

Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu

Benoît Dompierre

▶ **To cite this version:**

Benoît Dompierre. Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu. Autre. Ecole Centrale de Lille, 2011. Français. NNT : 2011ECLI0001 . tel-00604954

HAL Id: tel-00604954

https://theses.hal.science/tel-00604954

Submitted on 30 Jun 2011

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

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

N° d'ordre : *152*

ECOLE CENTRALE DE LILLE

THESE

présentée en vue
d'obtenir le grade de

DOCTEUR

en

Spécialité : Mécanique

par

Benoît Dompierre

DOCTORAT DELIVRE PAR L'ECOLE CENTRALE DE LILLE

Titre de la thèse :
Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu.

Soutenue le 31/03/11 devant le jury d'examen :

Président	*Luc Rémy, Directeur de recherche CNRS, Ecole des Mines de Paris*
Rapporteur	*Karim Inal, Professeur, Ecole des Mines de Saint-Etienne*
Rapporteur	*Thomas Pardoen, Professeur, Université Catholique de Louvain*
Membre	*Habibou Maitournam, Professeur, Ecole Polytechnique*
Membre	*Michel Brizoux, Directeur technique adjoint, Thales CST*
Membre	*Wilson Maia, Responsable de projets technologiques amonts, Thales CST*
Directeur de thèse	*Eric Charkaluk, Chargé de recherche CNRS, Ecole Centrale de Lille*
Co-directeur	*Véronique Aubin, Professeur, Ecole Centrale de Paris*

Thèse préparée dans le Laboratoire de Mécanique de Lille

Ecole Doctorale SPI 072

PRES Université Lille Nord de France

Remerciements

Cette thèse est le fruit d'une collaboration entre la société Thales Corporate Services et le Laboratoire de Mécanique de Lille dans le cadre d'une Convention Industrielle de Formation par la REcherche (CIFRE).

Tout d'abord, je tiens à remercier Wilson Maia, responsable des projets technologiques amonts chez Thales CST, pour m'avoir guidé et soutenu tout au long de cette aventure. Il n'a ménagé ni son temps ni son énergie pour moi, et je lui dois beaucoup.

Merci aussi à Eric Charkaluk, chargé de recherche CNRS à l'Ecole Centrale de Lille, directeur de cette thèse. Il a toujours été disponible, et m'a apporté de précieux conseils, tant sur les plans scientifiques qu'humains.

Je souhaite exprimer également ma gratitude envers Michel Brizoux, directeur technique adjoint de Thales EPM, qui a toujours su garder le recul suffisant pour remettre en question les résultats et me permettre ainsi d'avancer.

Je remercie également Véronique Aubin, professeur à l'Ecole Centrale de Paris, co-directrice de cette thèse, qui a toujours été disponible et m'a apporté de bons conseils, en particulier lors des différentes campagnes expérimentales que j'ai menées.

A tous les quatre, je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance. Chacun à sa façon m'a permis d'aller jusqu'au bout de ce travail. Tous, ensemble, m'ont fait confiance et m'ont permis d'aller encore plus loin grâce aux nombreux échanges constructifs et réunions enrichissantes qui ont jalonné ces trois ans.

Je présente également mes remerciements les plus sincères à l'ensemble de mon jury, et en particulier Luc Rémy, directeur de recherche CNRS à l'Ecole des Mines de Paris, pour m'avoir fait l'honneur de présider ce jury. Je remercie également mes deux rapporteurs, Thomas Pardoen, professeur à l'Université Catholique de Louvain, et Karim Inal, professeur à l'Ecole des Mines de Saint-Etienne, pour avoir accepté de relire ma thèse et pour leurs commentaires pertinents, ainsi que Habibou Maitournam, professeur à l'Ecole Polytechnique, pour son rôle d'examinateur.

J’ai aussi une pensée pour toute l’équipe du service Industry and Environnement, avec laquelle je travaille depuis mon stage de fin d’étude il y a quatre ans, et en particulier Jean-Guy Chesnay, chef de ce service, qui m’a permis de travailler dans les meilleures conditions.

Je pense également à toute l’équipe ER3 du Laboratoire de Mécanique de Lille, et en particulier François Lesaffre et Jean Gillibert pour leur aide précieuse.

Je souhaite aussi dire merci à Jérémie Gaillard et Florent Saliou pour m’avoir permis, au travers de leurs stages respectifs, d’approfondir certains points essentiels pour ma thèse.

Je remercie également Ambre-Emmanuelle Grangladen, Julien Perraud, Jean-Claude Boisdé, Joël Perrin et Julien Joguet pour avoir contribué d’une manière ou d’une autre à la réalisation de cette thèse.

Enfin, bien évidemment, un grand merci à ma famille et à mes amis, qui m’ont supporté durant ces trois années.

Avant propos

Les alliages de type SnPb (étain-plomb) sont utilisés depuis plus de cinquante ans dans les assemblages électroniques en tant qu'alliages de brasure. La connaissance et l'expérience acquises pendant toutes ces années ont permis de développer des méthodes robustes pour assurer la fiabilité des produits électroniques utilisant ces alliages en milieux opérationnels. Les alliages de brasure sans plomb sont, quant-à-eux, étudiés et utilisés de manière conséquente depuis seulement une dizaine d'années. La connaissance de ces alliages est encore faible, et le retour d'expérience sur leur utilisation en environnement fortement contraint est inexistant.

Or, plus la connaissance des alliages sans plomb s'améliore, plus il est évident que la transition vers ces alliages ne peut pas être une simple évolution mais se caractérise par une rupture technologique. La microstructure de ces alliages, généralement ternaires et non eutectiques, est très différente de celle de l'alliage biphasé SnPb eutectique. De plus, certaines faiblesses des alliages sans plomb ont été révélées, telles que la mauvaise tenue à basse température, une sensibilité au fluage différente de celle des alliages SnPb ainsi qu'un phénomène de vieillissement à température ambiante ne se stabilisant pas avant plusieurs années.

Malgré ces différences notables entre les alliages SnPb et sans plomb, les efforts majeurs de recherche concernant ces nouveaux alliages ont longtemps été fournis par la communauté électronicienne, même pour la réalisation d'essais mécaniques standards. Cette démarche a eu pour conséquence l'arrivée de nombreux résultats en apparence contradictoires car les méthodologies employées n'étaient pas toujours les plus adaptées à ces alliages pour les utilisations électroniques.

A partir de ce constat, il est apparu crucial d'aborder la thématique des alliages sans plomb en commençant par la compréhension du matériau en lui-même (comportement mécanique, microstructure) pour finir par la structure complète (endommagement des joints brasés d'un assemblage électronique). Dans cette optique, un travail commun entre un laboratoire de recherche dans le domaine de la mécanique des matériaux – le Laboratoire de Mécanique de Lille – et une entreprise ayant une solide expérience dans les assemblages électroniques – Thales – a semblé être une solution adaptée pour aborder la thématique des alliages sans plomb. Cette association a permis de solliciter, dans chacun des domaines, les compétences les plus adéquates et souvent complémentaires.

Par conséquent, dans ce document, un effort notable a été déployé afin de synthétiser les résultats et les conclusions de cette thèse portant sur l'impact du vieillissement sur le comportement et l'endommagement de l'alliage SAC305, tout en étant compréhensible par la communauté des mécaniciens et celle des électroniciens. Ceci explique que certains passages de ce document peuvent paraître trop, ou trop peu, approfondis pour l'une ou l'autre des communautés.

Table des matières

Introduction 11

Chapitre I : Contexte et objectif de l'étude 15

I.1 Introduction 16
I.2 Equipements électroniques 17
I.2.1 Composants électroniques
I.2.2 Carte de circuit imprimé
I.2.3 Joint de brasure
I.2.4 Synthèse
I.3 Alliages de type SAC 24
I.3.1 Microstructure des alliages de type SAC
I.3.2 Paramètres influents pour la microstructure et le comportement mécanique des alliages de type SAC
I.3.3 Synthèse
I.4 Endommagement et comportement mécanique des alliages de type SAC 37
I.4.1 Fatigue des matériaux
I.4.2 Profils de mission des assemblages électroniques
I.4.3 Contraintes mécaniques typiques des profils de missions AHP
I.4.4 Influence des sollicitations sur le comportement mécanique des alliages SAC
I.4.5 Synthèse
I.5 Synthèse 46

Chapitre II : Comportement mécanique du matériau 49

II.1 Introduction 50
II.2 Caractérisation expérimentale du comportement mécanique 52
II.2.1 Essais de traction
II.2.2 Essais d'indentation
II.2.3 Synthèse
II.3 Influence du stockage à température constante sur les alliages de type SAC 57
II.3.1 Evolution de la microstructure de l'alliage SAC305 par stockage à température constante

II.3.2 Caractérisation du vieillissement thermique par essais d'indentation
II.3.3 Confrontation entre observations de la microstructure et essais d'indentation
II.3.4 Synthèse
II.4 Caractérisation de l'influence du stockage sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 à l'échelle massive 75
II.4.1 Protocole expérimental
II.4.2 Résultats des essais de traction monotone
II.4.3 Résultats des essais de traction-compression cyclique
II.4.4 Synthèse
II.5 Comportement mécanique du SAC305 à l'échelle du joint brasé 87
II.5.1 Mise en œuvre d'un essai mécanique sur une éprouvette représentative d'un joint brasé
II.5.2 Développement d'une méthode de compression sur billes d'alliage de diamètre inférieur à 1mm
II.5.3 Essais de compression sur billes d'alliages SAC305 représentatives de joints brasés
II.5.4 Synthèse
II.6 Modélisation numérique du comportement de l'alliage SAC305 99
II.6.1 Modèles étudiés
II.6.2 Identification des paramètres des modèles à partir des essais de traction sur éprouvettes massives
II.6.3 Simulation de l'essai de compression sur bille d'alliage
II.6.4 Synthèse

Chapitre III : Endommagement de l'alliage SAC305 dans son environnement 123

III.1 Introduction 124
III.2 Analyse de la microstructure d'un joint brasé 126
III.2.1 Impact des paramètres de fabrication sur la microstructure des joints brasés
III.2.2 Vieillissement d'un assemblage électronique
III.2.3 Synthèse
III.3 Evaluation de l'impact du vieillissement thermique sur l'endommagement des joints brasés par la méthode de torsion 134
III.3.1 Principe des essais de torsion
III.3.2 Protocole expérimental
III.3.3 Résultats
III.3.4 Discussion

III.3.5 Synthèse

Synthèse générale 149

Introduction

Les équipements électroniques font partie de notre quotidien. Aujourd'hui, 77% des Français sont équipés de téléphones portables et 59% d'ordinateurs [1]. Ce constat est le résultat de l'augmentation de la part des dépenses consacrées aux produits électroniques depuis des décennies. Par exemple, pour les technologies d'information et de communication, la demande a augmenté de 12,6% par an entre 1960 et 2005 [2]. Cette évolution de la consommation a profondément modifié le marché de l'électronique. Alors qu'il y a quelques dizaines d'années, les technologies électroniques étaient principalement développées par le secteur militaire, les acteurs de l'électronique de masse sont devenus des acteurs majeurs dans le développement de nouvelles technologies, grâce aux volumes engendrés et aux cycles de développement plus courts. Actuellement, les secteurs de l'électronique AHP (Aéronautique et Haute Performance) utilisent de plus en plus les technologies de l'électronique de masse afin de diminuer les coûts, tant sur le plan du développement technologique que sur la fabrication des produits, tout en maintenant l'utilisation des technologies de pointe disponibles sur le marché.

Cet accroissement rapide de la production de produits électroniques de masse avec des durées de vie courtes (1 à 5 ans) a soulevé la problématique des déchets électroniques. En 2002, l'Union Européenne a publié deux directives, l'une concernant les déchets électroniques (WEEE ou Waste Electrical and Electronic Equipment [3]) et l'autre concernant la restriction de

l'utilisation de substances toxiques dans les équipements électroniques (RoHS ou Restriction of the use of certain Hazardous Substances in electrical and electronic equipment [4]). L'interdiction de l'utilisation du plomb dans les équipements électroniques a été effective le 1er juillet 2006 (par la mise en application de la directive RoHS), sauf pour certains domaines AHP tels que les secteurs militaires et aéronautiques hors champ d'application.

Pour cette raison, le marché de l'électronique de masse a abandonné les alliages au plomb de type SnPb (étain-plomb) pour se diriger vers des alliages sans plomb, et principalement les alliages de type SnAgCu (étain-argent-cuivre, dits SAC). Ce changement a entraîné de nombreuses évolutions des lignes et procédés d'assemblages ainsi que le développement de nouveaux matériaux et composants compatibles des assemblages sans plomb. Pour les secteurs AHP, le maintien de l'utilisation des alliages de type SnPb dans les équipements soulève des problèmes techniques et économiques. En ce qui concerne les lignes d'assemblage, les plus récentes sont principalement utilisées pour des assemblages sans plomb. L'utilisation d'alliages SnPb est de plus en plus synonyme de surcoûts, de délais, et de problèmes de qualité car l'expertise n'est pas maintenue. En ce qui concerne les boîtiers (composants), les dernières technologies sont développées pour les alliages sans plomb et ne sont pas nécessairement compatibles avec des procédés pour alliage SnPb. C'est la raison pour laquelle l'industrie des applications AHP doit évaluer le risque de l'utilisation des alliages sans plomb pour leurs applications.

Cependant, à l'inverse des produits électroniques de masse, les produits AHP ont des profils de vie longs (plus de 20 ans) et fortement contraints, en particulier en mécanique et thermomécanique. La longue expérience sur les alliages au plomb du type SnPb permet d'observer que, même s'il existe un phénomène de vieillissement rapide de ces alliages [5], les équipements électroniques de technologie SnPb sont suffisamment fiables pour la durée de vie visée des appareils. Pour les alliages de type SAC, plusieurs études ont mis en évidence un affaiblissement de la tenue mécanique de ce type d'assemblage suite à un stockage de composants assemblés à température élevée et sur une longue durée [6], [7] (plusieurs centaines d'heures pour des températures supérieures à 100°C). En ce qui concerne la microstructure, le stockage en température élevée entraîne un vieillissement de l'alliage qui se traduit par une coalescence des phases intermétalliques [6], [8] ainsi qu'une croissance des grains d'étain [9]. Le lien entre ces modifications et l'évolution du comportement mécanique n'est pas encore clairement identifié.

En ce qui concerne l'endommagement des assemblages électroniques, les sollicitations générant des défaillances sont d'origine thermique (dilatation différentielle des divers constituants d'un assemblage électronique) ou d'origine mécanique (chocs, vibrations). Dans le premier cas, les conséquences du vieillissement thermique sont indissociables de celles causées par les variations de température imposées sur l'assemblage. Pour les défaillances liées à des

sollicitations d'origine mécanique, il existe de nombreuses applications pour lesquelles le vieillissement thermique et les sollicitations mécaniques sont consécutives (missile stocké pendant plusieurs années puis lancé) et donc dissociables. Cependant, par manque de retour d'expérience et parce que les phénomènes de vieillissement sont encore peu connus, il est actuellement impossible d'assurer un niveau de fiabilité, sur le long terme et en environnement mécanique sévère, des assemblages électroniques fabriqués avec des alliages sans plomb du type SAC.

L'objectif de ce travail est d'étudier l'influence du vieillissement thermique sur le comportement et l'endommagement des assemblages électroniques utilisant des alliages de type SAC305 sous chargements mécaniques.

Afin d'aborder ce sujet, un préalable nécessaire est la compréhension du comportement mécanique, pour s'intéresser ensuite plus précisément à l'endommagement. Pour certains matériaux, on considère que le comportement mécanique est suffisamment connu, ce qui permet de se concentrer sur l'endommagement. Dans le cas des alliages de type SAC, la compréhension du comportement mécanique reste très partielle, en particulier en ce qui concerne les sollicitations cycliques et le vieillissement thermique. Dans un premier temps, le comportement mécanique de l'alliage SAC305 a donc été analysé afin de pouvoir étudier, dans un second temps, l'endommagement de ce matériau. Pour cette deuxième étape, seul l'endommagement sous sollicitations mécaniques a été considéré. Cependant, l'ensemble de la démarche, et en particulier l'analyse du comportement mécanique, peut s'appliquer pour d'autres types de sollicitations, telles que la fatigue thermique.

La démarche a été définie de sorte à combler certaines des lacunes les plus couramment observées dans les études similaires. Généralement, le matériau est caractérisé à partir d'essais monotones, sans tenir compte de la microstructure, pour modéliser des sollicitations cycliques [10]. Dans certains cas, des essais cycliques sont réalisés, mais généralement à partir d'éprouvettes de type « joints brasés ». Dans notre cas, le principe de l'étude a été de réaliser l'ensemble des essais avec une maîtrise la plus complète possible des différents paramètres afin de limiter au maximum les incertitudes. Pour ce faire, une méthodologie en deux phases a été déployée, chacune représentant un objectif différent.

L'impact du vieillissement thermique sur le comportement du matériau a été analysé sur le matériau massif mais aussi à l'échelle de la structure. L'objectif des essais à l'échelle massive a été de comprendre le lien entre l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques du matériau. Pour l'ensemble des essais, l'observation de la microstructure a permis d'assurer la

reproductibilité de la microstructure, mais aussi des résultats. A partir d'essais monotones et cycliques, des lois de comportement ont pu être établies à l'échelle d'un barreau d'alliage, avant et après vieillissement. Puis, étant données les différences au niveau de la taille et de la microstructure des joints brasés avec les éprouvettes massives, l'objectif a été de valider les observations précédentes à l'échelle de la structure réelle. Ici aussi, un soin particulier a été apporté pour assurer la représentativité des éprouvettes au domaine des cartes électroniques. Grâce aux essais réalisés à l'échelle d'un joint brasé, les lois de comportement établies à l'étape précédente ont été validées, permettant ainsi de réaliser des calculs de structures pour simuler un chargement cyclique par exemple.

Enfin, après avoir évalué l'influence du vieillissement sur le comportement, l'objectif a été d'évaluer expérimentalement l'influence du vieillissement thermique sur l'endommagement du matériau en sollicitation mécanique pour un assemblage électronique complet, représentatif d'assemblages industriels.

Dans un premier chapitre, le contexte et l'objectif de l'étude seront présentés. Tout d'abord, nous aborderons la complexité des assemblages électroniques, en se concentrant sur les joints brasés. Puis, la microstructure des alliages de type SAC sera détaillée. Enfin, l'endommagement et le comportement mécanique de ces alliages seront présentés en lien avec les sollicitations réelles rencontrées en opérations.

Dans un deuxième chapitre, les activités liées à l'analyse du comportement mécanique de l'alliage SAC seront présentées, ainsi que les différentes méthodologies de test utilisées. Puis, l'influence du vieillissement thermique sur la microstructure des alliages SAC et sur leur comportement sera caractérisée sur des éprouvettes de grandes dimensions (plusieurs centimètres). Ensuite, les observations menées à cette échelle seront validées à l'échelle d'un joint brasé (dimensions comprises entre 250µm et 760µm). A partir des résultats expérimentaux, des modèles de comportement seront identifiés pour deux états de vieillissement et validés à l'échelle d'un joint brasé.

Nous terminerons, dans un troisième chapitre, par une analyse de l'impact du vieillissement thermique sur l'endommagement des joints brasés sous sollicitations mécaniques. Nous expliquerons en quoi la microstructure d'un joint brasé peut être différente de celle rencontrée dans les éprouvettes utilisées dans cette étude. Des essais de torsion sur cartes assemblées seront présentés selon un plan d'expériences permettant une évaluation de l'impact du vieillissement thermique dans de nombreuses conditions d'essais en fonction de paramètres tels que le temps de maintien ou la température d'essai.

Chapitre I : Contexte et objectif de l'étude

I.1 Introduction 16
I.2 Equipements électroniques 17
I.3 Alliages de type SAC 24
I.4 Endommagement et comportement mécanique des alliages de type SAC 37
I.5 Synthèse 46

I.1 Introduction

De nombreuses causes de défaillances peuvent être recensées dans un équipement électronique : par exemple des défauts du composant ou de la carte assemblée. Cependant, la défaillance par fatigue de l'assemblage se localise généralement dans le joint brasé. La tenue mécanique de ces joints dépend de nombreux paramètres dont principalement la conception de la carte assemblée (alliage sélectionné, géométrie de la brasure, conception de la carte imprimée, des matériaux de base et critères de qualité de fabrication) et le profil de mission de l'équipement électronique.

Dans ce chapitre, nous aborderons les assemblages électroniques de manière générale puis les joints brasés et alliages de brasure. La microstructure et le comportement des alliages SAC seront présentés en lien avec les procédés d'assemblage des cartes électroniques. Enfin, les profils de mission des produits électroniques de type AHP seront détaillés permettant de définir et de comprendre les gammes de contraintes et de déformations rencontrées dans les joints brasés pour des applications AHP.

I.2 Equipements électroniques

Schématiquement, un équipement électronique est constitué d'un ensemble de plusieurs cartes électroniques assemblées, interconnectées entre elles afin de réaliser les fonctions souhaitées. Chaque carte électronique assemblée peut se décomposer, comme on le voit sur la Figure I-1, en trois sous-éléments qui sont la carte électronique nue, les composants électroniques et les joints de brasure, qui permettent la liaison mécanique et électrique entre les composants et la carte.

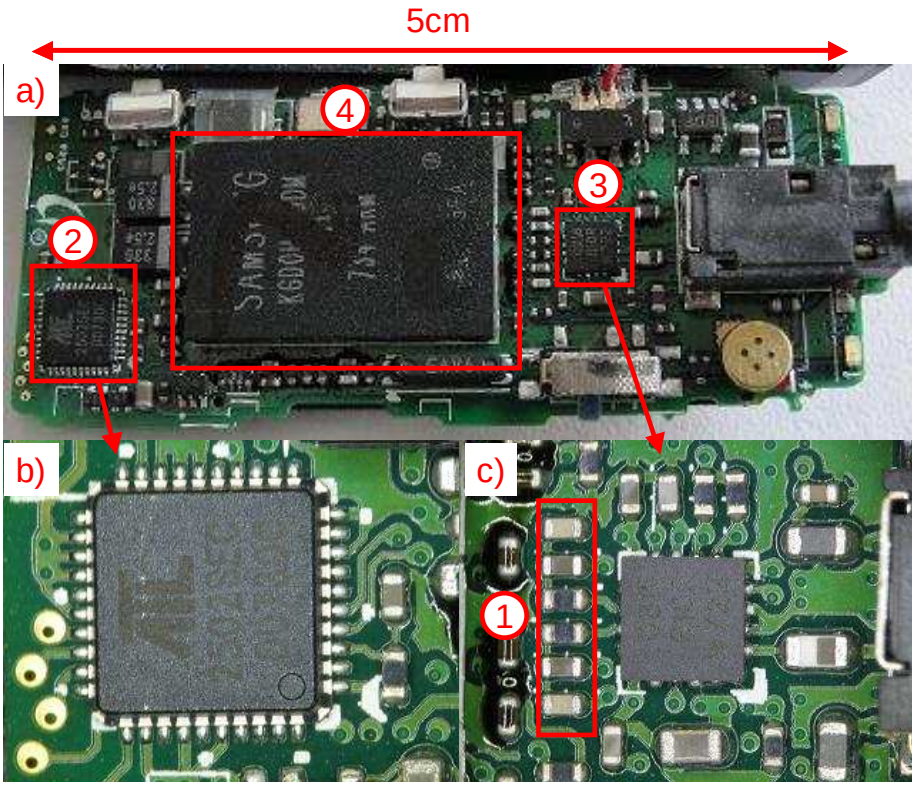


Figure I-1 : Carte assemblée d'un lecteur audio numérique : a) carte complète ; b) composant QFP ; c) composant QFN entouré de composants de type chips passifs

I.2.1 Composants électroniques

De nombreux types de composants sont disponibles sur le marché. Il est possible de les regrouper en fonction de leur boîtier, qui impacte le mode d'interconnexion entre le composant et la carte de circuit imprimé. Les modes d'interconnexion peuvent être à broches traversantes, à

pattes pour report en surface, à billes ou à assemblage direct (Figure I-2). Sur une carte électronique fonctionnelle, la plupart de ces types de composants sont représentés. Les typologies de composants à broches traversantes, qui rassemblent, par exemple, certains composants passifs, transistors et microcontrôleurs ne seront pas étudiées ici. Pour les composants montés en surface, seules les catégories essentielles seront décrites dans la suite.

