérimentale de modèles de zones cohésives à partir de techniques d'imagerie thermomécanique. Univeristé Montpellier II, 2012.
- [87] Benabou L, Sun Z, Dahoo PR. A thermo-mechanical cohesive zone model for solder joint lifetime prediction. *Int J Fatigue* 2013;49:18–30. doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.12.008.
- [88] Erinc M, Schreurs PJG, Geers MGD. Intergranular thermal fatigue damage evolution in SnAgCu lead-free solder. *Mech Mater* 2008;40:780–91. doi:10.1016/j.mechmat.2008.04.005.
- [89] Tao QB, Benabou L, Vivet L, Le VN, Ouezdou FB. Effect of Ni and Sb additions and testing conditions on the mechanical properties and microstructures of lead-free solder joints. *Mater Sci Eng A* 2016;669:403–16. doi:10.1016/j.msea.2016.05.102.
- [90] Standard methods of tension testing of metallic materials, E8-93, Annual Book of ASTM standards

1993. n.d.
- [91] Zhang QK, Zhang ZF. In situ observations on creep fatigue fracture behavior of Sn–4Ag/Cu solder joints. *Acta Mater* 2011;59:6017–28. doi:10.1016/j.actamat.2011.06.010.
- [92] E.606-04 Standard practice for strain-controlled fatigue testing. ASTM, vol. 3, 2012, p. 592.
- [93] Mysore K, Subbarayan G, Gupta V, Zhang R. Constitutive and aging behavior of Sn3.0Ag0.5Cu solder alloy. *IEEE Trans Electron Packag Manuf* 2009;32:221–32. doi:10.1109/TEPM.2009.2024119.
- [94] Motalab M, Cai Z, Suhling JC, Lall P. Determination of Anand constants for SAC solders using stress-strain or creep data. *Intersoc Conf Therm Thermomechanical Phenom Electron Syst ITherm* 2012:910–22. doi:10.1109/ITHERM.2012.6231522.
- [95] Chan D, Nie X, Bhate D, Subbarayan G, Chen WW, Dutta I. Constitutive models for intermediate-and high-strain rate flow behavior of Sn3.8Ag0.7Cu and Sn1.0Ag0.5Cu solder alloys. *IEEE Trans Components, Packag Manuf Technol* 2013;3:133–46. doi:10.1109/TCPMT.2012.2211022.
- [96] Bai N, Chen X, Gao H. Simulation of uniaxial tensile properties for lead-free solders with modified Anand model. *Mater Des* 2009;30:122–8. doi:10.1016/j.matdes.2008.04.032.
- [97] Ping Z, Bing-ting H, Jie-min Z, Ying Y. Parameter fitting of constitutive model and FEM analysis of solder joint thermal cycle reliability for lead-free solder Sn-3.5Ag. *Cent South Univ Technol* 2009. doi:10.1007/s11771-009-0057-8.
- [98] Zhang L, Xue S, Gao L, Zeng G, Sheng Z, Chen Y, et al. Determination of Anand parameters for SnAgCuCe solder. *Model Simul Mater Sci Eng* 2009;17:1–10. doi:10.1088/0965-0393/17/7/075014.
- [99] Pang J. Low cycle fatigue study of lead free 99.3Sn–0.7Cu solder alloy. *Int J Fatigue* 2004;26:865–72. doi:10.1016/j.ijfatigue.2003.12.004.
- [100] Zhu Y, Li X, Gao R, Wang C. Low-cycle fatigue failure behavior and life evaluation of lead-free solder joint under high temperature. *Microelectron Reliab* 2014;54:2922–8. doi:10.1016/j.microrel.2014.08.016.
- [101] Zhang L, Xue SB, Gao LL, Chen Y. Effects of trace amount addition of rare earth on properties and microstructure of Sn–Ag–Cu alloys. *J Mater Sci Mater Electron* 2009;20:1193–9.
- [102] Otiaba KC, Okereke MI, Bhatti RS. Numerical assessment of the effect of void morphology on thermo-mechanical performance of solder thermal interface material. *Appl Therm Eng* 2014;64:51–63. doi:10.1016/j.applthermaleng.2013.12.006.
- [103] Okereke MI, Akpoyomare AI. A virtual framework for prediction of full-field elastic response of unidirectional composites. *Comput Mater Sci* 2013;70:82–99. doi:10.1016/j.commatsci.2012.12.036.
- [104] Melro AR, Camanho PP, Pinho ST. Generation of random distribution of fibres in long-fibre reinforced composites. *Compos Sci Technol* 2008;68:2092–102. doi:10.1016/j.compscitech.2008.03.013.
- [105] Zhang L. Etude de fiabilité des modules d'électronique de puissance à base de composant SiC pour applications hautes températures. Université de Bordeaux, 2014.
- [106] Dupont L, Khatir Z, Parmentier SLRMB, Bontemps S. Electrical characterizations and evaluation of thermo-mechanical stresses of a power module dedicated to high temperature applications 2005:1–11.
- [107] Perpina X, Navarro L, Jorda X, Vellvehi M. Reliability and lifetime prediction for IGBT modules in railway traction chains. *Reliab. Saf. Railw.*, 2012, p. 193–222. doi:10.5772/2660.
- [108] Gu Y, Nakamura T. Interfacial delamination and fatigue life estimation of 3D solder bumps in flip-chip packages. *Microelectron Reliab* 2004;44:471–83. doi:10.1016/j.microrel.2003.11.002.
- [109] Otiaba KC, Bhatti RS, Ekere NN, Mallik S, Ekpu M. Finite element analysis of the effect of silver content for Sn-Ag-Cu alloy compositions on thermal cycling reliability of solder die attach. *Eng Fail Anal* 2013;28:192–207. doi:10.1016/j.engfailanal.2012.10.008.
- [110] Yunus M, Srihari K, Pitarresi JM, Primavera A. Effect of voids on the reliability of BGA/CSP solder joints. *Microelectron Reliab* 2003;43:2077–86. doi:10.1016/S0026-2714(03)00124-0.
- [111] Yu Q, Shibutani T, Kim DS, Kobayashi Y, Yang J, Shiratori M. Effect of process-induced voids on isothermal fatigue resistance of CSP lead-free solder joints. *Microelectron Reliab* 2008;48:431–7. doi:10.1016/j.microrel.2007.08.008.
- [112] Dudek MA, Hunter L, Kranz S, Williams JJ, Lau SH, Chawla N. Three-dimensional (3D) visualization of reflow porosity and modeling of deformation in Pb-free solder joints. *Mater Charact* 2010;61:433–9.

- doi:10.1016/j.matchar.2010.01.011.
- [113] Fleischer AS, Chang LH, Johnson BC. The effect of die attach voiding on the thermal resistance of chip level packages. *Microelectron Reliab* 2006;46:794–804. doi:10.1016/j.microrel.2005.01.019.
  - [114] Al-Raoush R, Alshibli KA. Distribution of local void ratio in porous media systems from 3D X-ray microtomography images. *Phys A Stat Mech Its Appl* 2006;361:441–56. doi:10.1016/j.physa.2005.05.043.
  - [115] Scott AE, Sinclair I, Spearing SM, Mavrogordato MN, Hepples W. Influence of voids on damage mechanisms in carbon/epoxy composites determined via high resolution computed tomography. *Compos Sci Technol* 2014;90:147–53. doi:10.1016/j.compscitech.2013.11.004.
  - [116] Benabou L, Le VN, Sun Z, Pougnet P, Etgens V. Effects of voids on thermal-mechanical reliability of lead-free solder joints. *MATEC Web Conf* 2014;12:4026. doi:10.1051/mateconf/20141204026.
  - [117] Pyrz R. Quantitative description of the microstructure of composites. Part I: Morphology of unidirectional composite systems. *Compos Sci Technol* 1994;50:197–208. doi:10.1016/0266-3538(94)90141-4.
  - [118] Dassault Systems Simulia Corp. ABAQUS Analysis user's manual 6.10-EF 2010.
  - [119] Schneider CA, Rasband WS, Eliceiri KW. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. *Nat Methods* 9 2012;7:671–675. doi:10.1038/nmeth.2089.
  - [120] Kim J. Analysis of direct-soldered power module/heat sink thermal interface for electric vehicle applications. Virginia polytechnic institute and State university, 2001.
  - [121] Stinson-bagby K. Microstructural evolution in thermally cycled large-area lead and lead-free solder joints. Virginia Polytechnic Institute and State University, 2002.
  - [122] Kariya Y, Tajima S, Yamada S. Influence of Crystallographic Orientation on Fatigue Reliability of beta-Sn and beta Sn Micro-Joint. *Mater Trans* 2012;53:2067–71. doi:10.2320/matertrans.MB201204.
  - [123] Taylor GI. The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals. Part I. Theoretical. *Proc R Soc A Math Phys Eng Sci* 1934;145:362–87. doi:10.1098/rspa.1934.0106.
  - [124] Mandel J. Generalisation de la theorie de plasticite de W. T. Koiter. *Int J Solids Struct* 1965;1:273–95. doi:10.1016/0020-7683(65)90034-X.
  - [125] Hill R. Generalized constitutive relations for incremental deformation of metal crystals by multislip. *J Mech Phys Solids* 1966;14:95–102. doi:10.1016/0022-5096(66)90040-8.