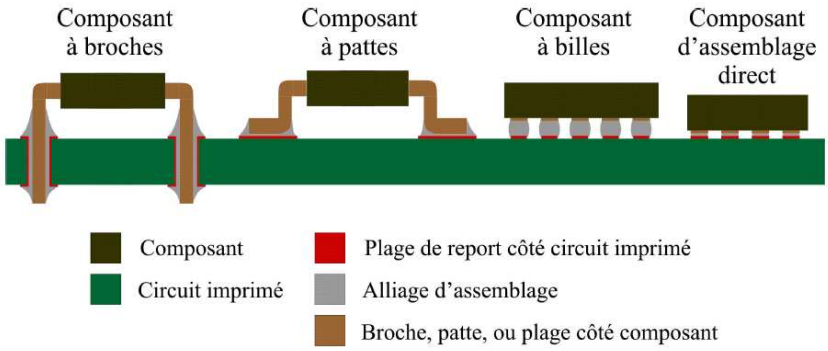


Figure I-2 : Schéma de principe des différents modes d'interconnexion entre les composants et la carte électronique [11]

La plupart de ces typologies de boîtiers sont représentées sur la Figure I-1, et les différents numéros placés sur cette figure correspondent aux composants suivants :

1. Les composants chips sont des composants passifs de types résistances et condensateurs de montage en surface à assemblage direct. Les formats les plus courants sont les 0201, 0402 et 0603 qui correspondent respectivement à 0,5 x 0,25 mm², 1 x 0,5 mm² et 1,5 x 0,75 mm².



Figure I-3 : Exemple de boîtier chip résistif de type « 1206 »

2. Les boîtiers QFP (Quad Flat Package) sont des boîtiers à pattes placées sur les quatre côtés du composant, afin d'augmenter le nombre d'interconnexion. De nombreuses variantes existent en fonction, entre autres, du nombre et de l'écartement des pattes et de l'épaisseur du boîtier.

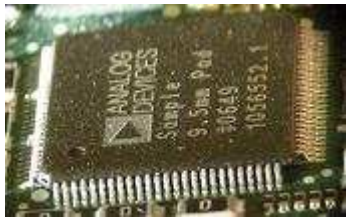


Figure I-4 : Exemple de boîtier QFP

3. Les boîtiers QFN (Quad Flat No lead) présentent une forme similaire aux boîtiers QFP à la différence que les pattes sont remplacées par des plages métallisées dans un souci de

gain de place sur la carte électronique, ce qui permet d'avoir un composant de taille proche de celle de la puce de silicium. Ce sont donc des composants à assemblage direct, comme les chips. Afin d'accroitre le nombre d'interconnexions, les nouvelles générations de QFN possèdent jusque trois rangées de plages sur les bords du composant.

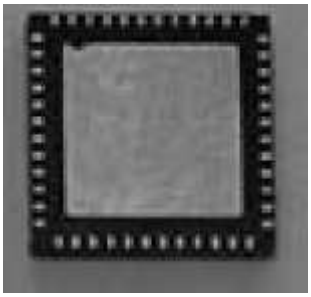


Figure I-5 : Exemple de boîtier QFN [12]

4. Les composants de type BGA (Ball Grid Array) sont équipés d'une matrice de billes sous le composant pour l'interconnexion avec la carte. Dans ce cas, la composition du joint brasé dépend de la composition des billes d'alliage du composant et de la composition de l'alliage d'apport lors de l'assemblage. L'avantage principal de cette méthode est d'offrir une plus grande densité d'interconnexion que les autres types de boîtiers. Les dimensions sont variables, de 5 à 50 mm de côté avec un écartement entre chaque bille compris entre 0,4 et 1,27mm.



Figure I-6 : Exemple de boîtier BGA

I.2.2 Carte de circuit imprimé

Les deux rôles principaux assurés par la carte de circuit imprimé ou PCB (Printed Circuit Board) sont le support mécanique des composants et leur interconnexion électrique.

Aujourd'hui, la grande majorité des cartes assemblées sont multicouches : des couches conductrices en cuivre sont alternées avec des couches de diélectrique. Pour les applications avioniques civiles par exemple, le nombre de niveaux de cuivre est généralement compris entre 8 et 12 pour une épaisseur totale de 1,4 mm à 2 mm. La Figure I-7 présente un exemple de carte multicouche de 1,6 mm d'épaisseur. Sur cette figure, on peut observer 8 niveaux de cuivre, 1 sur chaque face extérieure, et les 6 autres internes.

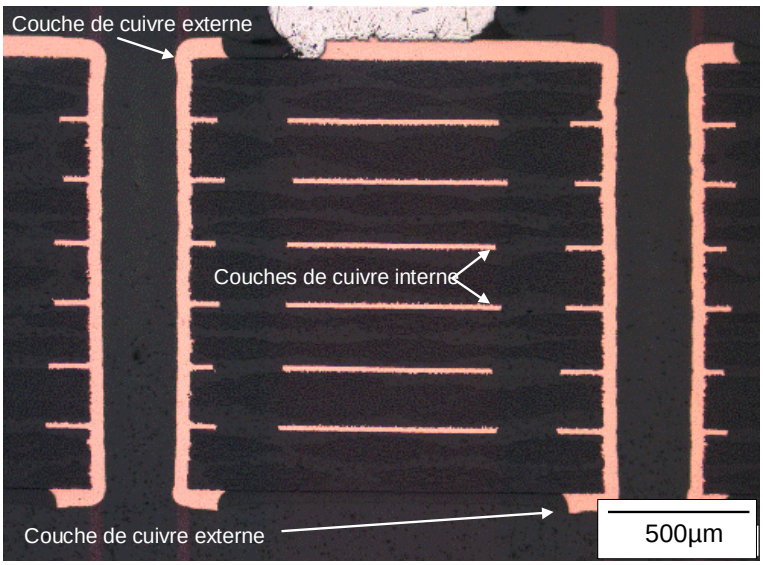


Figure I-7 : Vue de coupe d'une carte électronique constituée de 8 niveaux de cuivre pour 1,6mm d'épaisseur

I.2.3 Joint de brasure

L'interconnexion des composants avec la carte assemblée est réalisée entre des plages de report en cuivre sur la carte électronique et les terminaisons métalliques côté composant. Ces terminaisons ont déjà été présentées de manière simplifiée sur la Figure I-2. Les joints de brasure assurent l'interconnexion entre les plages de report PCB et les terminaisons des composants. La Figure I-8 montre deux types de joints brasés courants : composant à billes pour la Figure I-8a, et composant de type chip à assemblage direct sur la Figure I-8b. Dans le cas du composant à billes, la forme des joints est presque sphérique, avec, ici, un diamètre d'environ 500µm. Dans le cas du composant chip passif, le joint présente un ménisque et une fine épaisseur d'alliage (inférieure à 100 µm) entre le composant et la carte.

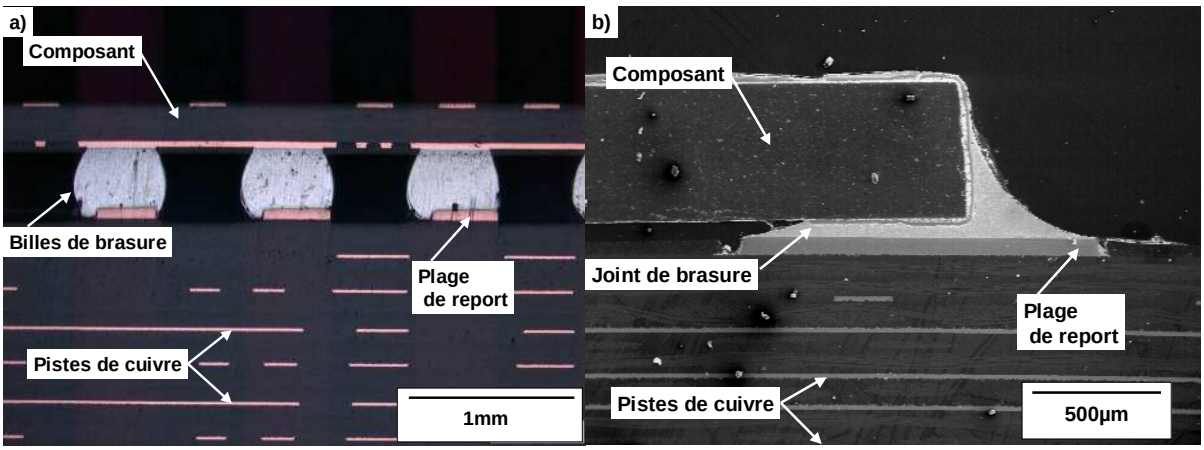


Figure I-8 : Vue de coupe d'assemblages électroniques – a) Composant assemblé avec terminaisons billes ; b) Composant assemblé avec plage d'assemblage direct

Pour ces joints brasés, pendant des décennies, les alliages à base d'étain et de plomb ont dominé dans l'assemblage des composants électroniques, pour leurs propriétés mécaniques mais aussi pour leur « faible » point de fusion permettant de ne pas endommager les matériaux des composants et circuits intégrés. La composition d'alliage SnPb la plus utilisée est la composition eutectique, comprenant 63% d'étain et 37% de plomb avec un point de fusion de 183°C. Quelques variantes existent, telles que le Sn40Pb60 ou le Sn62Pb36Ag2.

Etant donné que la gamme de températures d'utilisation des matériels électroniques dans les profils de mission AHP couvre la plage « -55°C / 125°C », la gamme d'utilisation des alliages SnPb couvre un intervalle compris entre 0,5 et 0,9 fois la température de fusion du matériau exprimée en Kelvin. Or, on considère que les mécanismes de fluage rencontrés à haute température deviennent significatifs à partir d'une température homologue (rapport entre la température d'utilisation et la température de fusion en Kelvin) de 0,5. De ce fait, l'alliage Sn63Pb37 est utilisé à haute température sur toute sa plage d'utilisation.

Concernant la microstructure de l'alliage eutectique SnPb, celle-ci est composée de deux phases. La première est riche en plomb (90%) alors que la seconde est riche en étain (97%). La Figure I-9 présente la microstructure biphasée de cet alliage au travers d'une microsection d'un joint brasé de composant BGA.

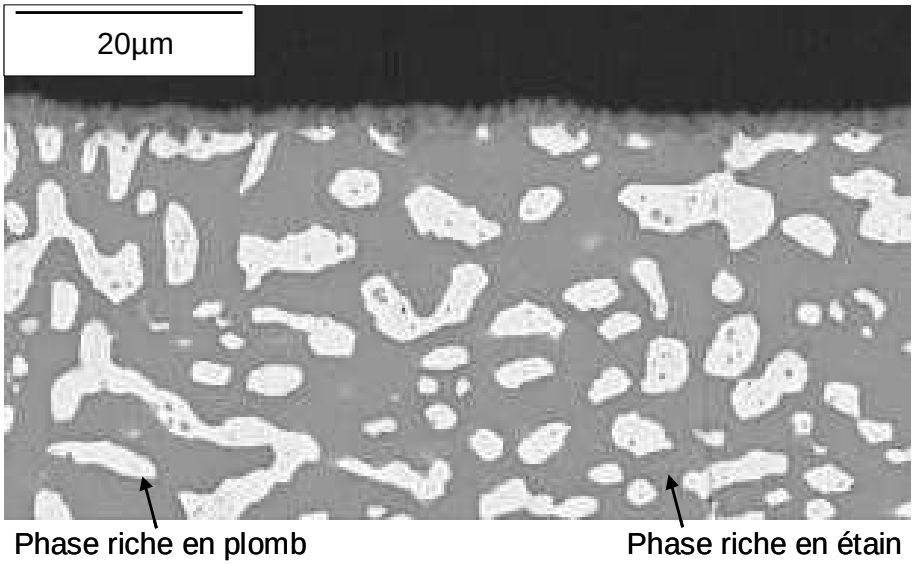


Figure I-9 : Microstructure d'un joint brasé en alliage Sn63Pb37

Depuis l'interdiction de l'utilisation du plomb dans le marché grand public, de nombreux travaux ont été menés pour trouver des remplaçants possibles aux alliages de type SnPb. Les paramètres requis pour ceux-ci sont d'ordre technique (assemblage et propriétés mécaniques) et économique (coût de la matière et coût du procédé d'assemblage). D'un point de vue technique, les critères majeurs sont la température de fusion et l'écart de température entre le solidus et le liquidus. Une étude du NCMS (National Center for Manufacturing Science) a recommandé une limite haute de 225°C pour la température de fusion et un intervalle maximal entre solidus et liquidus de 30°C [13], [14], car, contrairement à l'alliage Sn63Pb37, les alliages SAC ne sont pas eutectiques. La température de fusion maximale est imposée pour éviter d'endommager les matériaux de la carte et des composants et permet de limiter l'apport en énergie, synonyme de surcoût. Le faible écart entre températures de liquidus et de solidus permet d'obtenir une microstructure homogène et de limiter certains défauts comme le « pad lifting » (décollement entre la brasure et la plage de cuivre). Les autres contraintes techniques concernent divers aspects tels que la mouillabilité, l'oxydation, ou encore, le coefficient de dilatation thermique.

Ces différentes recherches d'alliage de substitution ont convergé vers des solutions parmi lesquelles prédominent les alliages de type SAC (étain – argent – cuivre). On retrouve aussi des variantes sans argent, sans cuivre, ou avec des additions d'autres éléments tels que le bismuth, le zinc ou encore le nickel.

D'un point de vue général, ces alliages sans plomb présentent des caractéristiques similaires aux alliages SnPb en termes de comportement mécanique et de point de fusion, ce qui est un critère prépondérant pour le choix de l'alliage. En ce qui concerne le comportement mécanique, en première approche, en moyennant les résultats de différents travaux ([7], [8], [13], [15-29]), on peut noter un module d'Young à 20°C de l'ordre de 48 GPa, une limite d'élasticité de l'ordre 31 MPa. Ces valeurs sont à comparer aux valeurs obtenues pour l'alliage étain-plomb qui sont du même ordre de grandeur : le module d'Young de l'alliage Sn63Pb37 est

d'environ 30 GPa et la limite d'élasticité de 41 MPa [6]. Pour les températures de fusion, dans le cas de l'alliage SAC305 (3,0% d'argent et 0,5% de cuivre) par exemple, la gamme d'utilisation des matériels électroniques de type AHP représente une plage allant de 0,45 à 0,8 fois la température de fusion du matériau exprimée en Kelvin. Comme pour les alliages SnPb, on peut considérer que cet alliage est utilisé à haute température sur toute sa plage d'utilisation.

I.2.4 Synthèse

Parmi les trois éléments principaux qui composent un assemblage électronique (composants, carte nue et joints brasés), nous nous intéresserons particulièrement aux joints brasés. Jusqu'en 2006, ceux-ci étaient majoritairement de type SnPb et sont désormais remplacés par des alliages sans plomb pour des raisons environnementales et sanitaires. Même si ces nouveaux alliages (principalement les alliages SAC) présentent des propriétés mécaniques similaires aux alliages SnPb, nous verrons dans la partie suivante que leur microstructure est très différente, ce qui génère des phénomènes nouveaux à considérer en fatigue mécanique pour une utilisation comme alliage de brasure dans les applications sévères.

I.3 Alliages de type SAC

Face à la grande diversité des alliages développés pour le remplacement des alliages de type SnPb dans l'électronique, le marché grand public s'est dirigé principalement sur les alliages de type SAC et en particulier le SAC305. Parmi cette famille d'alliages, de nombreuses variantes existent, visant à améliorer des paramètres variés, tels que le prix, la mouillabilité, la température de fusion, le taux de dissolution de cuivre, ou encore le module d'élasticité. La Figure I-10 présente le diagramme de phase ternaire centré sur les faibles concentrations d'argent et de cuivre. On voit que la limite de 225°C proposée par le NCMS ([13], [14]) correspond à une surface très petite et laisse peu de compositions possibles.

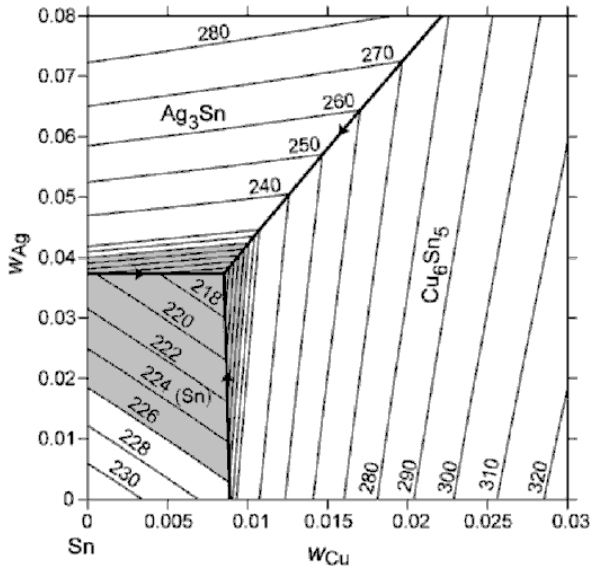


Figure I-10 : Diagramme de phases ternaire SAC centré sur les faibles concentrations en Ag (<8%) et en Cu (<3%) [13]

La composition eutectique de cet alliage ternaire n'est pas connue précisément et se situe autour de 3,8% d'argent et 0,7% de cuivre, composition appelée SAC387. La température de fusion de cette composition proche de l'eutectique est de 217°C (490K). Les avantages d'une composition eutectique par rapport aux autres compositions concernent plusieurs points, dont :

- Une température de solidus confondue avec la température de liquidus, ce qui permet une diminution des retassures à la surface du joint brasé, qui sont créées par le retrait de matière lors de la solidification, et une dispersion plus homogène des intermétalliques dans la microstructure du joint.

- Une meilleure fluidité de l'alliage au-dessus de la température de solidus, ce qui permet, par exemple, un meilleur remplissage des trous traversants dans le cas du brasage à la vague.

Cependant, l'alliage retenu principalement pour les assemblages électroniques est le SAC305 qui présente un bon compromis entre faible point de fusion (221°C) et prix (25% d'argent en moins que le SAC387). D'autres variantes à faible taux d'argent sont utilisées également (SAC205, SAC105), principalement pour des raisons économiques.

I.3.1 Microstructure des alliages de type SAC

Les alliages de type SAC se composent très majoritairement d'étain (plus de 95% en proportion massique). La microstructure de ce type d'alliage est basée sur une matrice d'étain dans laquelle l'argent et le cuivre sont en solution solide (Figure I-11).

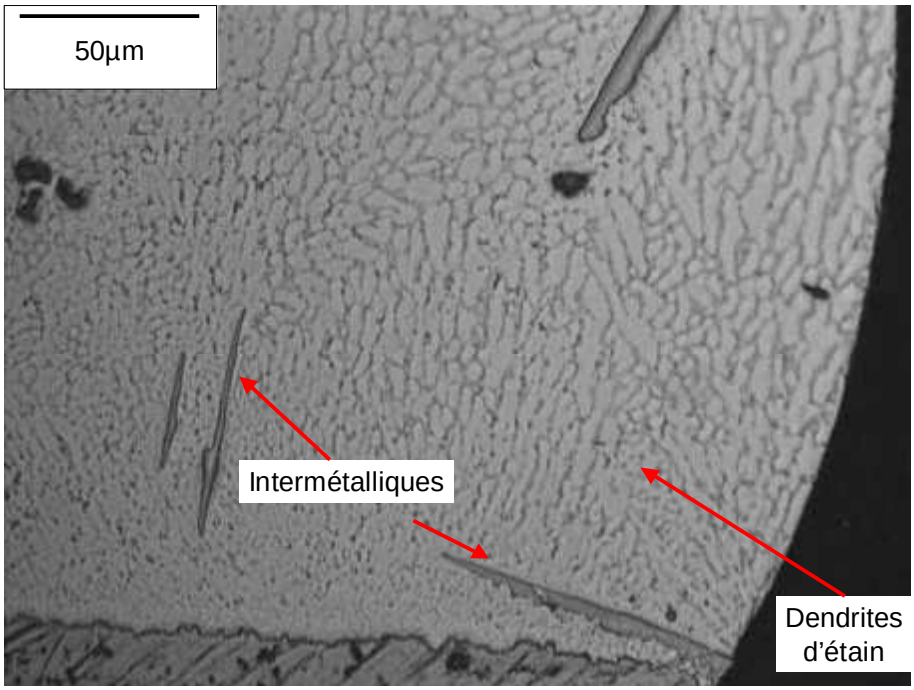


Figure I-11 : Observation optique d'une bille de BGA en alliage SAC387 [30]

I.3.1.1 Microstructure de l'étain pur

L'étain se présente sous trois formes cristallines différentes selon la température : α, β, γ. Les structures de ces phases sont précisées dans le Tableau I-1.

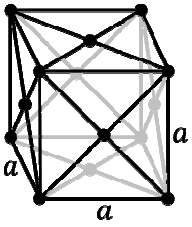
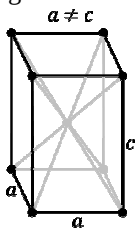
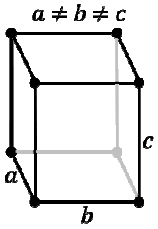
Forme	α	β	γ
Plage de températures	< 13°C	13°C < T° < 161°C	161°C < T° < 232°C
Type de structure	Cubique à faces centrées [31]	Tetragonal centré [32]	Orthorhombique [33]
Représentation			

Tableau I-1 : Description des formes allotropiques de l'étain

Dans les alliages de brasure, l'étain se trouve dans sa forme β qui, de part sa structure cristallographique, possède des propriétés anisotropes. Les directions [1 0 0] et [0 1 0] ont des propriétés identiques : module d'Young de 85 GPa et coefficient d'expansion thermique (CET) à 25°C de $15{,}4.10^{-6}K^{-1}$ [34]. Dans la troisième direction ([0 0 1]) les propriétés sont nettement différentes : module d'Young de 54 GPa et CET à 25°C de $30{,}5.10^{-6}K^{-1}$.

Cette structure particulière de l'étain dans sa phase β lui confère des propriétés biréfringentes. Par une observation en lumière polarisée, il est possible d'observer le nombre et la taille de l'ensemble des grains d'étain sans attaque chimique [36]. La Figure I-12 présente une observation par lumière polarisée d'une bille d'étain pur. On y observe trois grains d'étain.

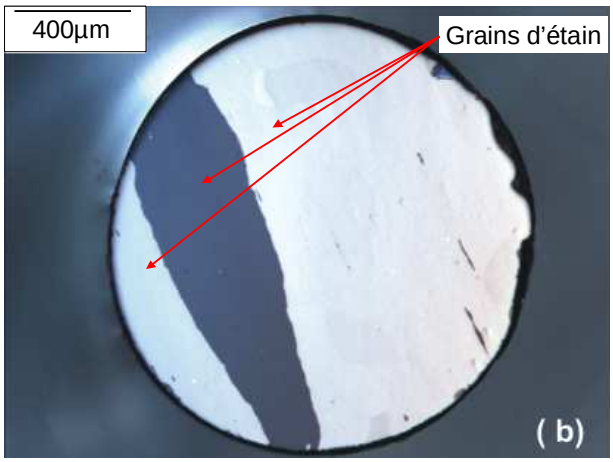


Figure I-12 : Vue de coupe d'une bille d'étain pur non brasée. Observation en lumière polarisée [12]

I.3.1.2 Microstructure de l'alliage ternaire SAC

La microstructure des alliages SAC repose sur un diagramme de phases ternaire (Figure I-13) dont les phases sont issues des diagrammes de phases binaires SnAg (Figure I-14a) et SnCu (Figure I-14b).

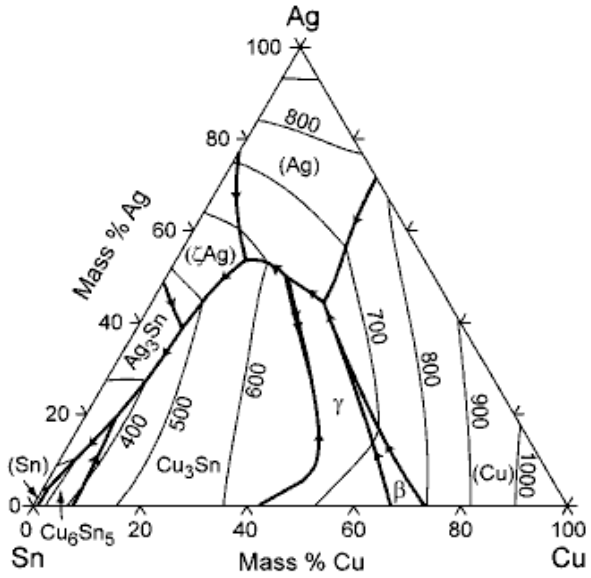


Figure I-13 : Diagramme de phases ternaire SAC [12]

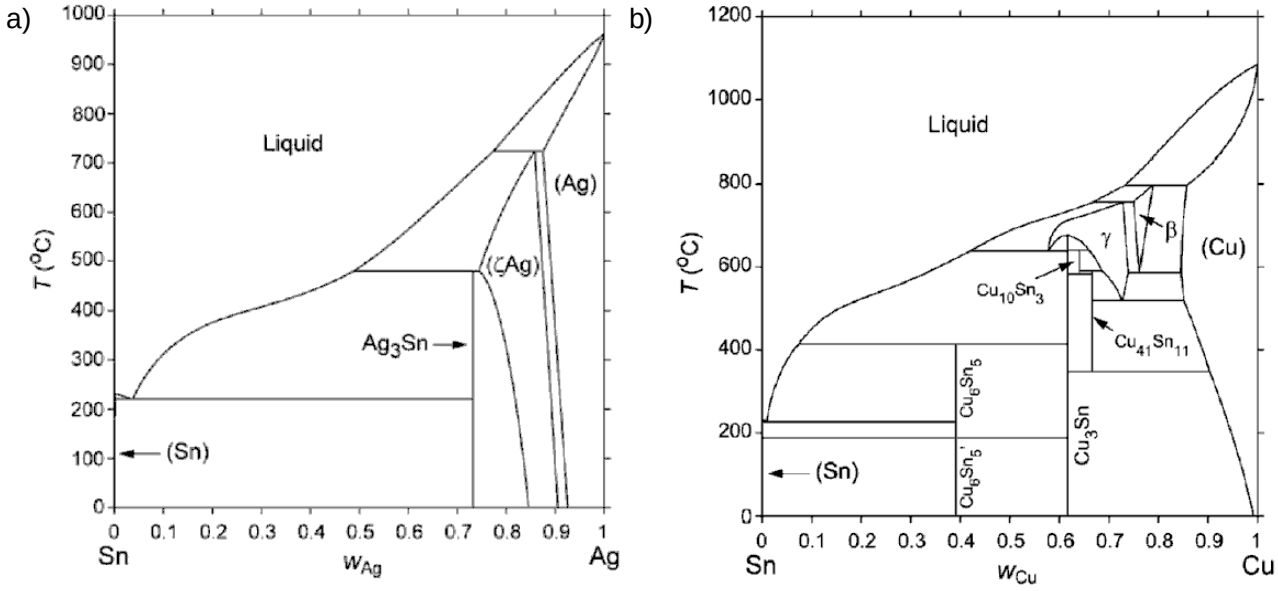


Figure I-14 : Diagrammes de phases binaires : a) SnAg ; b) SnCu [13]

Une coupe du diagramme ternaire centrée sur les faibles taux d'argent et de cuivre (Figure I-10, page 24) permet de constater que les phases qui se forment pendant le refroidissement des alliages de type SAC proches de la composition eutectique sont : βSn (tetragonal), Ag_3Sn (orthorhombique) et Cu_6Sn_5 (hexagonal).

Selon ces diagrammes, les alliages de type SAC, proches de la composition eutectique devraient avoir une microstructure proche d'une microstructure uniforme eutectique. Cependant, la solidification de l'alliage n'est pas conforme à ce que l'on peut lire sur le diagramme ternaire. Différentes études ont mis en évidence un phénomène de surfusion de l'étain. Par exemple, dans le cas de l'alliage Sn4.7Ag1.7Cu [13], l'étain peut rester à l'état liquide jusque 198,5°C, soit

environ 20°C en dessous de la température de solidification de l'alliage. Kang *et al.* [37] ont démontré que selon la composition de l'alliage, l'étain pouvait se trouver liquide 34°C sous la température de fusion (alliage Sn2.5Ag0.9Cu).

La principale conséquence de ce phénomène de surfusion est la structure dendritique de l'étain. En effet, lors de la solidification de l'alliage, les intermétalliques d'argent et de cuivre se solidifient en premier, faisant augmenter la concentration en étain de la phase liquide. Lorsque l'étain commence à se solidifier, il adopte alors une structure dendritique qui croît rapidement et l'espace interdendritique suit alors une structure eutectique binaire (Sn-Ag ou Sn-Cu) ou ternaire (Sn-Ag-Cu) selon les constituants encore en présence [38]. Cette microstructure est présentée sur la Figure I-15.

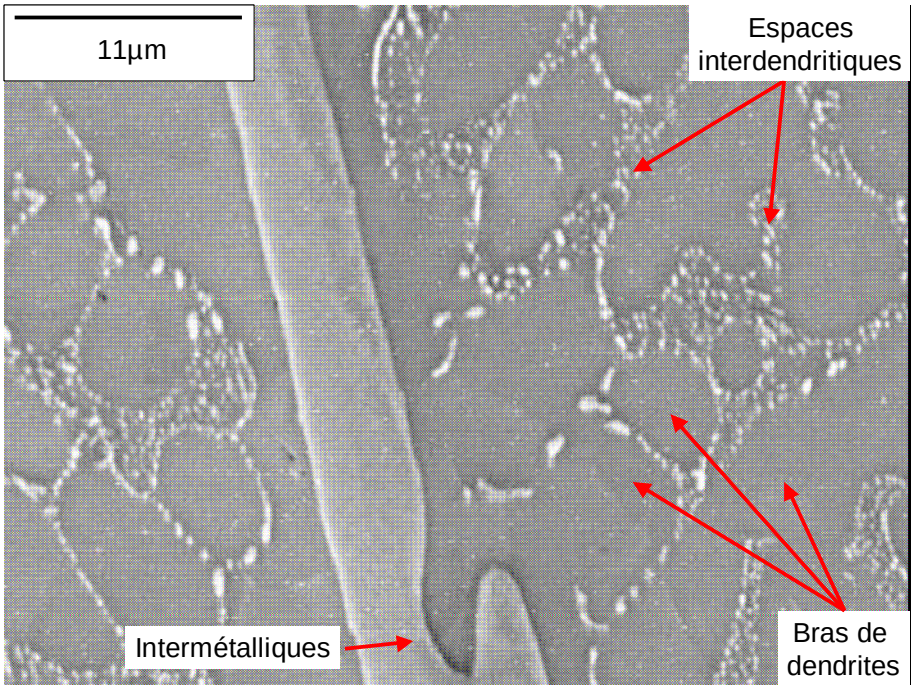


Figure I-15 : Observation au MEB d'une bille de BGA en alliage SAC387 [30]

Dans la suite du document, on considérera que l'association d'une dendrite et de l'espace interdendritique constitue un grain. Les alliages SAC proches de la composition eutectique sont donc constitués d'un assemblage de grains dont l'orientation peut être assimilée à l'orientation de la matrice d'étain composant la dendrite.

Comme pour l'étain pur, ces orientations de grains peuvent s'observer par lumière polarisée et par technique EBSD (Electron BackScattered Diffraction). La Figure I-16 compare les résultats des deux méthodes d'observation sur une bille d'alliage SAC387 de 900 µm de diamètre. On constate que la technique EBSD permet de distinguer certains grains d'orientations proches contrairement à la lumière polarisée. Une étude précédente a mis en avant des résultats similaires sur une éprouvette de traction du même alliage [30]. Les grains observés en lumière

polarisée peuvent donc correspondre en réalité à l'assemblage de plusieurs grains de même orientation ou d'orientations proches. En toute rigueur, la lumière polarisée ne permet pas d'observer des grains individuels mais plutôt des macrograins. Cependant, pour des raisons de simplicité, dans la suite du document nous ne parlerons que de grains.

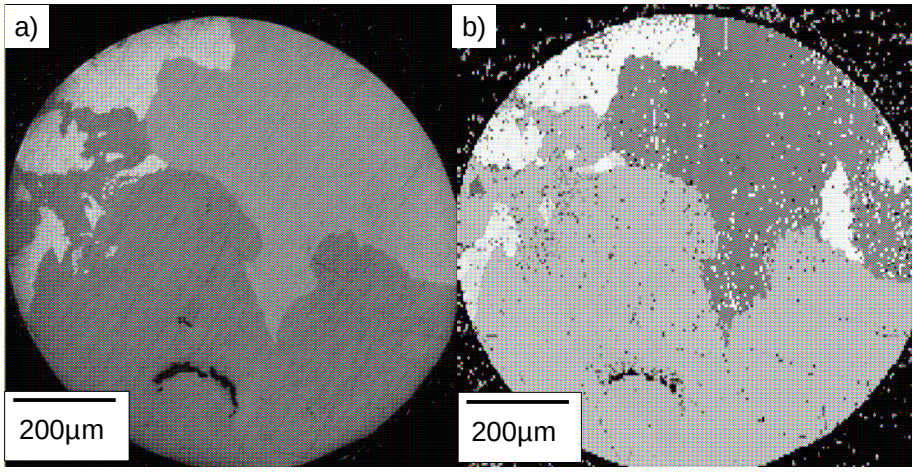


Figure I-16 : Observation des grains d'étain d'une bille d'alliage SAC387 de 900µm de diamètre : a) observation en lumière polarisée ; b) observation par EBSD [38]

Une deuxième conséquence de la surfusion de l'étain est que la solidification se produit de manière si rapide que, dans de nombreux cas, on ne peut identifier qu'un seul point de germination [39]. Ce phénomène se caractérise généralement par un joint brasé constitué de grains configurés selon six orientations cristallines uniquement, toutes les six liées par une relation d'orientation, correspondant à une rotation d'environ 60° autour de l'axe [0 1 0]. Dans certains cas particuliers pour les billes de brasure, ces orientations peuvent former une structure similaire à un « ballon de plage » ([36], [39], [40]), visible sur la Figure I-17. La bille est alors divisée en 6 quartiers répartis autour d'un axe avec une rotation de 60° entre les orientations cristallines de 2 grains voisins.

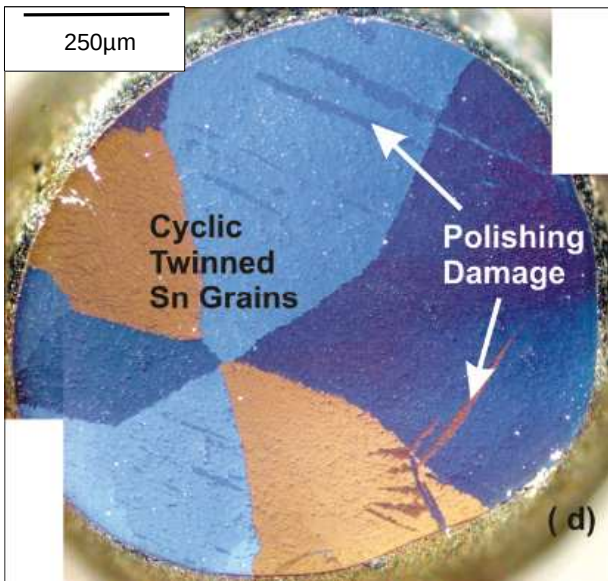


Figure I-17 : Bille d'alliage Sn1.65Ag0.59Cu observée en lumière polarisée et présentant une structure cristalline de type « ballon de plage » [36]

Enfin, une dernière conséquence de cette surfusion concerne la formation des intermétalliques. Alors que, selon le diagramme de phases, l'étain devrait se solidifier en premier, en réalité, les intermétalliques peuvent se solidifier avant l'étain. En particulier, les intermétalliques de type Ag_3Sn peuvent se former prioritairement. Kim et al [15] ont observé que ces intermétalliques servaient ensuite de points de germination pour les dendrites d'étain. Dans ce cas, les phases d'Ag_3Sn se présentent généralement sous forme de plaquettes de quelques micromètres à plusieurs dizaines de micromètres. Les phases de Cu_6Sn_5 présentent quant-à-elles une forme allongée, similaire à des tiges. La Figure I-18a présente la photo d'une bille d'alliage après attaque chimique qui a laissé intactes les plaquettes d'argent. La Figure I-18b présente une observation de la microstructure d'une bille laissant apparaître les intermétalliques à base d'argent et de cuivre.

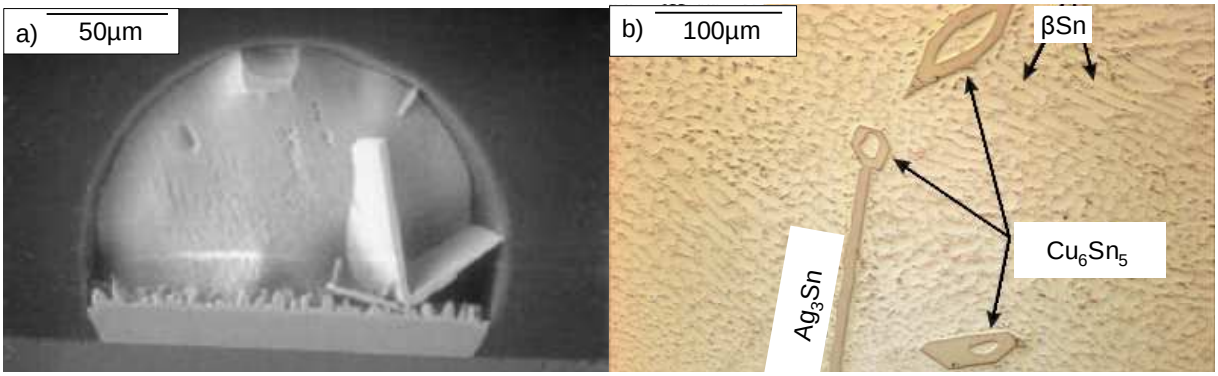


Figure I-18 : a) Observation d'une bille d'alliage Sn3.5Ag non brasée après attaque chimique permettant de révéler les intermétalliques Ag_3Sn [13] ; b) Observation optique d'un alliage Sn3.9Ag1.4Cu mettant en évidence les dendrites d'étain et les intermétalliques d'argent et de cuivre [36]

La Figure I-19 présente une comparaison de la microstructure pour des billes d'alliage Sn1.8Ag solidifiées seules ou sur une plaque de cuivre avec un procédé proche de celui appliqué pour l'assemblage des cartes électroniques. Dans le cas de la bille seule, la taille de grain est très petite (inférieure à 10µm). Dans le cas de la bille brasée, la taille de grain est de l'ordre de 100µm. Cette observation met en avant que pour des compositions et des tailles de billes identiques, une bille brasée peut posséder une microstructure beaucoup plus grosse. Ces observations sont confirmées par la Figure I-20 sur laquelle on observe deux exemples de joints brasés pour lesquels la taille de grain est de l'ordre de 100µm.

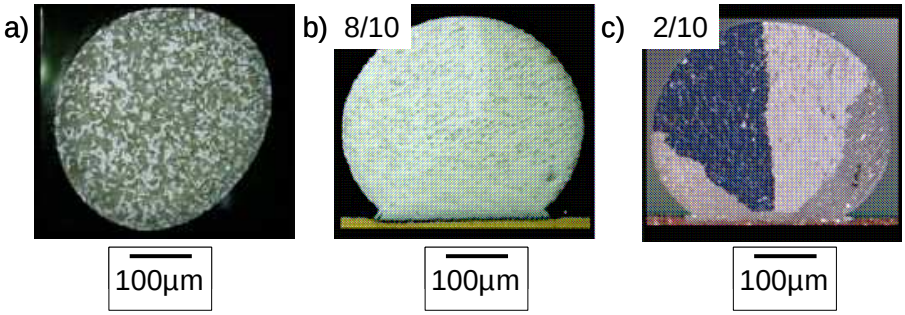


Figure I-19 : Observation en lumière polarisée de billes d'alliage Sn1.8Ag de 380µm de diamètre solidifiées à 8°C.s^{-1} : a) Bille seule ; b) et c) Billes brasées sur une couche de cuivre – 8 cas sur 10 correspondants à b) et 2 cas sur 10 correspondants à c) [41]

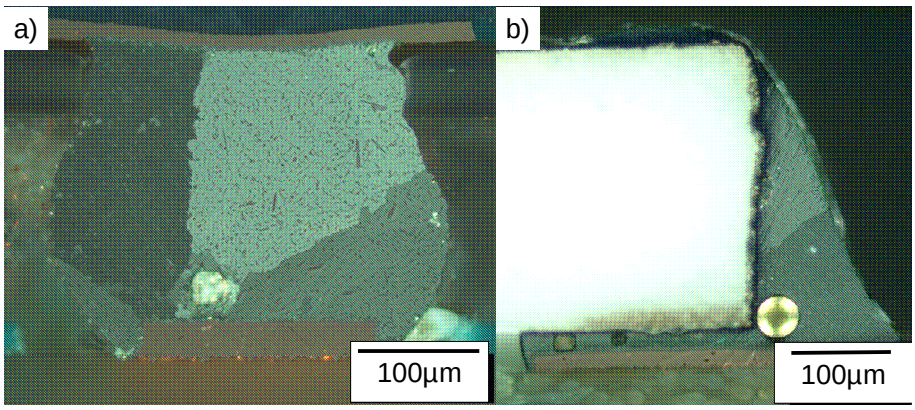


Figure I-20 : Observation en lumière polarisée de joints brasés : a) bille de BGA ; b) joint brasé de chip passif [42]

I.3.2 Paramètres influents pour la microstructure et le comportement mécanique des alliages de type SAC

La microstructure et le comportement mécanique des alliages de type SnAgCu sont directement impactés par certains paramètres tels que la composition, la vitesse de refroidissement ou encore le vieillissement thermique.

I.3.2.1 Vitesse de refroidissement

Pour la plupart des alliages, la vitesse de refroidissement impacte fortement la microstructure. La Figure I-21 présente l'impact du refroidissement sur la taille de grain de billes d'alliage SnAg. Trois vitesses de refroidissement sont comparées : 100°C.s^{-1}, 10°C.s^{-1}, 0,02°C.s^{-1}. On constate un fort grossissement de grain avec la diminution de la vitesse de refroidissement. Or, pour de nombreux matériaux métalliques, il a été démontré un lien entre taille de grain et limite d'élasticité via la relation de Hall-Petch [43]. Cette relation précise que plus la taille de grain est grande, plus la limite d'élasticité diminue.

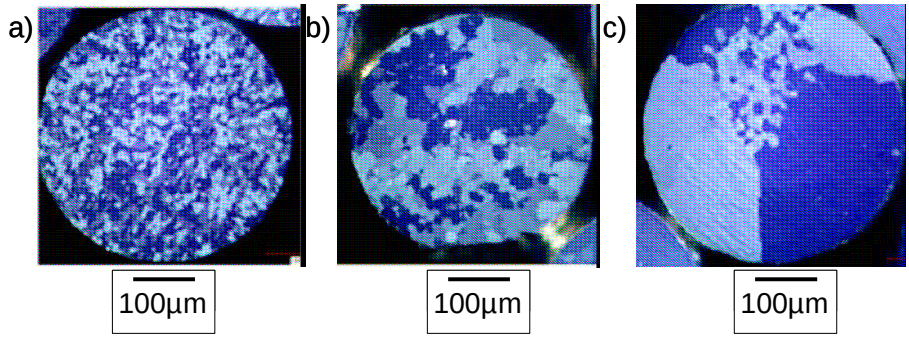


Figure I-21 : Observation en lumière polarisée de billes d'alliage Sn1.8Ag de 380µm de diamètre solidifiées à : a) 100°C.s^{-1} ; b) 10°C.s^{-1}: c) 0,02°C.s^{-1} [44]

La Figure I-22 présente l'impact du refroidissement sur la dispersion des intermétalliques dans des billes d'alliage SnAg. Trois vitesses de refroidissement sont comparées : 100°C.s^{-1}, 10°C.s^{-1}, 0,02°C.s^{-1}. Sur cette figure, on observe que la diminution de la vitesse de refroidissement est synonyme d'une coalescence des intermétalliques. Or, d'une manière générale, plus les précipités sont finement dispersés, plus la limite d'élasticité tend à augmenter [45]. Dans le cas des alliages de type SAC, on peut supposer qu'un refroidissement lent peut générer une diminution de la limite d'élasticité. Par ailleurs, l'inclusion de précipités diminue généralement la ductilité du matériau considéré.

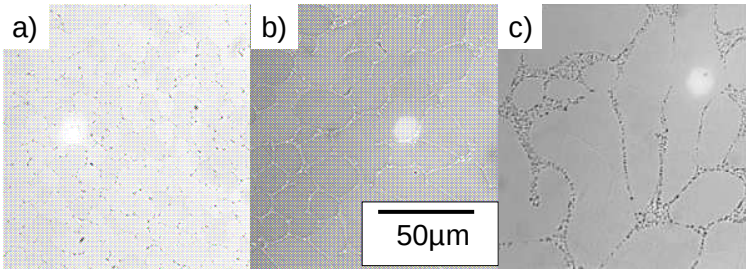


Figure I-22 : Observation de billes d'alliage Sn1Ag de 380µm de diamètre solidifiées à : a) 100°C.s^{-1} ; b) 10°C.s^{-1}: c) 0,02°C.s^{-1} [44]

Les deux phénomènes cités (croissance de grain et coalescence d'intermétalliques) convergent dans le même sens et laissent présager que, dans le cas des alliages SAC, une diminution de la vitesse de refroidissement favorise une diminution de la limite d'élasticité. La Figure I-23 présente l'influence de la vitesse de refroidissement analysée sur trois alliages SAC

différents [15]. On constate que la limite d'élasticité diminue quand la vitesse de refroidissement diminue, ce qui est cohérent avec les conclusions établies d'après l'analyse de la microstructure.