  - [126] Hill R, Rice JR. Constitutive analysis of elastic-plastic crystals at arbitrary strain. *J Mech Phys Solids* 1972;20:401–13. doi:10.1016/0022-5096(72)90017-8.
  - [127] Asaro RJ. Crystal Plasticity. *J Appl Mech* 1983;50:921–34.
  - [128] Huang Y. A User-Material Subroutine Incorporating Single Crystal Plasticity In the ABAQUS Finite Element Program. Div Appl Sci Harvard Univ 1991.
  - [129] Hutchinson JW. Bounds and Self-Consistent Estimates for Creep of Polycrystalline Materials. *Proc R Soc A Math Phys Eng Sci* 1976;348:101–27. doi:10.1098/rspa.1976.0027.
  - [130] Hibbett, Karlsson S. ABAQUS/standard: User's Manual 1998.
  - [131] Kysar J. Addendum to A User-Material Subroutine Incorporating Single Crystal Plasticity in the ABAQUS Finite Element Program''. *Mech Rep* 1997:1–3.
  - [132] Matin MA, Vellinga WP. Microstructure evolution in a Pb-free solder alloy during mechanical fatigue. *MAT SCI ENG A-STRUCT* 2006;431:166–74.
  - [133] Bieler TR, Telang AU. Analysis of slip behavior in a single shear lap lead-free solder joint during simple shear at 25C and 0.1/s. *J Electron Mater* 2009;38:2694–701. doi:10.1007/s11664-009-0909-x.
  - [134] Fujiwara M, Hirokawa T. The strength of main obstacles to dislocation motion in white tin crystals. *J JPN I MET* 1987;51:830–8.
  - [135] Fiedler R, Vagera I. On the Burgers vectors in  $\beta$ -Sn single crystals. *PHYS STATUS SOLIDI A* 1975;32:419–24.
  - [136] Masson R, Zaoui A. Self-consistent estimates for the rate-dependent elastoplastic behaviour of polycrystalline materials. *J Mech Phys Solids* 1999;47:1543–68. doi:10.1016/S0022-5096(98)00106-9.
  - [137] Zaoui A. An extension of the self-consistent scheme to plasticity -flowing polycrystals 1979;26:325–44.

- [138] Cailletaud G, Pilvin P. Utilisation de modèles polycristallins pour le calcul par éléments finis. *Rev Eur Des Éléments Finis* 1994;3:515–41.
- [139] Benabou L, Sun Z. Homogenization scheme for brittle intergranular decohesion in polycrystalline aggregates. *Mech Res Commun* 2014;55:114–9. doi:10.1016/j.mechrescom.2013.10.010.
- [140] Benabou L, Sun Z, Pougnet P, Dahoo PR. Continuum damage approach for fatigue life prediction of viscoplastic solder joints. *J Mech* 2015;31:525–31. doi:10.1017/jmech.2015.15.
- [141] LE V., Benabou L, Etagens V, Tao Q. Micromechanical model for describing intergranular fatigue cracking in a lead-free solder alloy. *Struct Integr Procedia* 2016. doi:10.1016/j.prostr.2016.06.327.
- [142] Gerard C. Mesures de champs et identification de modes de plasticité cristalline. Université Paris 13, 2008.
- [143] Quey R, Dawson PR, Barbe F. Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method: Generation, meshing and remeshing. *Comput Methods Appl Mech Eng* 2011;200:1729–45. doi:10.1016/j.cma.2011.01.002.
- [144] Kovac M, Cizelj L. Modeling elasto-plastic behavior of polycrystalline grain structure of steels at mesoscopic level. *Nucl Eng Des* 2005;235:1939–50. doi:10.1016/j.nucengdes.2005.05.009.
- [145] Patibandla SB and R. Metal fatigue and basic theoretical models: A review. *Alloy Steel - Prop. Use*, 2011, p. 203–36. doi:10.5772/1347.
- [146] Tanaka K, Mura T. A dislocation model for fatigue crack initiation. *J Appl Mech* 1981;48:97–103.
- [147] Sangid MD, Maier HJ, Sehitoglu H. A physically based fatigue model for prediction of crack initiation from persistent slip bands in polycrystals. *Acta Mater* 2011;59:328–41. doi:10.1016/j.actamat.2010.09.036.
- [148] Manonukul A, Dunne FPE. High and low-cycle fatigue crack initiation using polycrystal plasticity 2004:1881–903.
- [149] Mughrabi H. Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, non-linear elastic damage analysis. *Int J Fatigue* 2013;57:2–8. doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.06.007.
- [150] Mu P. Study of crack initiation in low-cycle fatigue of an austenitic stainless steel. Université Lille, 2011.