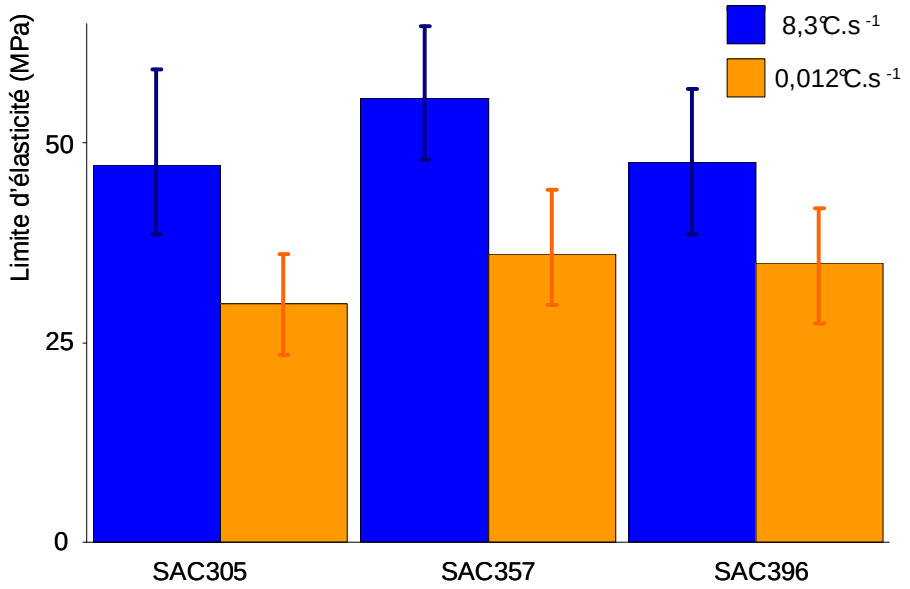


Figure I-23 : Influence de la vitesse de refroidissement sur la limite d'élasticité moyenne de trois alliages différents (SAC305, SAC357, SAC396) ; la barre correspond aux valeurs minimales et maximales observées à trois vitesses de sollicitation différentes [15]

I.3.2.2 Composition de l'alliage

La microstructure de l'alliage dépend fortement de sa composition. Dans les alliages de type SAC, l'augmentation du taux d'argent (avec un taux inférieur à 3,8%) permet de générer un plus grand nombre de petits intermétalliques. On peut donc supposer que dans ces conditions, la limite d'élasticité augmente avec la quantité d'argent.

L'analyse de deux études, dont les résultats sont synthétisés sur la Figure I-24, confirme ces hypothèses. Sur cette figure on observe qu'entre 1 et 3,5%, plus l'alliage contient d'argent, plus la limite d'élasticité est élevée. On observe la même tendance pour le module d'Young.

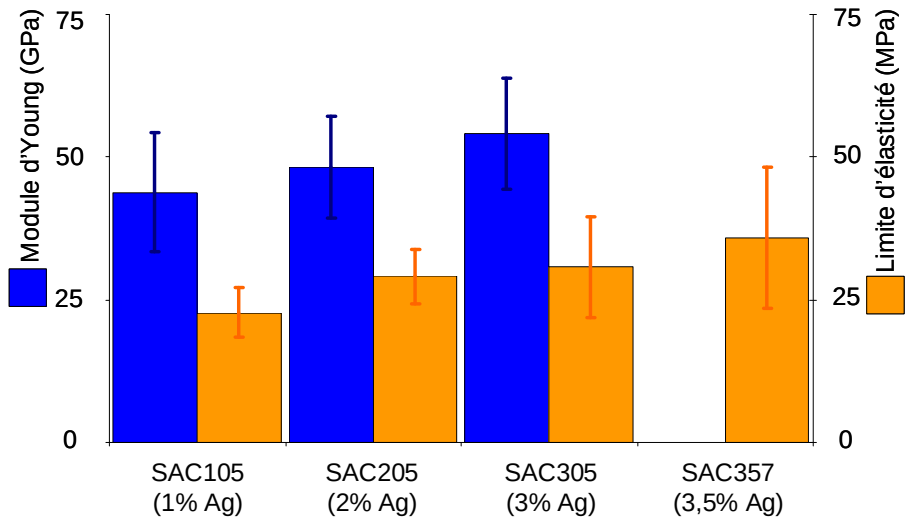


Figure I-24 : Evolution des propriétés mécaniques (module d'Young, limite d'élasticité, contrainte maximale avant rupture) en fonction du taux d'argent [15], [16]

I.3.2.3 Vieillissement thermique

Lorsque la vitesse de refroidissement d'un alliage est rapide lors de sa solidification, alors, la microstructure est dans un état métastable, qui va évoluer vers un état plus stable, plus ou moins vite en fonction de la température ambiante. Plus la température ambiante est élevée, plus la mobilité des atomes est grande, ce qui accélère la stabilisation de la microstructure. On parle alors de vieillissement de l'alliage, qui peut se rencontrer sur les alliages SnPb comme les alliages SAC. Etant donné qu'il existe un lien fort entre la microstructure d'un matériau et son comportement mécanique, comme présenté dans les paragraphes précédents, l'évolution de la microstructure de ces alliages de brasure induit généralement une évolution du comportement mécanique associée.

Pour les alliages de type SnPb, un vieillissement a bien été mis en avant par Miyazawa et Ariga [5]. Dans ces travaux, un vieillissement de seulement 250h à température ambiante suffit pour atteindre un état stable. Pour les alliages de type SAC, des résultats précédents [7] suggèrent que le vieillissement thermique à température ambiante est beaucoup plus lent.

Pour les alliages de type SAC, deux phénomènes de vieillissement ont été identifiés : la croissance des grains d'étain et la coalescence des intermétalliques. Le phénomène de croissance de grain est présenté sur la Figure I-25 et celui de la coalescence des intermétalliques est présenté Figure I-26.

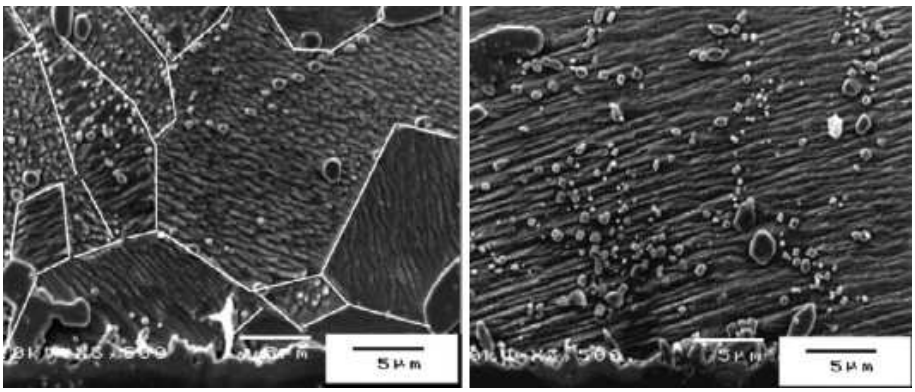


Figure I-25 : Evolution de la taille de grain d'un alliage de type SAC ; à gauche, microstructure avec une taille de grain de l'ordre de 5µm après solidification ; à droite, la même microstructure après 360 heures à 125°C : la taille de grain est si grande (entre 30 µm et 50 µm) qu'elle n'est pas mesurable à cette échelle [9]

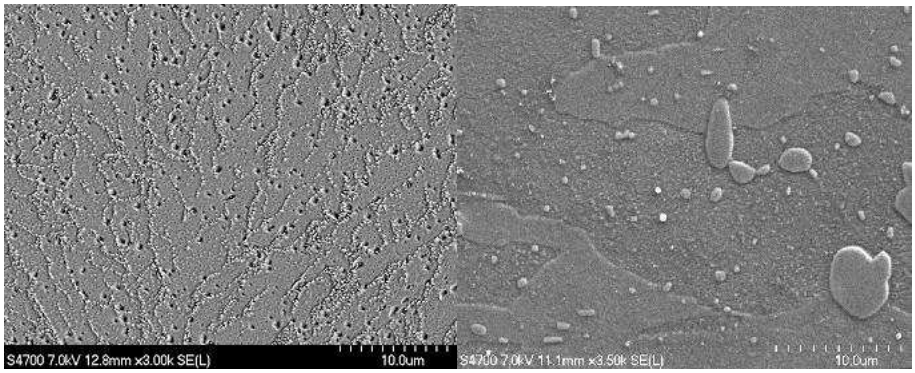


Figure I-26 : Evolution des intermétalliques dans la microstructure de l'alliage SAC405 ; à gauche, microstructure avec de nombreux intermétalliques après solidification ; à droite, après 1500h à 125°C , on constate la coalescence des intermétalliques [6]

Concernant le comportement mécanique, diverses études [7], [8] ont montré en particulier une chute de la limite d'élasticité et de la dureté (liée à la limite d'élasticité) après des durées de stockage de quelques centaines d'heures à plus de 100°C (Figure I-27).

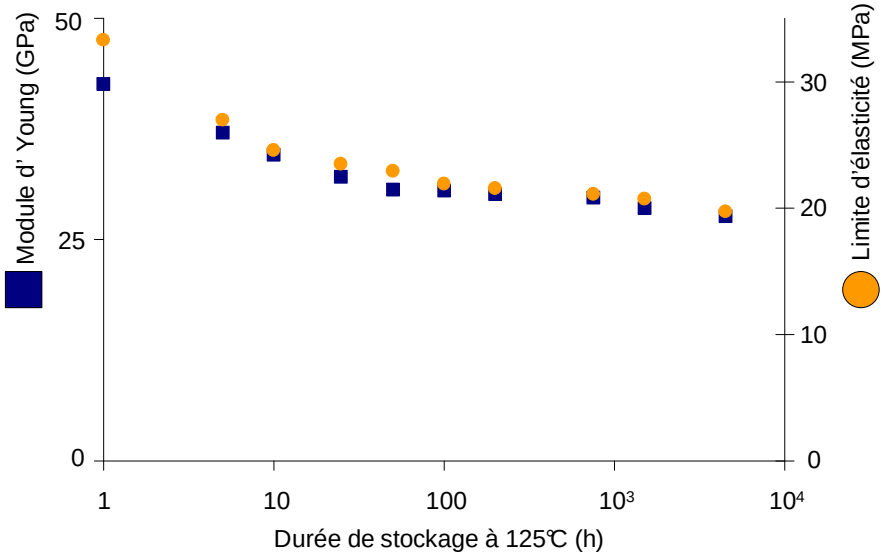


Figure I-27 : Evolution du module d'Young et de la limite d'élasticité après vieillissement à 125°C sur un alliage SAC405. La stabilisation s'effectue après plusieurs centaines d'heures [7].

I.3.3 Synthèse

A cause du fort taux d'étain dans les alliages SAC, leur microstructure peut se schématiser par une matrice d'étain sous forme dendritique dans laquelle viennent s'insérer des intermétalliques à base d'argent et de cuivre. Plusieurs paramètres influent sur cette microstructure, en particulier la vitesse de refroidissement de l'alliage, la composition, ou encore le vieillissement thermique. Ces évolutions de microstructure génèrent des modifications dans le comportement mécanique mises en évidence par l'évolution du module d'Young et de la limite d'élasticité.

I.4 Endommagement et comportement mécanique des alliages de type SAC

Pour les équipements électroniques de type AHP, la durée de vie des équipements doit être assurée en prenant en compte les sollicitations sévères rencontrées en milieux opérationnels. Ces sollicitations, thermiques ou mécaniques, sont variables au cours du temps (variation de température, vibrations, chocs répétés). Les joints brasés sont donc soumis à la fatigue, et il est nécessaire de comprendre l'endommagement de ces joints brasés sous sollicitations cycliques.

Cependant, par manque d'information sur les matériaux et par manque de mesures directes sur les équipements électroniques, les sollicitations réellement rencontrées dans un équipement spécifique ne sont connues que de manière très superficielle. Il est donc nécessaire de pouvoir déterminer les niveaux de contrainte et de déformation atteints sur une carte assemblée et dans un joint brasé. La modélisation par éléments finis est tout à fait adaptée à cet objectif mais, pour réaliser cette modélisation, il est indispensable de connaître de manière suffisamment précise le comportement mécanique des alliages de type SAC. Dans les paragraphes précédents, le comportement mécanique des alliages SAC a déjà été en partie abordé, en lien avec la microstructure. Nous nous concentrerons ici sur l'influence des sollicitations (température et vitesse) sur le comportement mécanique des alliages de type SAC.

I.4.1 Fatigue des matériaux

La fatigue des matériaux est un mécanisme menant à la rupture et qui est généré lors de sollicitations variables dans le temps, dont l'amplitude de contrainte reste inférieure à la résistance mécanique du matériau sous sollicitation monotone. A chaque cycle, l'endommagement du matériau augmente et peut mener, à terme, à sa ruine. La fatigue peut se diviser en trois domaines en fonction du niveau de chargement appliqué, qui sont représentés par la courbe de Wölher de la Figure I-28 :

- La fatigue oligocyclique est conventionnellement et schématiquement associée à des durées de vies inférieures à 10^5 cycles. Le matériau est soumis à des déformations plastiques macroscopiques. Les critères d'endommagement sont ici souvent associés à l'amplitude de déformation plastique par cycle (Coffin Manson [46], [47]) ou à l'énergie dissipée par cycle (Skelton [48]). Dans le cas des alliages de type SAC utilisés dans les

assemblages électroniques, la température d'utilisation est élevée par rapport à la température de fusion. Le comportement est alors fortement impacté par les phénomènes visqueux et il peut apparaître des mécanismes d'endommagement qui étaient négligeables à basse température. Des travaux ont mis en avant que les critères présentés ci-avant n'étaient pas adaptés aux alliages SAC et ont proposé des critères d'endommagement spécifiques prenant en compte deux sources d'endommagement du matériau : la plasticité instantanée et les phénomènes visqueux [11], [49].

- Le domaine d'endurance limitée correspond généralement à des durées de vie comprises entre 10^5 et 10^7 cycles. Le matériau est soumis macroscopiquement à une déformation élastique ainsi qu'à une déformation plastique locale. Les critères d'endommagement associés à l'endurance limitée ne peuvent donc pas se baser sur un critère de plasticité macroscopique et sont généralement exprimés à partir d'une contrainte.
- En dessous d'une certaine contrainte appelée « limite d'endurance », on considère que l'endurance est illimitée. Autour de cette valeur de contrainte, une légère diminution de la contrainte cyclique appliquée induit une grande augmentation du nombre de cycles à la défaillance. Pour des contraintes inférieures à la limite d'endurance, le matériau est soumis à des déformations élastiques au niveau macroscopique mais aussi au niveau mésoscopique.

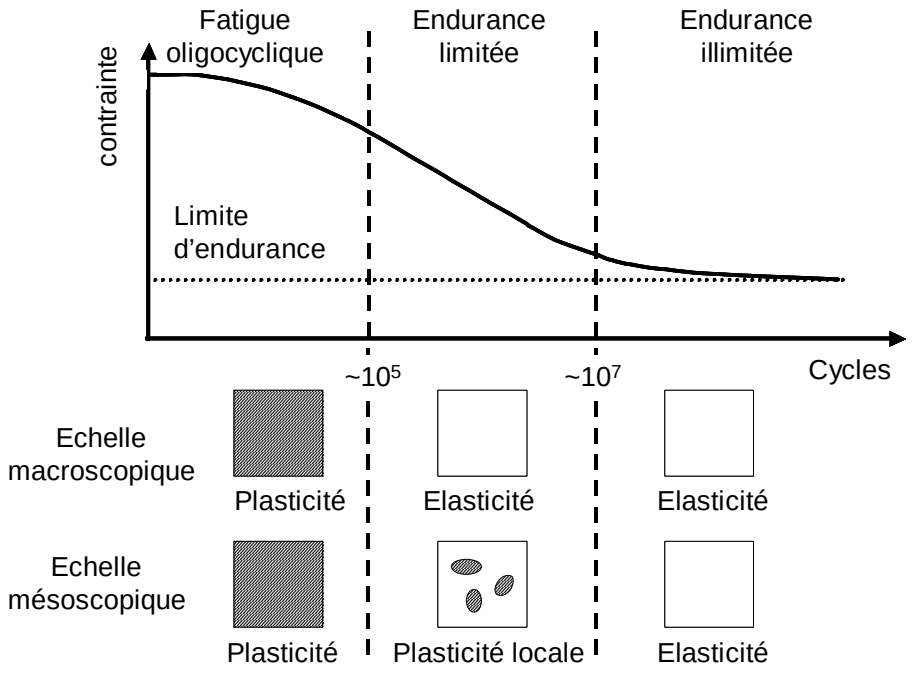


Figure I-28 : Courbe de Wöhler et comportement du matériau associé en fatigue

Ces différents domaines de fatigue peuvent être rencontrés dans les assemblages électroniques. Pour pouvoir identifier à quel domaine de fatigue correspond une application

donnée, il est nécessaire de comprendre les différents profils de missions des assemblages électroniques ainsi que les contraintes et déformations typiquement rencontrées.

I.4.2 Profils de mission des assemblages électroniques

L'objectif d'un profil de mission est de décrire l'ensemble des sollicitations rencontrées durant la vie d'un produit depuis sa phase de fabrication jusqu'à sa fin de vie. Les sollicitations liées au stockage et aux phases opérationnelles sont prises en compte dans ce profil. Les profils de missions sont établis afin d'assurer qu'un produit en développement sera compatible avec les sollicitations qu'il rencontrera durant sa mission.

Les sollicitations peuvent se diviser en deux catégories principales : celles liées à l'environnement extérieur (humidité, température ambiante, vibrations et chocs mécaniques) ou liées à l'équipement lui-même (principalement l'échauffement interne).

Les contraintes mécaniques rencontrées dans un équipement électronique peuvent avoir pour origine les sollicitations thermiques ou des sollicitations mécaniques. Dans de nombreux cas, sollicitations thermiques et mécaniques sont simultanées. Cependant, dans un souci de simplification, nous aborderons ces sollicitations sans prise en compte d'éventuels couplages.

Les contraintes mécaniques d'origine thermique résultent de la superposition des contraintes générées par l'environnement et de celles générées par le système électronique par auto-échauffement. Les premières peuvent être évaluées par des relevés statistiques des températures sur une zone géographique déterminée. Ce relevé permet de définir les températures extrémales et moyennes, ainsi que l'amplitude de température sur une journée. Les secondes dépendent principalement de la quantité de chaleur à dissiper, de la capacité du système à évacuer cette chaleur et des cycles de fonctionnement du produit.

Les contraintes mécaniques d'origine mécanique sont, quant-à-elles, générées essentiellement par des chocs répétés et des vibrations subis par l'ensemble de l'équipement électronique durant sa mission. Même s'il est possible de déterminer des niveaux de vibrations et de chocs pour un équipement électronique complet, l'impact de ces contraintes sur un composant spécifique de l'équipement dépend de nombreux facteurs tels que la géométrie et la fixation de la carte dans l'équipement. La connaissance de ces facteurs peut permettre d'estimer les niveaux de contraintes mécaniques et de déplacements observés par les interconnexions électroniques.

L'établissement d'un profil de mission représentatif de la vie d'un produit à partir de ces données est complexe car l'enjeu est de synthétiser la vie de ce produit de manière succincte tout en gardant suffisamment d'informations utiles pour pouvoir valider ou non la compatibilité

du produit avec sa mission. Une des techniques utilisées est de synthétiser de manière simplifiée la mission, en essayant de ne traduire que les paramètres dimensionnant tels que les contraintes minimales et maximales, les contraintes moyennes ou encore en réalisant des équivalents cycliques de phénomènes aléatoires ou pseudo-cycliques (méthode de comptage de type rainflow associée à la règle de Palmgren-Miner par exemple).

Par souci de simplification, ces profils de missions peuvent être séparés en deux grandes familles : les profils de missions correspondant aux produits de masse et ceux correspondant aux applications sensibles de type AHP. Les profils de mission des produits de masse se caractérisent souvent par des durées de vie courtes et un risque de défaillance acceptable élevé. Dans ce cas, la problématique des profils de missions est d'optimiser la conception afin d'obtenir un niveau de fiabilité cohérent en regard du prix. Pour les autres produits, dont les missions peuvent être plus longues (plusieurs dizaines d'années), avec des niveaux de contraintes plus élevés et dont les risques de défaillance sont très faibles (jusque 1 pour 100000 sur une durée de 20 ans), les profils de missions sont analysés de manière plus détaillée.

L'association américaine IPC (« Institute for Interconnecting and Packaging Electronic Circuits ») a créé un guide en 1992 [50] (réactualisé en 2006 [51]) proposant une classification des équipements électroniques selon leurs profils de mission, en ne prenant en compte que les sollicitations d'origine thermique. Le Tableau I-2 présente un extrait de ces profils de missions. Selon ce tableau, les paramètres pertinents dans la classification sont les températures extrêmales (T_{min} et T_{max}), l'amplitude moyenne de température (ΔT), la durée d'un cycle (t_D) et le nombre de cycles par an.

	T_{min} (°C)	T_{max} (°C)	ΔT (°C)	t_D (h)	Cycles / an	Temps de service typique (an)	Risque de défaillance acceptable (%)
Consommables	0	60	35	12	365	1 – 3	1
Ordinateurs	0	60	20	2	1460	5	0,1
Telecommunications	-40	85	35	12	365	7 – 20	0,01
Avionique civile	-55	95	20	12	365	20	0,001
Industrie et automobile (dans l'habitacle)	-55	95	20	12	185	10 – 15	0,1
			40	12	100		
			50	12	60		
			80	12	20		
Militaire (terrestre et naval)	-55	95	40	12	100	10 – 20	0,1
			50	12	265		
Espace	-55	95	de 3 à 100	1	8760	5 – 30	0,001
				12	365		
Avionique militaire profil a	-55	125	40	2	100		0,01
ou profil b			60	2	100		
ou profil c			80	2	65		
et maintenance			20	1	120		
Automobile (compartiment moteur)	-55	125	60	1	1000		0,1
			100	1	300		
			140	2	40		

Tableau I-2 : Profils de mission des contraintes mécaniques pour les applications de masse et AHP selon le guide IPC 9701A [51].

Ces profils de missions génériques permettent d'obtenir une première approximation des profils de missions des produits de chaque catégorie, au niveau des équipements complets, mais ne remplacent pas les profils de mission spécifiques de chaque carte électronique. Par exemple, une carte électronique dans le cockpit d'un avion ne rencontrera pas le même profil de mission que la même carte située dans la queue de l'appareil, aussi bien pour les contraintes d'origine thermique que mécanique.

Pour palier ce problème et ajouter une notion de sollicitation d'origine mécanique, le guide FIDES [52] propose un certain nombre de profils de missions plus spécifiques définis en fonction de paramètres variés tels que le type de mission générique, l'emplacement de la carte dans l'appareil, mais aussi la zone géographique. Le Tableau I-3 présente le profil de mission d'un calculateur d'hélicoptère en climat tropical. Ce profil dépend de plusieurs facteurs tels que l'utilisation (ici appareil dédié à une personnalité importante), le climat (ici tropical) ou encore le positionnement (ici le nez de l'hélicoptère). Malgré cela, les informations disponibles restent d'ordre général car il n'existe pas d'enregistrement des sollicitations thermiques et mécaniques pour une carte donnée dans une application donnée.

		Thermique et humidité			Cyclage thermique				Mécanique
Phase	Temps (h)	On/Off	T°amb (°C)	Taux d'humidité (%)	ΔT (°C)	Nb cycles / an	Durée du cycle (h)	Tmax (°C)	Vibrations aléatoires (Grms)
Eté Off	2127	Off	30	90	12	91	23,1	36	0
Eté Sol-On	13	On	51	35	30	50	0,6	60	0,5
Eté Vol	50	On	50	35	10	50	1,1	60	6
Intersaison Off	4253	Off	25	90	12	183	23,1	31	0
Intersaison Sol-On	27	On	46	35	30	100	0,6	55	0,5
Intersaison Vol	100	On	45	35	10	100	1,1	55	6
Hiver Off	2127	Off	17	90	12	91	23,1	23	0
Hiver Sol-On	13	On	38	35	30	50	0,6	47	0,5
Hiver Vol	50	On	37	35	10	50	1,1	47	6

Tableau I-3 : Profil de mission d'un calculateur d'hélicoptère en climat tropical [52]

I.4.3 Contraintes mécaniques typiques des profils de missions AHP

Comme nous l'avons expliqué dans l'introduction, afin d'assurer que le vieillissement thermique soit décorrélé des sollicitations en fatigue mécanique, seules les sollicitations d'origine mécanique seront étudiées. Dans le cas des sollicitations d'origine thermique, les sollicitations et le vieillissement ne pourraient pas être dissociés.

Dans les assemblages électroniques, les contraintes mécaniques opérationnelles peuvent être générées selon deux modes principaux : les contraintes de vibration et les contraintes de chocs répétés. Les sollicitations par vibrations se caractérisent par des contraintes répétitives de faible amplitude pendant un grand nombre de cycles. La fatigue associée est alors de type « endurance limitée ». Les sollicitations de chocs répétés sont généralement générées par des accélérations plus grandes que les vibrations sur des durées plus courtes, conduisant à une fatigue oligocyclique.

En milieu opérationnel, ces vibrations et ces chocs subis par un équipement résultent d'une multitude de sollicitations extérieures telles que la vibration des moteurs ou l'atterrissage dans le cas d'un avion par exemple. Toutes ces sollicitations mécaniques sont transmises à l'ensemble de l'équipement électronique jusqu'aux joints brasés selon une fonction de transfert complexe qui dépend de l'équipement complet.

A partir d'une sollicitation externe appliquée sur un système, il est très difficile de définir précisément la sollicitation observée au niveau des joints brasés. Cette sollicitation locale dépend du niveau en « g » de vibration ainsi que de sa fréquence, mais aussi de l'amplification de la vibration et des modes de vibrations de la carte. De plus, deux composants identiques ne seront pas sollicités de la même manière selon leurs positions sur la carte assemblée. Pour ces raisons, dans la description des profils de mission, les niveaux de contraintes vibratoires sont

souvent difficilement exploitables sans connaissance du système complet [2]. Cependant, il est possible d'évaluer les contraintes vibratoires vues par un joint brasé de manière grossière :

- Même si les vibrations sont orientées de manière aléatoire, de part les géométries des cartes assemblées et de leurs modes propres, les déformations les plus significatives sont orientées dans l'axe « z », en supposant que le plan formé par la carte assemblée représente le plan « x y ».
- Compte tenu des géométries et fixations des cartes électroniques en opération, les fréquences de résonance de celles-ci sont généralement de l'ordre de quelques centaines de Hertz.
- Par conception, on impose que les déformations soient de faible amplitude, et macroscopiquement élastiques. Par exemple, dans un cas particulier ([53]), pour une déformation de 0,1% au niveau de la carte assemblée, la déformation maximale observée dans un joint brasé de composant passif de dimensions 6mm x 3mm serait de 0,5% pour une fréquence de 169Hz. Dans cet exemple, les niveaux de déformation à ces fréquences correspondent à des vitesses de déformation supérieures à $1.s^{-1}$

I.4.4 Influence des sollicitations sur le comportement mécanique des alliages SAC

I.4.4.1 Effet de la température

Il est connu que la température affecte les propriétés mécaniques des alliages métalliques en favorisant ou limitant la mobilité des atomes selon que la température augmente ou diminue. Les données recueillies dans plusieurs études [8], [13], [17-26], mettent en avant que, sur la plage d'utilisation des assemblages électroniques, les valeurs des grandeurs telles que le module d'Young et la limite d'élasticité peuvent être divisées par trois pour les alliages de type SAC. Bien que les résultats soient issus de douze études différentes prenant en compte cinq alliages avec une variation des paramètres importante, les valeurs moyennes suivent une fonction linéaire de la température avec une erreur très faible (Figure I-29).

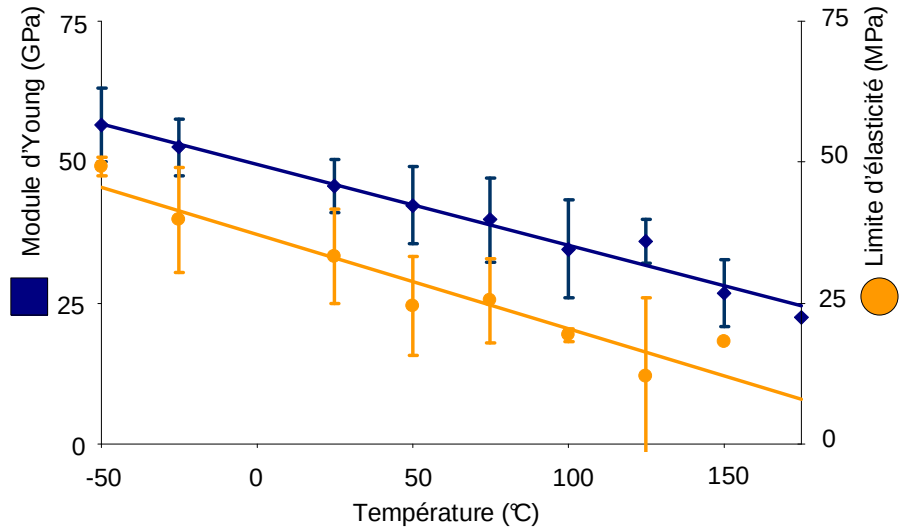


Figure I-29 : Influence de la température sur le module d'Young et la limite d'élasticité des alliages de type SAC – moyenne sur cinq alliages [13], [17-26], [8]

De plus, les alliages de type SAC présentent une zone de transition ductile-fragile en dessous de –50°C. A partir d'essais de résilience, il a été mis en avant que cette température est évaluée à –78°C pour l'alliage SAC305 et à – 60°C pour le SAC405 [54] (Figure I-30), ce qui est très proche de leur température minimale d'utilisation (-55°C).

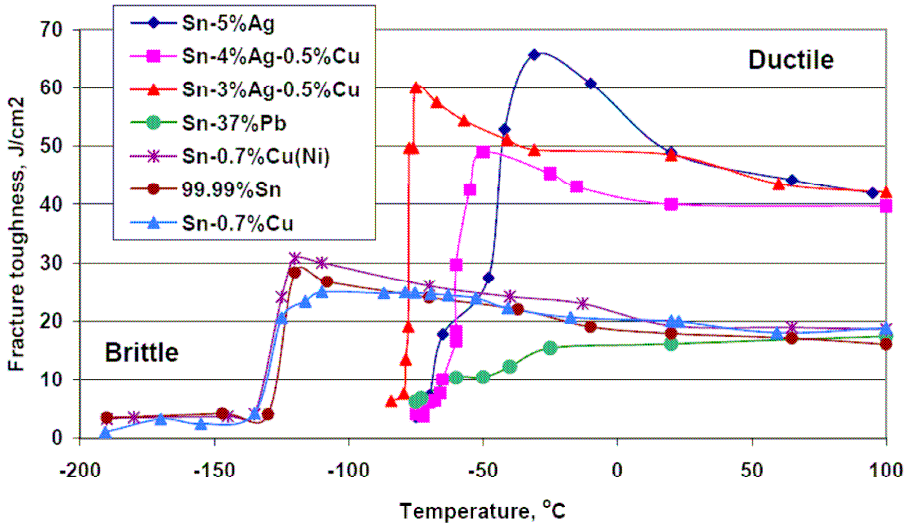


Figure I-30 : Energie à la rupture de différents alliages de brasure pour des températures variant de -195°C à 100°C [54]

I.4.4.2 Effet de la vitesse de sollicitation

Pour les matériaux sollicités à une température homologue importante, la vitesse de sollicitation joue un rôle majeur dans le comportement. D'une manière générale, plus la vitesse de déformation est élevée, plus la contrainte est élevée [55], même si certains matériaux, tels que l'aluminium, sont peu sensibles à ce phénomène. La limite d'élasticité ainsi que le module

d'Young augmentent donc avec la vitesse de sollicitation. Les résultats recueillis au travers de différentes études confirment cette hypothèse (Figure I-31)

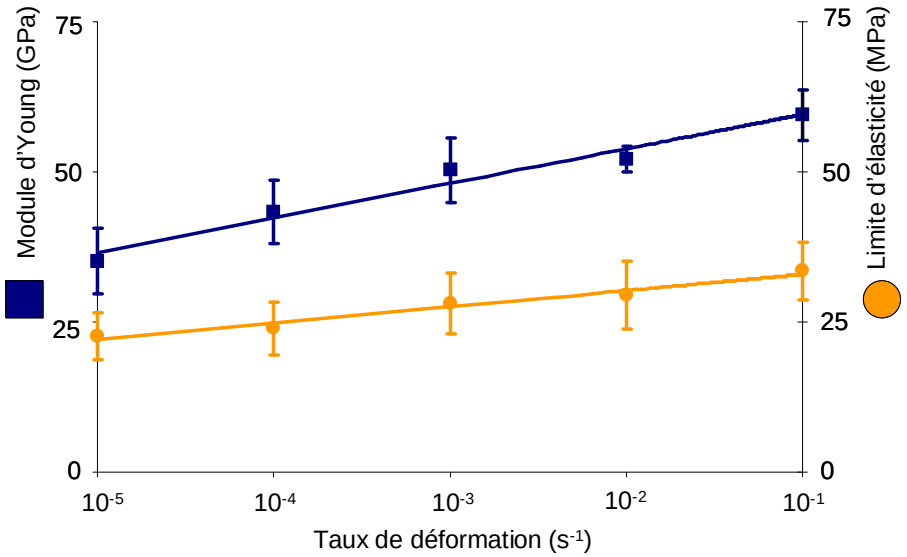


Figure I-31 : Influence du taux de déformation sur le Module d'Young et la limite d'élasticité [15], [16], [23], [24]

I.4.5 Synthèse

Les contraintes mécaniques subies par un assemblage électronique peuvent être d'origine thermique ou mécanique, avec ou sans couplage entre les deux. Dans cette étude, qui se concentre sur les phénomènes de vieillissement thermique, seules les sollicitations d'origine mécanique seront étudiées pour des raisons de simplicité.

Ces sollicitations d'origine mécanique peuvent être de type chocs répétés (fatigue oligocyclique) ou vibratoires (endurance limitée). Dans les deux cas, les vitesses de déformation atteintes peuvent être très grandes (de l'ordre de $1.s^{-1}$) avec des niveaux de déformations atteints dépendant fortement de la conception et des sollicitations.

Dans les essais de caractérisation du comportement du matériau qui seront présentés par la suite, ces vitesses de déformations ne seront pas atteintes, mais plusieurs vitesses de déformation seront analysées (entre $10^{-5}s^{-1}$ et $10^{-3}.s^{-1}$), permettant d'analyser l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique de l'alliage.

I.5 Synthèse

Depuis la mise en application de la directive RoHS [4], l'utilisation des alliages de type SAC dans les équipements électroniques de masse est devenue une réalité. Pour les domaines hors champ d'application de cette directive, l'utilisation de ces alliages ne fait pas encore consensus, principalement à cause des risques liés à la fiabilité et de la méconnaissance du comportement de ces alliages en application opérationnelle. Ainsi, l'étude de ces matériaux est toujours en cours.

L'étude des alliages SAC a montré de nombreuses similitudes avec les alliages de type SnPb. Tout d'abord, leurs modules d'Young ainsi que leurs limites d'élasticité sont assez proches, de l'ordre de 30 à 50 GPa pour le module d'Young et de 30 à 50 MPa pour la limite d'élasticité. De plus, les températures de fusion de ces deux familles d'alliages sont relativement proches (183°C pour le SnPb eutectique, 217°C pour le SAC proche de l'eutectique), ce qui leur confère dans les deux cas des propriétés élastoviscoplastiques (qui seront étudiées dans le chapitre suivant) dans la gamme de température en service. Pour ces deux types d'alliages, le comportement mécanique dépend donc de la vitesse de sollicitation et de la température.

Cependant, une des différences majeures entre les alliages de type SAC et de type SnPb concerne l'évolution de leur microstructure et de leur comportement pendant le stockage. Pour les alliages SnPb, il existe une évolution de la microstructure et du comportement mécanique, mais celle-ci se stabilise vite : après 25h à 100°C ou 250h à température ambiante [5]. Pour les alliages de type SAC, le vieillissement est beaucoup plus lent, et la stabilisation demande plusieurs centaines d'heures à 125°C [7], soit plusieurs années à température ambiante.

Etant donné que l'évolution du comportement mécanique des alliages SAC s'effectue sur des durées de plusieurs années, il n'est pas possible actuellement de fournir une preuve de fiabilité de ces alliages pour une utilisation sur ces longues durées. Le vieillissement des alliages de type SAC pose donc un problème majeur pour l'utilisation de ceux-ci dans des équipements électroniques destinés à des profils de missions de type AHP qui sont généralement longs (plusieurs dizaines d'années).

Afin de répondre à ce problème, cette étude s'est concentrée sur l'impact du vieillissement thermique sur la fiabilité mécanique des assemblages électroniques assemblés en alliages SAC sous contraintes mécaniques.

Afin d'étudier l'influence du vieillissement thermique sur le comportement et l'endommagement des assemblages électroniques utilisant des alliages de type SAC305 sous chargements mécaniques, une méthodologie en deux étapes a été mise en place :

- Dans un premier temps, il est nécessaire de comprendre l'impact du vieillissement thermique sur le comportement des alliages de type SAC. Dans les assemblages électroniques, les joints de brasures sont de formes complexes et de dimensions réduites (de quelques dizaines à quelques centaines de micromètres). La caractérisation du comportement mécanique à une échelle si petite est particulièrement difficile à mettre en œuvre. De plus, à cause du faible nombre de grains dans les joints brasés, la microstructure ne peut pas y être considérée comme homogène [40], ce qui soulève un problème pour caractériser le comportement mécanique à cette échelle. C'est pourquoi l'impact du vieillissement thermique sur le comportement mécanique des alliages SAC a tout d'abord été étudié à l'échelle d'une éprouvette de plusieurs centimètres, puis à l'échelle d'un joint brasé de dimensions inférieures au millimètre.
- Dans un second temps, l'impact du vieillissement thermique sur l'endommagement des joints brasés d'assemblages électroniques avec des alliages de type SAC sous contraintes mécaniques a été analysé.

Pour des raisons pratiques, seule la composition d'alliage SAC305 a été étudiée pour l'ensemble des essais car elle correspond à la composition la plus couramment utilisée dans les assemblages électroniques.

Chapitre II : Comportement mécanique du matériau

II.1 Introduction.....50
II.2 Caractérisation expérimentale du comportement mécanique 52
II.3 Influence du stockage à température constante sur les alliages de type SAC 57
II.4 Caractérisation de l'influence du stockage sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 à l'échelle massive.....75
II.5 Comportement mécanique du SAC305 à l'échelle du joint brasé.....87
II.6 Modélisation numérique du comportement de l'alliage SAC305 99

II.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, il a été montré que le vieillissement thermique générait diverses modifications de la microstructure ainsi qu'une évolution des propriétés mécaniques des alliages de type SAC [6-9]. Cependant, à ce jour, les données concernant l'évolution du comportement et de l'endommagement mécanique des joints brasés en alliage SAC sous contraintes sont encore insuffisantes.

L'objectif de ce chapitre est de caractériser l'influence du vieillissement thermique sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 à l'échelle d'un joint brasé.

Dans les études précédentes, plusieurs lacunes ont pu être mises en avant, et en particulier :

- Aucun lien entre l'évolution de la microstructure et l'évolution des propriétés mécaniques n'a été établi.
- Plusieurs états vieillis ont été analysés, mais aucune loi de vieillissement dépendant du temps et de la température n'a été proposée.
- Les sollicitations réelles sont des sollicitations cycliques. Cependant, aucune étude n'a analysé l'évolution du comportement mécanique cyclique après vieillissement.
- Les différentes études se sont concentrées à déterminer l'impact du vieillissement thermique sur des éprouvettes d'alliage massif ou sur des éprouvettes de types joints « brasés ». Aucune étude n'a validé ces conclusions sur une éprouvette uniquement constituée d'alliage SAC de taille et de microstructure représentatives de celles d'un joint brasé.

Nous présenterons la démarche adoptée permettant de répondre à ces différentes lacunes. Tout d'abord, nous analyserons et comparerons l'influence du vieillissement thermique à la fois sur la microstructure et le comportement mécanique des alliages SAC. Puis, nous caractériserons le comportement mécanique cyclique de l'alliage SAC305 afin d'analyser l'influence du vieillissement sur celui-ci. Ensuite, à l'aide d'une méthodologie spécifiquement

développée, l'influence du vieillissement sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 sera analysée à l'échelle d'un joint brasé. Enfin, un modèle de comportement sera proposé pour l'alliage avant et après vieillissement et validé à l'échelle d'un joint brasé.

II.2 Caractérisation expérimentale du comportement mécanique

Afin de caractériser le comportement mécanique, de nombreux types d'essais mécaniques existent. La qualité et la quantité d'information qui peut être obtenue expérimentalement dépendent de l'essai lui-même (type d'essai, conditions d'essais, nombre d'essais pour chaque condition, type de contrôle, mesures) mais aussi de l'éprouvette (forme, reproductibilité en terme de dimensions et microstructure, microstructure homogène et représentative). L'interprétation des résultats d'un essai dépend donc d'un grand nombre de paramètres et nécessite beaucoup de rigueur.

Parmi les essais les plus courants, on trouve les essais de traction, compression, cisaillement, dureté, flexion et torsion. Les essais les plus usuels sont les essais de traction monotone ou cyclique car ils peuvent fournir une information riche (élasticité, plasticité, viscoplasticité) et leur mise en œuvre est simple. La plupart des autres essais sont généralement utilisés lorsque l'on veut obtenir des informations sur le comportement mécanique sous des sollicitations spécifiques, souvent adaptées aux sollicitations réelles de la structure étudiée. Dans les essais cités, une exception est à noter : les essais de dureté indiquent la résistance d'un matériau à la pénétration d'un corps dur, information directement liée à la plasticité du matériau. De part leur caractère surfacique, ces essais présentent l'avantage d'être des essais rapides et simples, ne nécessitant que la préparation d'une surface plane du matériau que l'on veut analyser. Il est donc possible de réaliser un grand nombre d'essais rapidement sur de nombreuses éprouvettes.

Pour les raisons développées ci-dessus, afin d'atteindre l'objectif fixé dans ce chapitre, nous avons réalisé des essais de traction pour déterminer le comportement mécanique du matériau dans l'état initial et l'état vieilli et des essais de dureté pour avoir une évaluation rapide de ce comportement pour un plus grand nombre de conditions de vieillissement. Ces deux types d'essais seront présentés dans la suite.

II.2.1 Essais de traction

II.2.1.1 Essais de traction monotones

Les essais de traction monotone permettent de retrouver les propriétés principales d'un matériau tels que le module d'Young, la limite d'élasticité ou encore la limite à la rupture.

Les éprouvettes utilisées pour ces essais sont des barreaux plats ou cylindriques dont les têtes sont plus larges afin d'éviter des concentrations de contrainte trop importantes dans les zones de serrage des têtes. La zone utile doit être suffisamment grande et le rayon de raccordement R suffisamment élevé pour garantir un état de contrainte homogène uniaxial dans la zone utile. Dans l'exemple de la Figure II-1, la zone utile est définie par les grandeurs L_{zu}, l_{zu} et e.

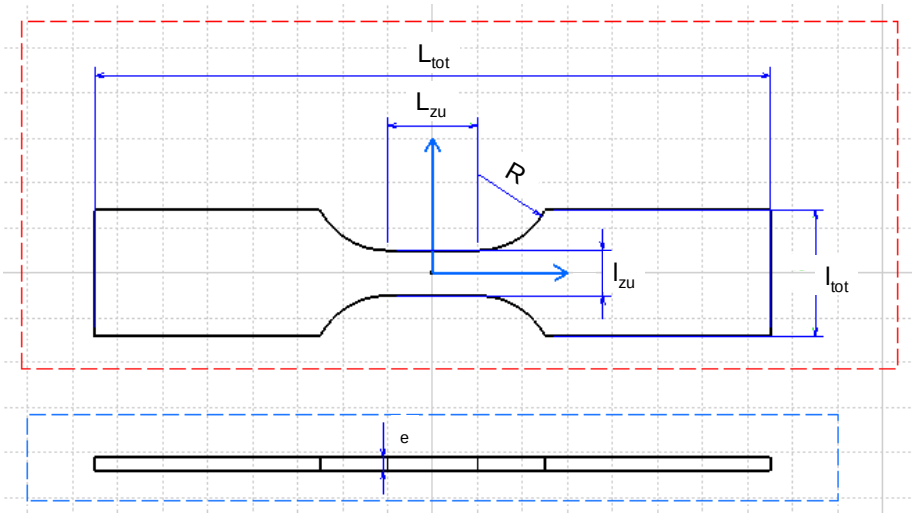


Figure II-1 : Schéma d'une éprouvette de traction plate standard - L_{tot} = longueur totale ; l_{tot} = largeur totale ; e = épaisseur ; R = rayon de raccordement, L_{zu} = longueur de la zone utile ; l_{zu} = largeur de la zone utile

Cette zone utile doit constituer ce que l'on appelle un volume élémentaire représentatif du matériau : la microstructure doit être comparable à la microstructure réelle de l'objet considéré et le volume doit être suffisant pour pouvoir considérer le comportement mécanique comme homogène dans toute la section de l'éprouvette.

Après fabrication, l'éprouvette est placée dans les mors de la machine de traction qui la sollicite en traction uniaxiale. A chaque instant, il est possible de relever la force exercée sur l'éprouvette et le déplacement de la traverse ou du vérin. La déformation est quant-à-elle mesurée dans la zone utile par un capteur compatible avec le matériau étudié (extensomètre à couteaux, jauge de déformation ou encore vidéoextensomètre).

Pour ces essais, plusieurs modes d'asservissement sont possibles : déplacement, effort ou déformation. Dans le cas d'un matériau visqueux, la vitesse de déformation joue un rôle majeur

dans le résultat de l'essai. Seul l'asservissement en déformation permet, par définition, de maîtriser avec précision la vitesse de déformation, et surtout d'imposer une vitesse de déformation constante durant tout l'essai.

A la suite de l'essai de traction, les données recueillies permettent de tracer, dans le cas d'un matériau métallique ductile, la courbe « contrainte / déformation » et de retrouver le module d'Young, la limite d'élasticité ainsi que la limite à la rupture si l'essai s'est déroulé jusqu'à la rupture. Dans le cas d'un matériau élastoviscoplastique, chaque couple « température d'essai / vitesse de déformation » génère une courbe différente.

II.2.1.2 Essais de traction-compression cycliques

L'objectif des essais de traction-compression cycliques est d'évaluer l'évolution du comportement du matériau sous sollicitations cycliques. Dans notre cas, ces essais cycliques comportent une phase de traction, suivie d'une phase de compression. Le cycle peut être symétrique autour de zéro (valeur moyenne nulle) ou avoir une valeur moyenne non nulle. Dans le cas où la valeur minimale est nulle, on parle de cyclage répété. Les paramètres et modes d'asservissement des essais de traction-compression cycliques sont les mêmes que pour les essais de traction monotones.

Les essais cycliques sont généralement réalisés avec le même type d'éprouvettes que les essais monotones. Cependant, étant donné que le matériau est soumis à un effort de compression, le rapport des dimensions de la section utile doit être établi de sorte à éviter tout flambage de l'éprouvette dans la phase de compression.

Dans ces essais cycliques à déformation totale imposée, l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles est analysée. Si cette amplitude augmente au cours des cycles, on parlera de durcissement cyclique du matériau. Si elle diminue, on parlera alors d'adoucissement cyclique. Généralement, au bout d'un certain nombre de cycles, le durcissement/adoucissement cyclique conduit à une stabilisation de l'amplitude de contrainte, puis, l'apparition et la propagation d'une ou plusieurs fissures conduisent à la ruine de l'échantillon.