- [151] Martin MA, Vellinga WP, Geers MGD. Aspects of coarsening in eutectic Sn-Pb. *Acta Mater* 2004;52:3475–82. doi:10.1016/j.actamat.2004.03.045.
- [152] Erinc M, Schreurs PJG, Geers MGD. Integrated numerical-experimental analysis of interfacial fatigue fracture in SnAgCu solder joints. *Int J Solids Struct* 2007;44:5680–94. doi:10.1016/j.ijsolstr.2007.01.021.
- [153] Luther T, Könke C. Polycrystal models for the analysis of intergranular crack growth in metallic materials. *Eng Fract Mech* 2009;76:2332–43. doi:10.1016/j.engfracmech.2009.07.006.
- [154] Benedetti I, Aliabadi MH. A three-dimensional grain boundary formulation for microstructural modeling of polycrystalline materials. *Comput Mater Sci* 2013;67:249–60. doi:10.1016/j.commatsci.2012.08.006.
- [155] Benabou L, Sun Z. Analytical homogenization modeling and computational simulation of intergranular fracture in polycrystals. *Int J Fract* 2015;59–75. doi:10.1007/s10704-015-0018-1.
- [156] Slack T, Sadeghi F. Cohesive zone modeling of intergranular fatigue damage in rolling contacts. *Tribol Int* 2011;44:797–804. doi:10.1016/j.triboint.2011.02.003.
- [157] Le V-N, Benabou L, Tao Q-B, Etagens V. Modeling of intergranular thermal fatigue cracking of a lead-free solder joint in a power electronic module. *Int J Solids Struct* 2017;106–107:1–12. doi:10.1016/j.ijsolstr.2016.12.003.
- [158] Valoroso N, Champaney L. A damage-mechanics-based approach for modelling decohesion in adhesively bonded assemblies. *Eng Fract Mech* 2006;73:2774–801. doi:10.1016/j.engfracmech.2006.04.029.
- [159] Moriconi C, Henaff G, Halm D. Influence of hydrogen coverage on the parameters of a cohesive zone model dedicated to fatigue crack propagation. *Procedia Eng* 2011;10:2657–62. doi:10.1016/j.proeng.2011.04.443.
- [160] Davila C, Camanho P, de Moura M. Mixed-mode decohesion elements for analyses of progressive

- delamination. 19th AIAA Appl Aerodyn Conf 2001. doi:10.2514/6.2001-1486.
- [161] Simonovski I, Cizelj L. Cohesive element approach to grain level modelling of intergranular cracking. *Eng Fract Mech* 2013;110:364–77. doi:10.1016/j.engfracmech.2013.05.011.
- [162] Sun Z, Benabou L, Dahoo PR. Prediction of thermo-mechanical fatigue for solder joints in power electronics modules under passive temperature cycling. *Eng Fract Mech* 2013;107:48–60. doi:10.1016/j.engfracmech.2013.05.009.
- [163] Chaboche JL, Feyel F, Monerie Y. Interface debonding models: a viscous regularization with a limited rate dependency. *Int J Solids Struct* 2001;38:3127–60. doi:10.1016/S0020-7683(00)00053-6.
- [164] Vu MN, Geniaut S, Massin P, Marigo JJ. Numerical investigation on corner singularities in cracked plates using the G-theta method with an adapted  $\theta$  field. *Theor Appl Fract Mech* 2015;77:59–68. doi:10.1016/j.tafmec.2015.02.003.
- [165] Vitos L, Ruban A V., Skriver HL, Kollár J. The surface energy of metals. *Surf Sci* 1998;411:186–202. doi:10.1016/S0039-6028(98)00363-X.
- [166] Tyson WR. Surface free energies of solid metals - estimation from liquid surface tension measurements 1977;62:267–76.
- [167] Kamaya M, Itakura M. Simulation for intergranular stress corrosion cracking based on a three-dimensional polycrystalline model. *Eng Fract Mech* 2009;76:386–401. doi:10.1016/j.engfracmech.2008.11.004.
- [168] Shawish S El, Cizelj L, Simonovski I. Modeling grain boundaries in polycrystals using cohesive elements: Qualitative and quantitative analysis. *Nucl Eng Des* 2013;261:371–81. doi:10.1016/j.nucengdes.2013.01.023.
- [169] Dao NH, Vu MN. Load sequence effects on the fatigue crack growth in a cylinder subjected to combined rotary bending moment and axial force loads. *Theor Appl Fract Mech* 2016;82:117–24. doi:10.1016/j.tafmec.2015.12.011.
- [170] Pierce DM, Sheppard SD, Vianco PT, Regent J a., Grazier JM. Fatigue Life Prediction Methodology for Lead-Free Solder Alloy Interconnects: Development and Validation. *J Electron Packag* 2008;130:11003. doi:10.1115/1.2837515.