II.2.2 Essais d'indentation

II.2.2.1 Essais de dureté Vickers

Les essais d'indentation permettent de mesurer la dureté d'un matériau. Une pointe très dure de forme parfaitement connue est mise en contact avec le matériau analysé sous un effort contrôlé. Plusieurs méthodes existent en fonction de la forme de la pointe utilisée ainsi que la mesure finale effectuée. Chacune utilise sa propre échelle de valeurs pour évaluer la dureté. Plusieurs normes existent selon les matériaux et les applications mais toutes respectent quelques consignes communes :

- L'essai est souvent réalisé à température ambiante
- La charge est appliquée sans choc ni vibration, et est maintenue à sa valeur finale pendant 10 à 15 secondes
- La surface doit être préparée en fonction de la taille de la pointe

L'indentation consiste à laisser l'empreinte de la pointe dans le matériau puis à en mesurer les dimensions et en tirer une valeur de dureté. Dans l'exemple de la dureté Vickers, la pointe a la forme d'une pyramide droite à base carrée, d'angle au sommet de 136°. Pour mesurer la dureté (H_v), il suffit alors de mesurer les diagonales de l'empreinte laissée par la pointe pyramidale, d'en faire la moyenne (d), puis d'en tirer la valeur de dureté selon l'équation Eq II-1 où F représente la force appliquée.

$$H_v = 0{,}189\frac{F}{d^2} \qquad \textbf{Eq II-1}$$

Plus la pointe s'enfonce dans le matériau, plus l'empreinte résiduelle est grande. On comprend donc que la valeur de dureté est étroitement liée à la limite d'élasticité car l'empreinte laissée par la pointe correspond à une déformation permanente. En première approximation, plus la limite d'élasticité est élevée, plus la dureté est élevée, elle aussi.

Il existe aussi certaines relations empiriques permettant de relier la dureté et la résistance mécanique en traction. Par exemple, pour les aciers, la dureté Vickers est approximativement égale à trois fois la résistance mécanique en traction [45].

II.2.2.2 Essais de nano-indentation

Alors que les tailles d'empreinte de l'indentation classique sont de l'ordre du millimètre, la technique de nano-indentation permet de réaliser des essais d'indentation à une échelle locale avec des tailles d'empreinte de quelques dizaines de micromètres [56]. De plus, les essais de nano-indentation sont instrumentés, ce qui permet de mesurer la force et le déplacement de la pointe dans le massif en fonction du temps et d'en extraire de nombreuses informations.

Ces essais sont plus compliqués à mettre en œuvre car ils nécessitent un état de surface très soigné (polissage jusqu'à un grain de 1µm) mais permettent d'obtenir des informations supplémentaires (module d'Young grâce à la pente de décharge, et propriétés plastiques par méthode inverse). De plus, grâce à la taille très petite des empreintes, dans le cas d'un matériau biphasé, il est par exemple possible de solliciter chacune des phases de manière indépendante.

II.2.3 Synthèse

Les essais de traction et de dureté permettent tous les deux de caractériser le comportement mécanique d'un matériau mais ne fournissent pas des informations identiques et ne sont pas de complexité égale lors de la mise en œuvre.

Les essais de traction permettent d'identifier le comportement mécanique d'une manière assez globale (module d'Young, limite d'élasticité, écrouissage, viscosité) de manière monotone ou cyclique. Cependant, ils requièrent des éprouvettes spécifiques et un temps non négligeable pour leur réalisation.

Les essais de dureté fournissent une information plus limitée et localisée à la surface de l'échantillon. Cependant, grâce à leur rapidité d'exécution et la simplicité des éprouvettes, ils peuvent être réalisés en grand nombre et permettent de comparer de nombreux états du matériau.

Dans cette étude, ces deux types d'essais seront utilisés de manière complémentaire.

II.3 Influence du stockage à température constante sur les alliages de type SAC

Dans de nombreuses études [6-9], l'évolution de la microstructure est évaluée à partir d'un état initial et d'un état vieilli, correspondant généralement à plusieurs centaines d'heures de stockage à des températures supérieures à 100°C. Ces comparaisons de microstructures permettent de prouver l'existence d'un phénomène de vieillissement mais pas d'en déterminer la vitesse ni une éventuelle stabilisation.

De la même manière, l'évolution du comportement des alliages SAC soumis à un stockage à température constante a été analysée sur un nombre limité de conditions de vieillissement, ce qui ne permet pas de conclure sur l'impact du stockage à plusieurs températures, ni d'établir un lien avec la température ambiante.

Dans cette étude, nous étudierons l'évolution de la taille de grain de l'alliage SAC305 pour plusieurs conditions de vieillissement, afin de mettre en avant la progression des évolutions dans le temps. L'influence du stockage en température sur le comportement des alliages SAC sera analysée pour différentes conditions de vieillissement au moyen d'essais de dureté. Après avoir validé de manière indépendante l'influence du stockage en température sur la microstructure et sur le comportement mécanique, les deux approches pourront être confrontées afin d'analyser la relation qui lie l'évolution de la microstructure à celle de son comportement.

II.3.1 Evolution de la microstructure de l'alliage SAC305 par stockage à température constante

II.3.1.1 Fabrication et préparation des éprouvettes

Afin de limiter les variables possibles lors de la confrontation entre l'évolution de la microstructure et du comportement mécanique, les mêmes éprouvettes ont été utilisées pour les observations et les essais mécaniques. La fabrication des éprouvettes permettant d'observer la microstructure a été mise en œuvre en fonction des exigences des essais mécaniques.

La fabrication des éprouvettes est une étape cruciale dans la réalisation d'essais mécaniques. D'une manière générale, de nombreux paramètres de fabrication ont un rôle majeur

dans le comportement mécanique du matériau. Il faut, entre autres, maîtriser la taille de la microstructure, son homogénéité dans l'ensemble de l'éprouvette ainsi que la reproductibilité entre éprouvettes. De plus, pour des considérations statistiques, on estime que 250 grains dans la section utile d'une éprouvette sont un minimum pour considérer cette éprouvette comme un volume élémentaire représentatif du matériau [57]. La méthode de fabrication des éprouvettes doit être compatible avec ces exigences.

Deux méthodes principales de fabrication des éprouvettes ont été envisagées : le moulage et l'usinage. Le moulage présente l'avantage de pouvoir maîtriser dans une certaine mesure la microstructure en fonction de paramètres de fonderie mais demande un développement conséquent. L'usinage d'un barreau d'alliage issu du commerce demande peu de développement mais la difficulté repose sur la disponibilité d'un matériau dans des dimensions compatibles à la fabrication d'éprouvettes et dont la microstructure est reproductible d'un barreau à l'autre et représentative de la microstructure réelle. Pour les essais de dureté le choix s'est porté sur l'usinage d'un barreau du commerce. Nous verrons dans la suite qu'un essai de moulage a été réalisé pour la fabrication d'éprouvettes de traction car il s'agit d'une méthode adaptée à leur géométrie complexe.

Pour les essais de dureté, des barres d'alliage SAC305 issues du commerce ont été analysées afin d'évaluer la représentativité de la microstructure. Des observations de la microstructure ont montré que ces barres sont constituées de grains de taille inférieure à 10µm, ce qui assure que des milliers de grains seront rencontrés par la pointe pendant l'essai d'indentation dont l'empreinte est de l'ordre du millimètre. Ces barres ont donc été sélectionnées comme matériau de base pour la fabrication des éprouvettes.

Les éprouvettes ont été extraites des barres d'alliage du commerce à l'aide d'une scie à ruban. Les dimensions des échantillons sont 10mm x 10mm x 30mm comme on peut le voir sur la Figure II-2. La découpe par scie à ruban produit généralement un échauffement au niveau de l'échantillon. Ici, un grand soin a été apporté pour la lubrification des barres d'alliage pour en limiter l'échauffement. Ensuite, les échantillons ont été préparés par polissage avec des papiers abrasifs de grain allant de 120 à 600 afin d'éliminer la couche extérieure du matériau, qui aurait pu être affectée par le procédé de découpe. Finalement, avant l'observation de la microstructure, une face de chaque éprouvette a été préparée par polissage avec du papier abrasif allant jusqu'au grain 4000, puis avec des pâtes diamantées de 3µm, 1µm et 0,25µm.

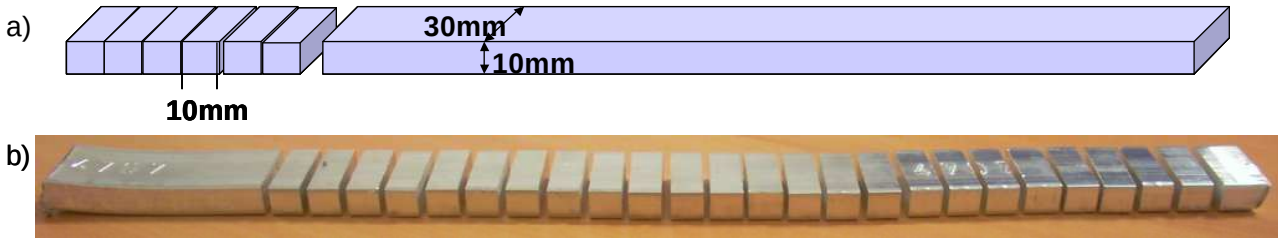


Figure II-2 : Echantillons découpés dans une barre d'alliage commerciale : a) schéma de principe ; b) photo réelle

Après découpe, les échantillons ont été vieillis à trois températures différentes. Ces températures ont été choisies en accord avec la spécification IPC9701A [51] qui décrit certains environnements d'utilisation pour les technologies de composants montés en surface. Dans ce document, la température maximale de stockage pour les avions militaires est de 125°C, ce qui explique l'utilisation de cette température pour le vieillissement. La seconde température a été choisie afin accélérer davantage les phénomènes de vieillissement et a été limitée à 150°C, qui correspond à la température de stockage maximale trouvée dans cette même spécification. Enfin, la dernière température de vieillissement, 75°C, se situe exactement à la moitié entre température ambiante (25°C) et la première température de vieillissement (125°C). Ces stockages en température ont été effectués pour des durées allant jusque 6500 heures. Des échantillons ont aussi été maintenus à température ambiante sur des durées similaires pour comparaison.

II.3.1.2 Observations microscopiques en lumière polarisée

Grâce aux propriétés biréfringentes de l'étain sous sa forme β, il est possible de différencier qualitativement l'orientation des grains de l'alliage par la microscopie optique en lumière polarisée. Chaque orientation cristalline se différencie par une nuance de gris, ce qui permet de compter et de mesurer la taille de chaque grain. L'observation de la microstructure par cette méthode permet donc de suivre l'évolution de la taille de grain en fonction de la condition de stockage en température de l'alliage SAC305.

Plusieurs méthodes existent pour compter les grains à partir d'une observation microscopique et peuvent se regrouper en deux familles : les méthodes par interceptions et planimétriques. Les méthodes par interceptions consistent à tracer un trait (qui peut être un cercle) sur l'image que l'on veut analyser pour ensuite calculer le nombre d'intersections entre les grains et le trait tracé. A partir de cette donnée, il est possible d'extraire une valeur moyenne du diamètre de grains. Les méthodes de types planimétriques consistent à compter le nombre de grains présents dans une aire définie. A partir du nombre de grains sur une surface donnée, il est possible de calculer un diamètre moyen équivalent.

Dans notre cas, la méthode utilisée est une méthode de type planimétrique. Sur chaque observation de la microstructure, un cercle de dimension fixée est tracé. Chaque grain est identifié individuellement et sa surface est mesurée comme on peut l'observer sur la Figure II-3. Ensuite, le diamètre « d » du grain est défini comme le diamètre du grain de surface équivalente si sa section était circulaire. Par cette méthode, avec une observation de 100 grains et un diamètre moyen de grain inférieur à 10µm, il a été montré que l'erreur de mesure était de l'ordre de 10% [58].

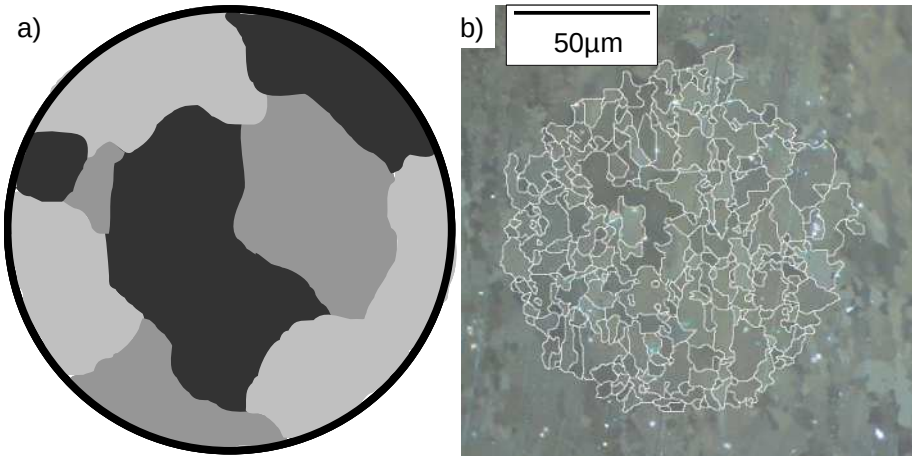


Figure II-3 : Méthode d'identification des grains à partir d'une observation de la microstructure en lumière polarisée a) schéma de principe ; b) exemple

L'analyse des microstructures d'un certain nombre d'échantillons a été réalisée pour une température de vieillissement de 125°C. La Figure II-4 présente la microstructure de l'alliage dans quatre états de vieillissement à 125°C, pour des durées allant de 0h à 384h.

Qualitativement, l'évolution de la microstructure peut être caractérisée par un fort grossissement de grain durant les deux premières centaines d'heures de vieillissement. A partir de 200h de vieillissement à cette température, le grossissement de grain est peu visible.

Chaque image a été analysée afin de mesurer la taille des grains. La Figure II-5 présente la distribution du nombre de grains en fonction de leur taille pour un échantillon de SAC305 à l'état initial. Le pas défini pour la taille de grain est 1µm. Cette figure met en avant que 50% des grains ont des diamètres équivalents situés entre 2 et 5µm. Cette distribution de taille de grain peut être représentée par une loi lognormale, ce qui est conforme à la théorie [58]. Dans la suite du document, seules les distributions lognormales déterminées de cette manière seront utilisées pour décrire les distributions de grains observées.

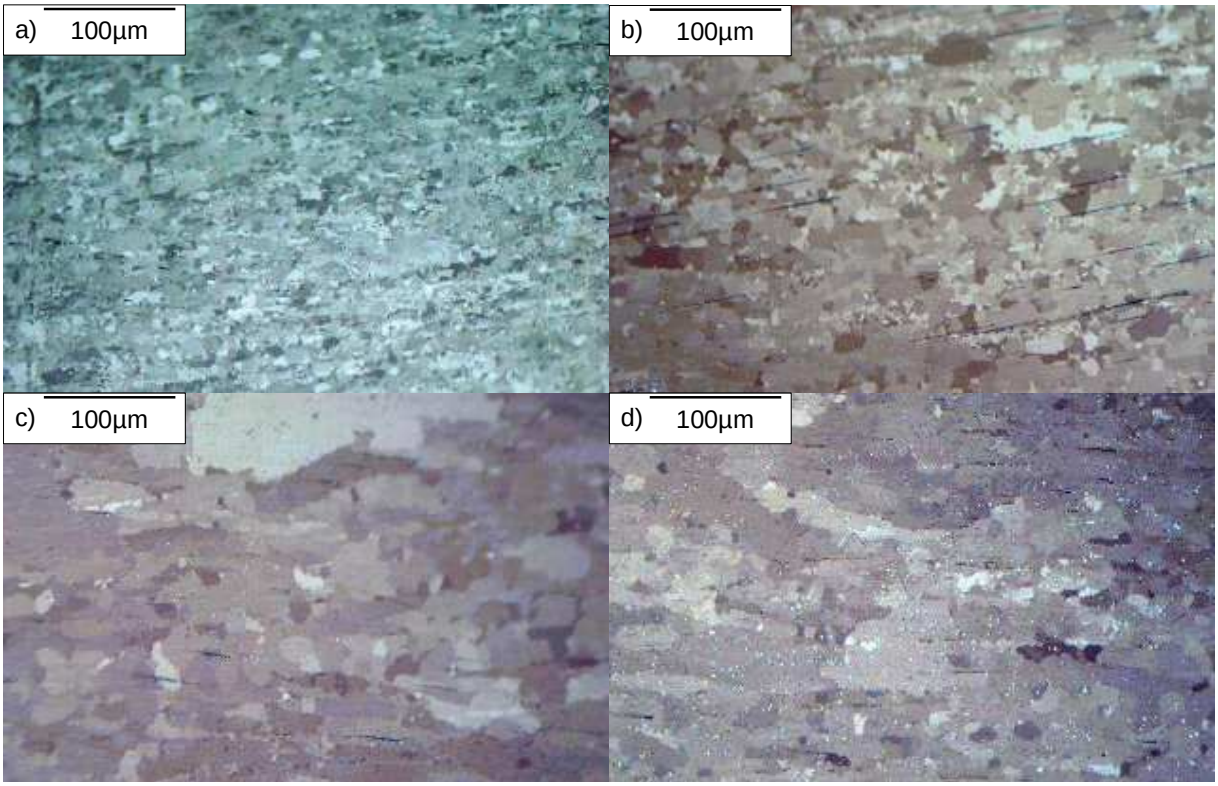


Figure II-4 : Observations en lumière polarisée de la microstructure d'un alliage SAC305 soumis à un stockage en température à 125°C : a) microstructure initiale ; b) microstructure après 72h ; c) microstructure après 192h ; d) microstructure après 384h

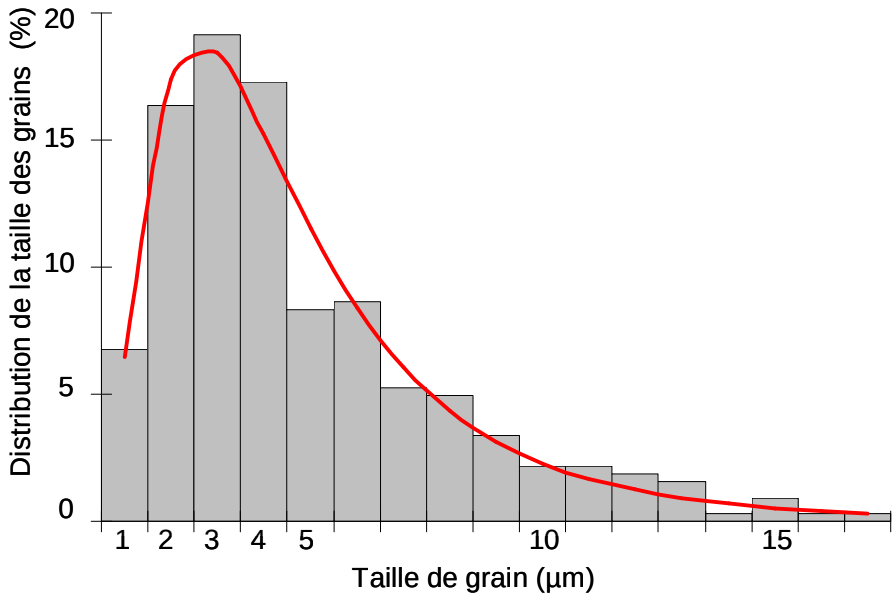


Figure II-5 : Distribution de la taille de grain d'un alliage SAC305 avec une microstructure initiale – échantillon de 300 grains environ

La Figure II-6 présente les distributions de tailles de grains associées aux observations des microstructures de la Figure II-4. Ces distributions montrent qu'une évolution importante de la microstructure s'opère entre 0h et 192h de stockage à 125°C. Sur cette plage de durées de vieillissement, la taille moyenne de grain augmente au cours du vieillissement et la présence de

très gros grains est plus marquée pour les échantillons les plus vieillis. Entre 192 et 384h de stockage à 125°C, les différences sont si faibles qu'elles sont incluses dans l'imprécision de mesure, identifiée précédemment à 10% environ. Pour cette raison, aucune mesure n'a été effectuée au-delà de 384h.

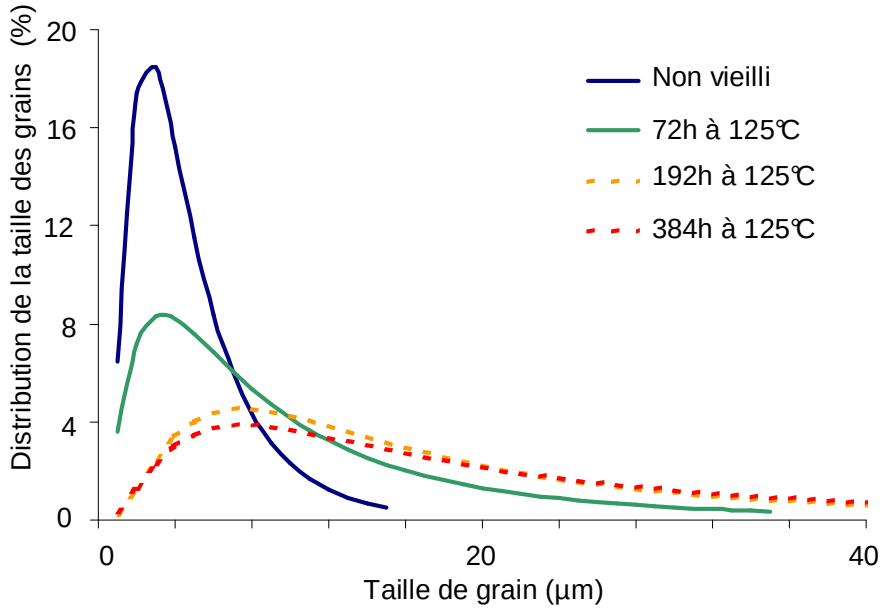


Figure II-6 : Distribution de la taille de grain d'un alliage SAC305 pour différentes durées de vieillissement à 125°C – échantillon minimal de 100 grains

II.3.2 Caractérisation du vieillissement thermique par essais d'indentation

La première étape dans la caractérisation de l'influence du vieillissement sur le comportement mécanique des alliages SAC consiste à analyser de la manière la plus complète possible l'influence du temps et de la température de vieillissement sur l'évolution du comportement. Les essais de dureté sont donc particulièrement adaptés à cette analyse qui requiert un grand nombre d'échantillons et d'essais. Dans notre cas, la mesure de la dureté Vickers a été utilisée.

Etant donné que le nombre de grains dans un joint brasé est faible, des essais de dureté ont également été réalisés avec des charges très petites, permettant de ne solliciter que quelques grains. Pour ces essais, la technique de nano-indentation a été utilisée. Un des avantages de cette technique est une très bonne maîtrise des paramètres d'essais tels que le temps de maintien et la vitesse de charge, qui permet une très bonne reproductibilité. Cette confiance dans la mesure permet de compenser le fait que la sollicitation d'un faible nombre de grains diminue l'effet de la moyenne statistique. De plus, les essais de nano-indentation ne sollicitent qu'une très fine

couche de la matière (quelques microns de profondeur) et le comportement analysé à cette échelle peut être sensiblement différent du comportement moyen de l'échantillon.

Les deux techniques ont donc été employées pour analyser l'impact du vieillissement du matériau sur son comportement mécanique, chacune avec un objectif spécifique. Tout d'abord, les essais de dureté Vickers ont été menés pour identifier la loi de vieillissement à une échelle macroscopique. Puis, les essais de nano-indentation ont été réalisés afin d'évaluer le vieillissement à une échelle beaucoup plus fine. Comme il a été expliqué dans les paragraphes précédents, la fabrication et la préparation des éprouvettes ont été communes pour les observations microscopiques et ces essais de dureté.

II.3.2.1 Protocole expérimental

II.3.2.1.1 Essais de dureté Vickers

Pour la mesure de dureté Vickers, trois paramètres d'essai sont ajustables : la température d'essai, la charge appliquée et le temps de maintien de la charge. Ici, la machine disponible ne permettait pas de réaliser les essais en température, ce qui supprime un paramètre possible. Afin d'obtenir une taille d'empreinte suffisamment grande pour diminuer l'erreur de mesure, la force appliquée a été fixée à 30N pour l'ensemble des essais sur tous les échantillons. Etant donné le comportement élastoviscoplastique de l'alliage SAC305 à température ambiante, le temps de maintien devait être constant sur l'ensemble des essais, et a été fixé à 10 secondes.

En plus de ces précautions, pour chaque échantillon, la valeur de dureté a été obtenue en moyennant neuf valeurs afin de réduire les incertitudes. Les résultats présentés dans la suite sont des valeurs moyennes de celles mesurées pour chaque condition d'essai.

La première étape concernant l'analyse des essais de dureté a été de vérifier la dispersion des résultats sur l'ensemble de l'échantillon afin d'observer d'éventuelles hétérogénéités liées à la fabrication des échantillons, et en particulier sur les bords. Les résultats de cette étape ont montré que la dispersion des valeurs de dureté sur la surface des échantillons était négligeable (écart type de 3% sur 21 essais), ce qui permet de réaliser les essais de dureté sur l'ensemble de la surface. La seconde étape dans la réalisation des essais de dureté Vickers a été la réalisation de la campagne d'essais pour différentes conditions de vieillissement (25°C, 75°C, 125°C et 150°C pour des durées dépassant les 10000 heures).

II.3.2.1.2 Essais de nano-indentation

Les appareils de nano-indentation disposent de possibilités de contrôle et de mesure plus importantes que les machines de dureté standards. Il est possible de modifier des variables

d'essais telles que le temps de maintien ou la vitesse de charge et de décharge. Etant donné que le comportement de l'alliage SAC305 est de type élastoviscoplastique, la maîtrise de ces variables est un point clé. De plus, afin d'avoir des mesures de dureté en cours d'essai, les essais ont été réalisés en six paliers contrôlés en force. La force appliquée pour un palier a été imposée suivant une suite géométrique de type $Fmax*(0,5)^{(6-n)}$.

Les essais ont été divisés en deux étapes. Dans un premier temps, les activités se sont concentrées sur la mise au point de la méthode. Puis, la campagne d'essais sur l'alliage SAC305 avant et après vieillissement a été réalisée.

Pour la mise au point de la méthode, les paramètres qui ont été étudiés sont le niveau de polissage, la zone indentée, la charge maximale appliquée, le temps de maintien de la charge, et le temps de charge/décharge. Cette étape de mise au point a mis en évidence l'influence des différents paramètres et a permis de valider les choix pour la campagne d'essais complète. Ces choix sont synthétisés dans le Tableau II-1

Paramètre	Observation	Choix
Qualité de polissage	Pas de différence notable dans les résultats entre un polissage au diamant (1µm) et à la silice colloïdale (0,04µm)	Polissage au diamant (1µm) suffisant
Zone indentée	Pas de différence notable dans les résultats entre le centre et les bords de l'échantillon	Indentation au centre de l'échantillon de préférence pour des raisons pratiques
Force appliquée	La dispersion des résultats diminue quand la force augmente	Force maximale 500mN (limite de la machine)
Vitesse de charge	La dispersion des résultats diminue avec un temps de charge de 5s par rapport à un temps de charge de 15s	Temps de montée en charge : 5s
Temps de maintien	Un temps de 300s permet une quasi-stabilisation des valeurs mesurées	Temps de maintien : 300s

Tableau II-1 : Synthèse des choix pour la campagne d'essais de nano-indentation

Après avoir défini les conditions expérimentales des essais de nano-indentation, la campagne d'essais à été réalisée sur les échantillons de SAC305 pour quatre durées de vieillissement à 125°C (0h / 500h / 1000h / 1500h) afin de comparer les résultats avec les essais de dureté Vickers macroscopiques.

II.3.2.2 Résultats des essais de dureté Vickers

La Figure II-7 présente les résultats des essais de dureté sur l'alliage SAC305 pour l'ensemble des échantillons stockés à 25°C, 75°C, 125°C et 150°C. Les mesures de dureté montrent une chute de la valeur pour toutes ces températures. Pour les stockages à 125°C et 150°C, cette chute se stabilise après quelques centaines d'heures. Cette stabilisation s'effectue à la même valeur pour les deux températures et correspond à une chute d'environ 30% de la

valeur initiale. A 75°C, la dureté semble encore diminuer. A température ambiante, on commence seulement à observer une influence du vieillissement après quelques milliers d'heures.

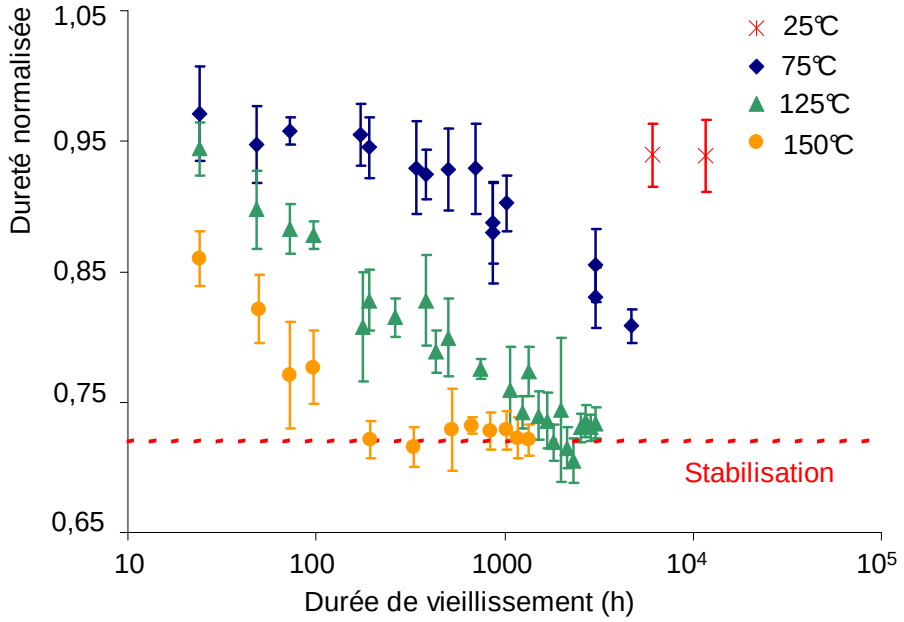


Figure II-7 : Evolution de la dureté Vickers d'un alliage SAC305 en fonction du temps et de la température de vieillissement

D'après les résultats présentés sur la Figure II-7, la chute de la valeur de dureté Vickers peut être représentée par une loi exponentielle décroissante en fonction du temps (paramètres A,B et τ), dont le paramètre τ suit une loi d'Arrhenius afin de représenter la dépendance en température. (Eq II-2 etTableau II-2).

$$H_v = A + Be^{-\left(\frac{t}{\tau}\right)} \text{ avec } \tau = \tau_0 \cdot e^{-\left(\frac{E_a}{kT}\right)} \qquad \textbf{Eq II-2}$$

Paramètre	Signification	Valeur
H_v	Dureté Vickers	
Ea	Energie d'activation	0,77eV
t	Durée de stockage	
T	Température de stockage	
k	Constante de Boltzman	$8{,}617\times10^{-5}$ eV.K^{-1}
A	Constante	0,72
B	Constante	0,23
τ_0	Constante	$3{,}31\times10^{-8}$ h

Tableau II-2 : Paramètres de l'équation Eq II-2

Les paramètres A,B, τ_0 et E_a ont été déterminés grâce aux données établies lors des essais à 75°C et 150°C. L'erreur moyenne entre cette équation et les données à 75°C et 150°C est de 1,9%. Après avoir déterminé les coefficients à partir des résultats issus de ces deux températures de stockages, les données expérimentales issues des stockages à 25°C et 125°C ont été

comparées avec les valeurs issues de l'équation. La comparaison de ces données calculées avec les données réelles révèle une erreur de 2,6%. Les courbes calculées ont été reportées sur la Figure II-8.

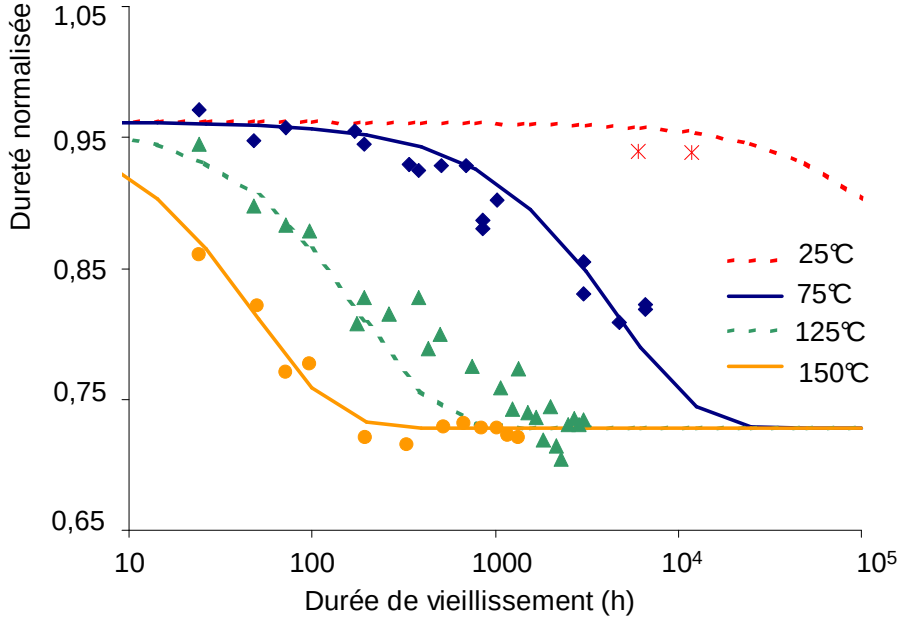


Figure II-8 : Evolution de la dureté Vickers d'un alliage SAC305 en fonction du temps et de la température de vieillissement avec superposition de la loi de vieillissement selon l'équation Eq II-2

Les paramètres déterminés pour cette loi semblent être valides pour des températures comprises entre 25°C et 150°C. L'effet du stockage à température ambiante peut donc être accéléré artificiellement par le maintien à haute température. Par exemple, suivant ces résultats, un vieillissement de 200h à 150°C ou 500h à 125°C serait suffisant pour atteindre l'état stable, alors que le même état serait atteint en près de 20 ans à température ambiante.

Cependant, le calcul d'équivalence entre le stockage à haute température et le stockage à température ambiante est délicat à cause de l'imprécision sur l'énergie d'activation (E_a). Une variation de seulement 10% de cette énergie d'activation génère une variation du temps de stabilisation à température ambiante d'un facteur deux, ce qui est considérable. Compte tenu de cette remarque, la stabilisation de l'évolution du comportement mécanique pendant un stockage à température ambiante nécessite tout de même plus de 10 ans.

II.3.2.3 Résultats des essais de nano-indentation

Les résultats de la campagne d'essais de nano-indentation sur SAC305 sont présentés dans la Figure II-9. Sur cette figure, on peut lire les valeurs de dureté en fonction de la force appliquée et de la durée de stockage à 125°C.

Les résultats de dureté pour les efforts de 16 et 31mN sont légèrement supérieurs aux résultats pour les quatre autres forces (63mN, 125mN, 250mN et 500mN). Ce phénomène peut s'expliquer par des imperfections au niveau de la surface telles que des rayures ou un écrouissage lors du polissage mécanique, imperfections de surface auxquelles les indentations de petite charge seront plus sensibles.

Concernant l'impact du stockage en température sur la valeur de dureté, on observe une chute d'environ 35% de la valeur en 500h à 125°C suivie d'une stabilisation. Ces essais de nano-indentation confirment les résultats déjà obtenus par dureté classique pour lesquels la chute était de 30% atteints en 500h à 125°C.

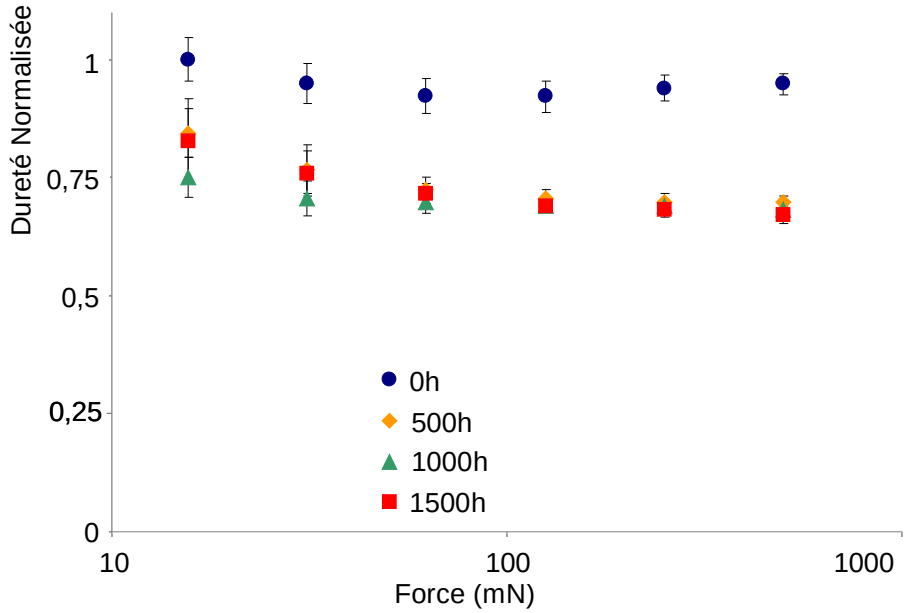


Figure II-9 : Evolution de la dureté d'un alliage SAC305 en fonction du temps passé à 125°C– dureté mesurée par des essais de nano-indentation

Il est important de noter qu'aux efforts faibles (par exemple 63mN), la taille de l'empreinte est de l'ordre de la dizaine de micromètres, ce qui est comparable à la taille moyenne des grains (quelques micromètres). Ces essais de nano-indentation ont permis de montrer que l'évolution du comportement mécanique de l'alliage SAC305 stocké à température constante était visible à une échelle locale avec un faible nombre de grains sollicités. Cette observation laisse suggérer qu'il serait possible d'observer une évolution du comportement mécanique après stockage à température constante à l'échelle d'un joint brasé.

II.3.3 Confrontation entre observations de la microstructure et essais d'indentation

II.3.3.1 Interaction entre évolution de la microstructure et du comportement mécanique des alliages SAC sous indentation

Dans les paragraphes précédents, il a été mis en avant un lien indirect entre la valeur de la dureté et la limite d'élasticité du matériau, en prenant certaines hypothèses simplificatrices, telles que le fait de négliger l'écrouissage [56]. Pour de nombreux matériaux métalliques, la limite d'élasticité est aussi liée à la taille de grain au travers de la loi de Hall-Petch [43]. Ceci suggère que, pour ces matériaux, la taille de grain est en relation avec la valeur de dureté.

D'après la loi de Hall-Petch, la valeur de dureté peut être liée à l'inverse de la racine carrée de la taille de grain. La Figure II-10 présente l'évolution de la dureté comparée à l'évolution de l'inverse de la racine carré de la taille de grain pour un vieillissement à 125°C à l'aide d'échelles ajustées pour chaque phénomène.

Ce graphique met en avant une proportionnalité entre les deux évolutions avec un facteur proche de 3. Même si le grossissement de grain n'est pas nécessairement le seul phénomène induit par l'évolution de la microstructure, leur comparaison a mis en avant que ces deux valeurs suivent des lois analogues en fonction du temps et de la température. Dans le cas de l'alliage SAC305 à l'échelle massive, l'évolution de la taille de grain est donc associée à une diminution de la dureté et la relation numérique liant ces deux phénomènes a été identifiée.

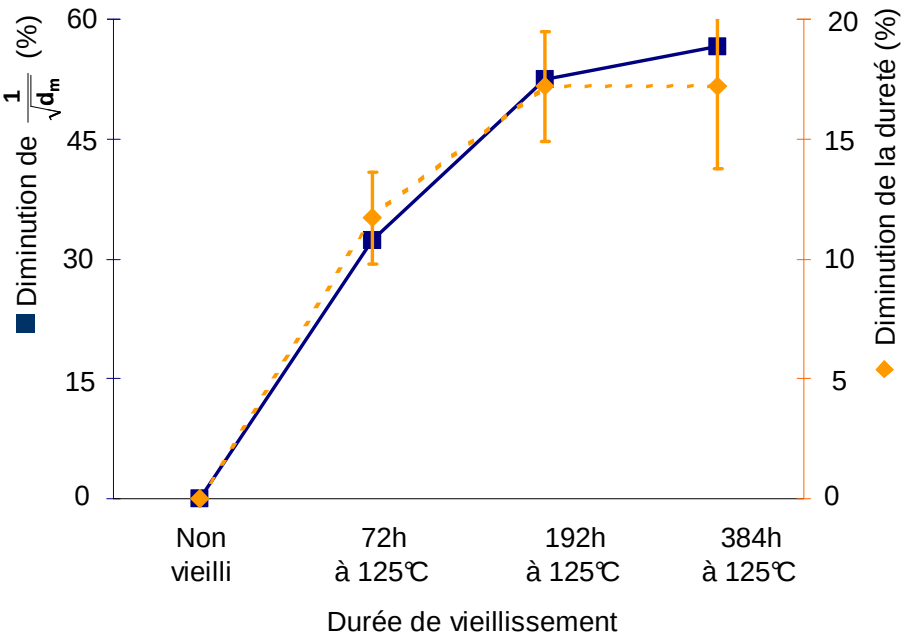


Figure II-10 : Comparaison numérique entre grossissement de grain et chute de dureté pour un alliage SAC305 – le grossissement de grain est représenté par la diminution de l'inverse de la racine carré de la taille moyenne de grain

II.3.3.2 Analyses complémentaires sur d'autres alliages

Afin de compléter les résultats obtenus sur le SAC305, des essais complémentaires ont été réalisés sur différents alliages. Les deux techniques de mesures ont été utilisées alternativement selon l'alliage. Dans chaque cas, les mesures de dureté ont été associées à des observations de l'évolution de la taille de grain.

II.3.3.3 SAC387

Le SAC387 est un alliage proche du SAC305 par sa composition. Le taux d'argent passe de 3% à 3,8% et le taux de cuivre de 0,5% à 0,7%. Sa température de fusion est de 217°C.

La Figure II-11 présente les résultats des essais de dureté Vickers pour l'alliage SAC387 stocké à 75°C et 125°C jusque 400h. En valeur absolue, la dureté initiale du SAC387 est inférieure de 3% à celle du SAC305. Si l'on relativise les valeurs de dureté par rapport à cette valeur initiale (Figure II-11), l'évolution de la dureté suit une loi identique à celle du SAC305.

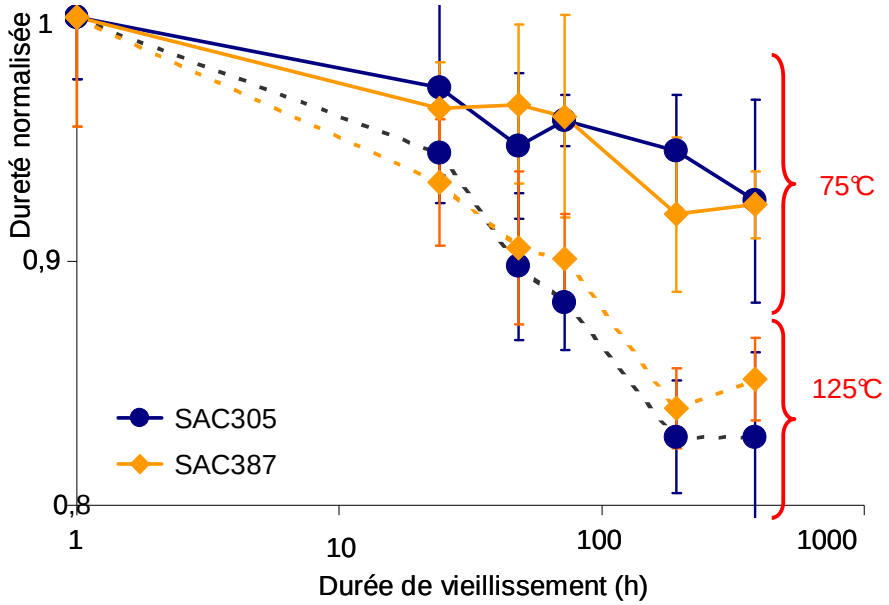


Figure II-11 : Comparaison de l'évolution de la dureté Vickers pour les alliages SAC305 et SAC387 en fonction de la température et du temps de stockage

La Figure II-12 présente les observations en lumière polarisée de la microstructure de l'alliage SAC387 après plusieurs durées de vieillissement. Comme pour le SAC305, on observe un fort grossissement des grains.

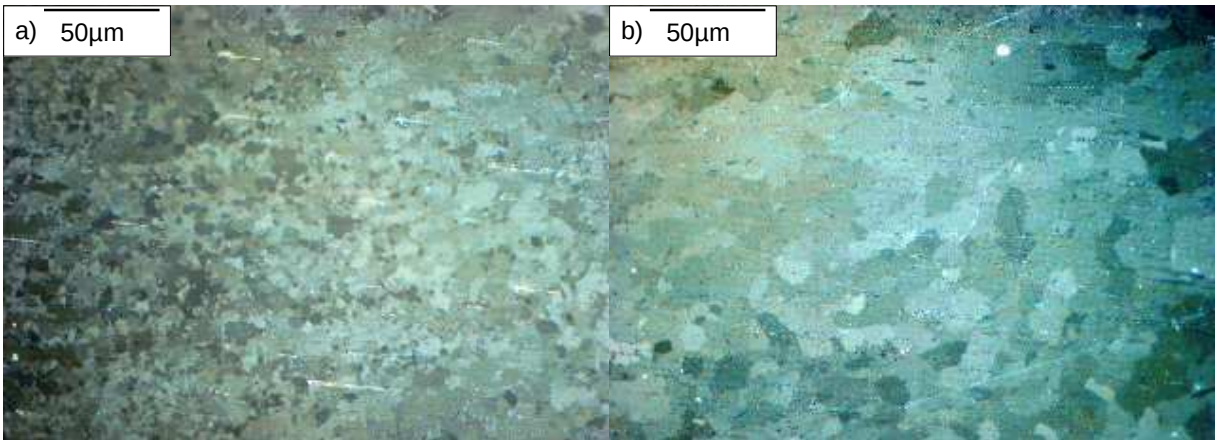


Figure II-12 : Observations en lumière polarisée de la microstructure d'un alliage SAC387 soumis à un stockage en température à 125°C : a) microstructure initiale ; b) microstructure après 384h

II.3.3.3.1 Sn0,7Cu

L'alliage Sn0,7Cu est la composition eutectique formée par l'étain et le cuivre. Il n'y a pas d'argent et 0,7% de cuivre seulement. Sa température de fusion est de 227°C.

La Figure II-13 présente les résultats des essais de dureté pour l'alliage Sn0,7Cu vieilli à 75°C et 125°C jusque 400h. En valeur absolue, la dureté initiale du Sn0,7Cu est inférieure de 18% à celle du SAC305. En normalisant par rapport à cette valeur initiale, on constate que le vieillissement du Sn0,7Cu est presque le double de celui du SAC305 (Figure II-13).

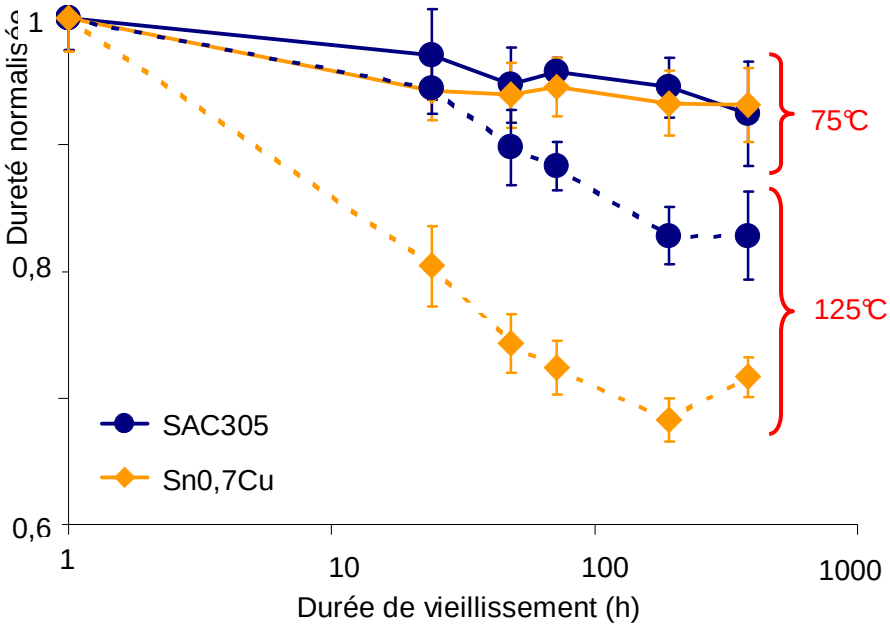


Figure II-13 : Comparaison de l'évolution de la dureté Vickers pour les alliages SAC305 et Sn0,7Cu en fonction de la température et du temps de stockage

L'évolution de la microstructure de l'alliage Sn0,7Cu est présentée sur la Figure II-14. Sur cette figure, on voit que la taille de grain finale est de l'ordre du millimètre soit 100 fois plus que la taille de grain initiale.

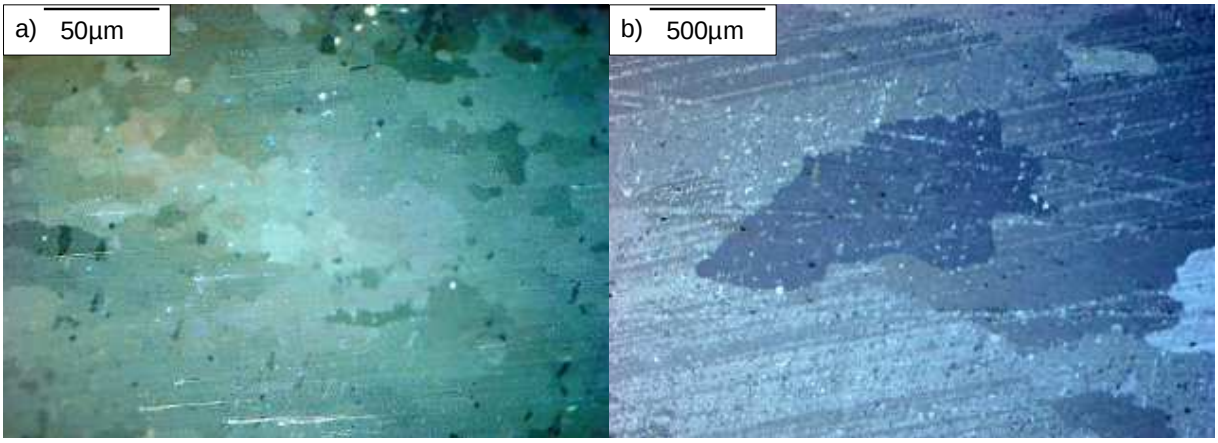


Figure II-14 : Observations en lumière polarisée de la microstructure d'un alliage Sn0,7 soumis à un stockage en température à 125°C : a) microstructure initiale ; b) microstructure après 384h

II.3.3.3.2 Sn100C

L'alliage Sn100C est une variante du Sn0,7Cu avec 0,05% de Nickel pour améliorer les propriétés de brasage lors de l'assemblage de composants. Sa température de fusion est la même que l'alliage Sn0,7Cu, soit 227°C.

En valeur absolue, la dureté du Sn100C est inférieure de 23% à celle du SAC305. La Figure II-15 présente l'évolution de la dureté en fonction du temps de stockage à 125°C. Cette

figure montre une chute de seulement 5% de la dureté pour l'alliage Sn100C, ce qui est très faible en comparaison de la chute de 30% observée pour l'alliage SAC305.

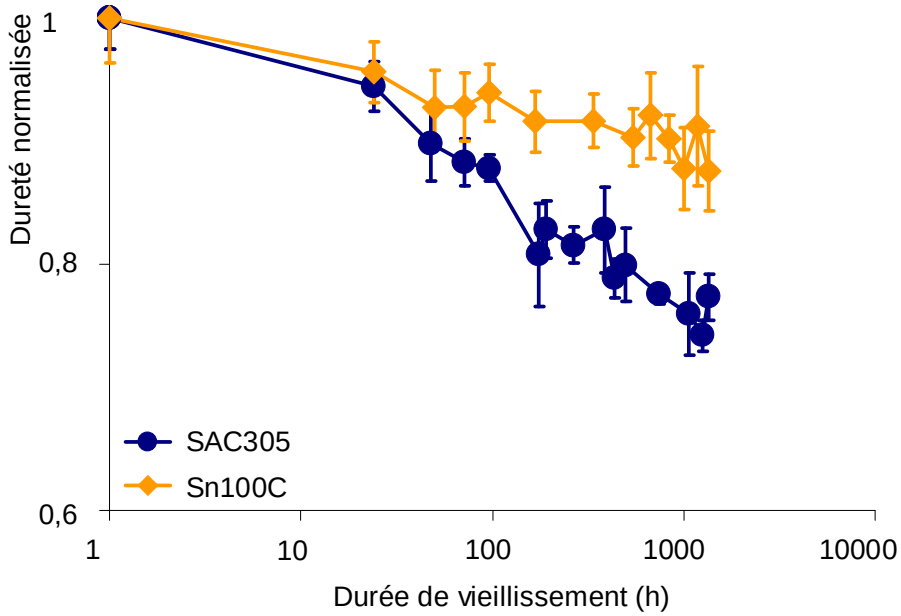


Figure II-15 : Comparaison de l'évolution de la dureté Vickers pour les alliages SAC305 et Sn100C en fonction de la température et du temps de stockage

Sur la Figure II-16, on voit que la microstructure initiale est composée de très gros grains (diamètres de l'ordre de la centaine de micromètres), tout comme la microstructure du même alliage après un stockage de 1344h à 125°C. On voit ici que la taille de la microstructure initiale joue un rôle dans l'évolution de celle-ci lors d'un stockage en température. Dans le cas présent, la taille initiale des grains est telle que la microstructure est peut être déjà dans un état stable.

Dans cet exemple, la taille initiale des grains peut s'expliquer par le mode d'obtention des éprouvettes. Les barreaux d'alliage Sn100C semblaient être obtenus par moulage, contrairement aux barreaux des autres alliages qui semblent être des brames obtenues par coulée continue. La taille de la microstructure des échantillons de Sn100C peut donc s'expliquer par une vitesse de refroidissement lente pendant la fabrication des barreaux.

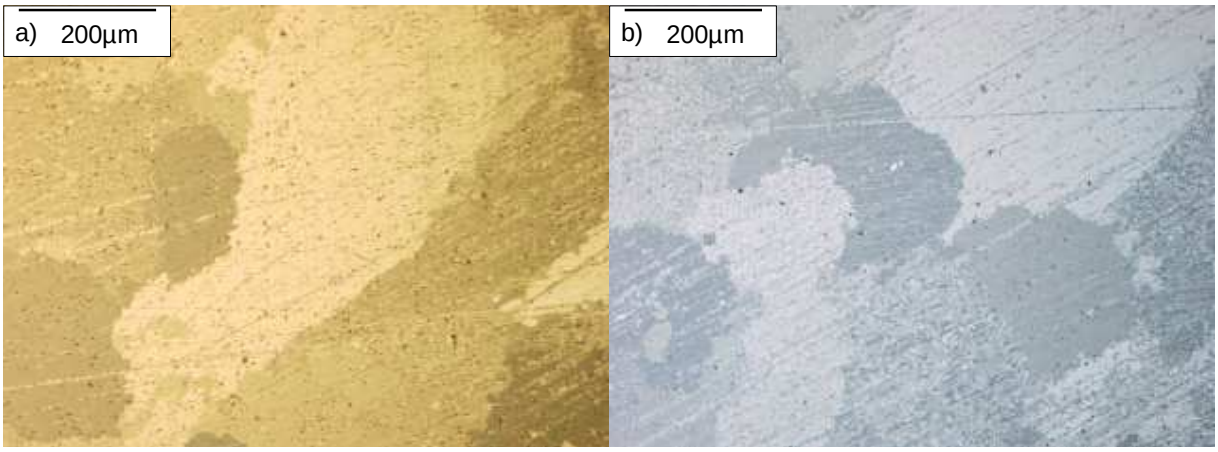


Figure II-16 : Observations en lumière polarisée de la microstructure d'un alliage Sn100C soumis à un stockage en température à 125°C : a) microstructure initiale ; b) microstructure après 1344h

II.3.3.3.3 SACX0807

Le SACX0807est un alliage de type SAC avec 0,8% d'argent et 0,7% de cuivre. A cette composition, il faut ajouter 0,05% de nickel. Sa température de fusion est de 225°C.

Cet alliage présente une dureté initiale supérieure de 14% par rapport à celle du SAC305. La Figure II-17 montre les résultats des essais de nano-indentation pour cet alliage. L'évolution de la dureté est similaire à celle du SAC305 avec une chute de dureté de 35% après un vieillissement de 500h à 125°C suivie d'une stabilisation.

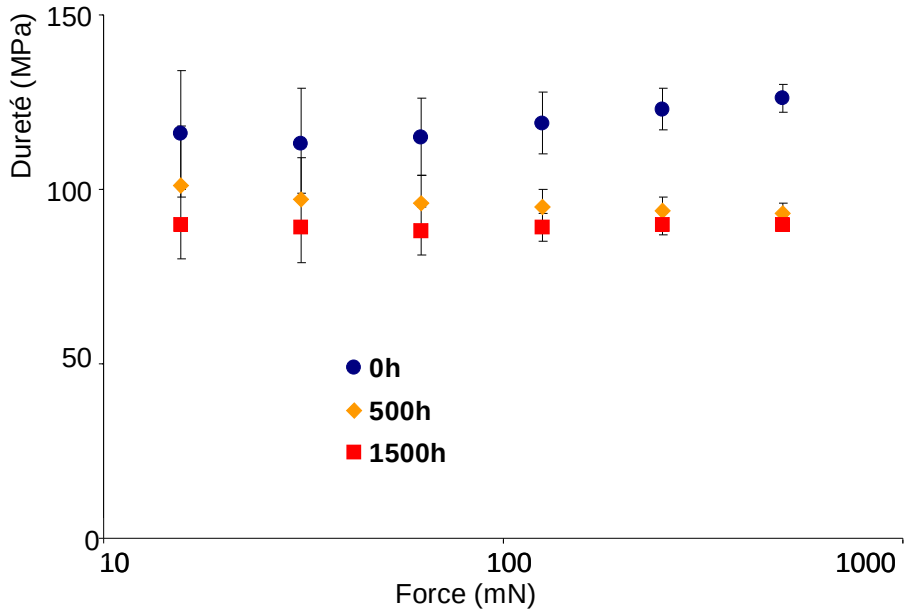


Figure II-17 : Evolution de la dureté d'un alliage SACX0807 en fonction du temps et de la température de vieillissement – dureté mesurée par des essais de nano-indentation

La Figure II-18, qui présente l'évolution de la microstructure ne présente pas de grossissement de grain visible. Deux hypothèses sont possibles. La croissance des grains est réelle mais faible, et donc non discernable sur ces images, ou un autre phénomène de vieillissement est la cause de cette diminution des propriétés. Ce phénomène peut être par exemple une croissance des intermétalliques.

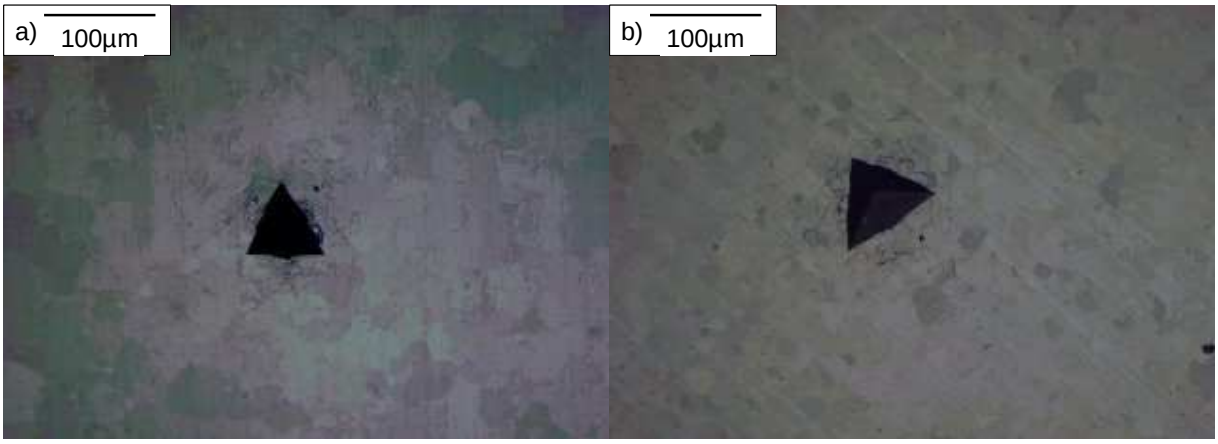


Figure II-18 : Observations en lumière polarisée de la microstructure d'un alliage SACX0807 soumis à un stockage en température à 125°C : a) microstructure initiale ; b) microstructure après 1500h

II.3.4 Synthèse

Des observations par lumière polarisée ont été réalisées pour des échantillons vieillis dans différentes conditions. Pour l'alliage SAC305, ces observations ont révélé que l'évolution de la microstructure se caractérise par une croissance de grains qui n'est plus mesurable à partir d'un stockage d'environ 400h à 125°C.

L'évolution des propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 vieilli à température constante a été analysée grâce à des essais de dureté Vickers et de nano-indentation. Les deux méthodes ont révélé une chute de la dureté qui se stabilise autour de 30% à 35% après environ 500h à 125°C. L'analyse a montré aussi une relation numérique entre les phénomènes de grossissement de grain et de chute de dureté.

Des essais identiques ont été pratiqués sur quatre alliages supplémentaires. Trois de ces alliages (SAC387, Sn0,7Cu et Sn100C) présentent des résultats identiques tant sur la microstructure que sur l'évolution de la dureté. Le quatrième alliage (SACX0807) présente aussi une diminution de la dureté comparable, mais l'évolution de la microstructure correspondante n'a pas été prouvée.

II.4 Caractérisation de l’influence du stockage sur le comportement mécanique de l’alliage SAC305 à l’échelle massive

Dans la partie précédente, il a été démontré que le maintien en température provoquait une modification de la microstructure (grossissement de grain) associée à une chute de la dureté. Même si la dureté peut être reliée indirectement à la limite d’élasticité, il est essentiel d’évaluer l’influence du maintien en température sur le comportement mécanique de l’alliage SAC305 via des essais classiques, tels que les essais de traction.

Etant donné que la dureté se stabilise après une durée de stockage donnée, dépendante de la température, seuls deux états de vieillissement ont été analysés : l’état initial et un état vieilli correspondant à cette stabilisation. Dans notre cas, l’état vieilli a été choisi comme étant un vieillissement de 500h à 125°C. Le comportement mécanique a été caractérisé dans l’état initial et dans l’état vieilli à l’aide d’essais mécaniques de traction-compression. Pour ces essais, les conditions d’essais ont été définies de manière à prendre en compte le comportement élastoviscoplastique de l’alliage SAC305.

Le choix des essais réalisés s’est tout d’abord porté sur les plus classiques pour la caractérisation d’un matériau homogène et isotrope : les essais de traction monotones. Ces essais ont été réalisés à température ambiante sur des éprouvettes massives d’alliage SAC305. Puis, afin d’évaluer l’influence du stockage en température sur le comportement cyclique de l’alliage SAC305, des essais de traction-compression cycliques ont également été réalisés à température ambiante sur des éprouvettes massives.

II.4.1 Protocole expérimental

II.4.1.1 Fabrication des éprouvettes

Comme pour les échantillons destinés aux essais de dureté, la fabrication des éprouvettes de traction est une étape cruciale afin de réaliser les essais dans des conditions optimales. Dans un premier temps, l’obtention d’éprouvette par procédé de moulage a été étudiée. Une

éprouvette a été réalisée grâce à un moule au sable sous pression atmosphérique Les dimensions de l'éprouvette pour cet essai sont précisées sur la Figure II-19.

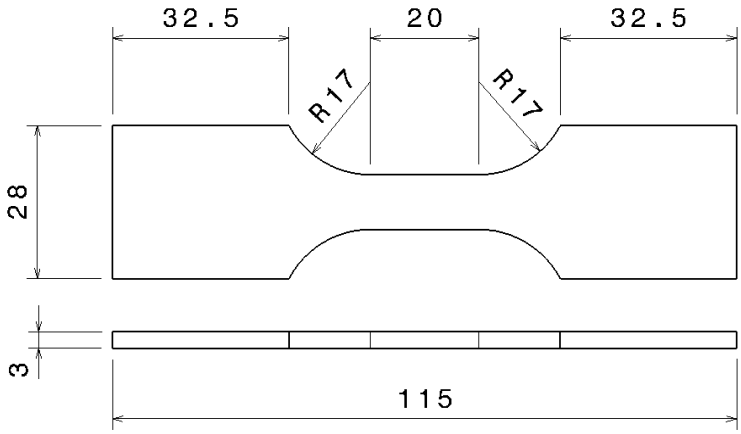


Figure II-19 : Géométrie et dimensions de l'éprouvette utilisée pour le test de moulage

L'éprouvette ainsi obtenue a été complètement découpée et observée par microscopie optique en lumière polarisée à de nombreux endroits. La Figure II-20 présente une section de l'éprouvette dans la zone utile observée en lumière polarisée. Sur cette figure, on voit que les grains sont très gros (de l'ordre de 1mm), avec parfois deux à trois grains seulement dans l'épaisseur. De plus, on peut constater que la taille de grain est nettement plus petite sur les bords qu'au centre de l'éprouvette.



Figure II-20 : Section de l'éprouvette dans la zone utile observée en lumière polarisée

Cette hétérogénéité de microstructure, visible dans la zone utile, est encore plus marquée lorsque l'on considère l'ensemble de l'éprouvette. Sur une des extrémités, seuls deux grains sont présents pour une section de 3mm x 28mm. A l'inverse, sur l'autre extrémité, la taille moyenne de grain est environ mille fois plus faible. Cette microstructure hétérogène induit un risque fort de gradient de propriétés mécaniques dans l'éprouvette. Cette dernière ne peut donc pas être utilisée pour analyser le comportement mécanique de l'alliage.

A cette difficulté d'obtention d'une microstructure représentative et homogène, s'ajoutent deux autres problèmes liés à la maîtrise de la technique de moulage. Tout d'abord, sur la Figure II-20, les bords de l'éprouvette sont très irréguliers à cause du retrait de la matière lors de la solidification. Afin d'obtenir une éprouvette de forme maîtrisée et régulière, le polissage de la surface de l'éprouvette après moulage, principalement sur la zone utile, est nécessaire. De

plus, des retassures se rencontrent aussi au cœur de l'éprouvette, où certaines situées dans la zone utile mesurent plus de 100µm. Ces défauts internes de grandes dimensions diminuent l'homogénéité du matériau.

Après analyses, il s'avère que cet essai de moulage a mis en avant de nombreux défauts et hétérogénéités dans l'éprouvette fabriquée. L'utilisation de cette méthode pour fabriquer des éprouvettes de traction n'est pas réaliste sans un développement conséquent. C'est pourquoi une deuxième solution d'obtention de l'éprouvette a été envisagée : la découpe au jet d'eau haute pression (2000 bars).

Pour la solution de découpe au jet d'eau haute pression, les barreaux utilisés ont été les mêmes que ceux utilisés pour les essais de dureté de la partie précédente. Ce choix présente deux avantages. Tout d'abord, il a déjà été démontré que la microstructure est suffisamment fine pour être homogène dans la section utile. En second lieu, l'impact du vieillissement thermique sur la microstructure de ces barreaux a déjà été déterminé.

Pour cette méthode, une des précautions à prendre lors la découpe des éprouvettes consiste à limiter tout échauffement. Bien que l'utilisation d'un jet d'eau haute pression limite ce risque, une vérification a été effectuée. L'observation de la microstructure sur les bords découpés de l'éprouvette a montré que l'impact du procédé de découpe au jet d'eau était négligeable. C'est donc ce procédé qui a été retenu pour la fabrication de l'ensemble des éprouvettes de traction.

II.4.1.2 Réalisation des essais de traction monotones et cycliques

L'objectif des essais de traction monotones et cycliques est la comparaison du comportement mécanique avant et après vieillissement. La seule condition de vieillissement qui a été choisie correspond au palier de stabilisation déterminé dans la partie précédente, c'est-à-dire 500h à 125°C. Cette condition sera désignée par « condition vieillie ».

Les dimensions des éprouvettes pour ces essais sont présentées sur la Figure II-21. Les dimensions des éprouvettes permettent la traction mais aussi la compression sans flambage avec un rapport de hauteur sur largeur de la zone utile égal à 2. Le volume de la zone utile est de 10mm x 10mm x 20mm et cette zone peut être considérée comme un volume élémentaire représentatif du matériau.

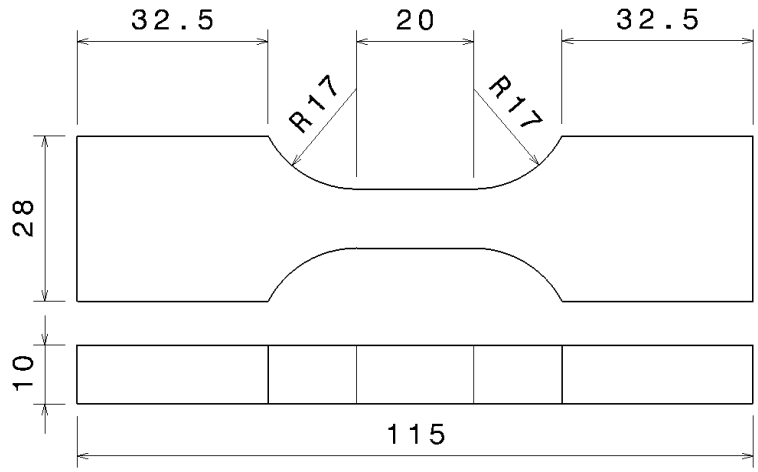


Figure II-21 : Géométrie et dimensions des éprouvettes utilisées pour les essais de traction monotones et cycliques

Pour les essais de traction monotones et cycliques, tous les tests ont été réalisés à température ambiante sur une machine de traction hydraulique 100kN Instron avec une cellule d'effort de 100kN. Le contrôle de déformation a été réalisé grâce à un extensomètre à couteaux.

La réalisation des essais s'est déroulée en plusieurs étapes. D'abord, des essais monotones ont été réalisés pour déterminer l'influence de la vitesse de sollicitation, la reproductibilité de l'essai entre éprouvettes et les caractéristiques de relaxation. Puis, les essais cycliques ont été menés pour analyser l'évolution du comportement mécanique du matériau soumis à des sollicitations mécaniques cycliques.

Pour les essais monotones, comme cycliques, les gammes de déformation ont été définies de manière à caractériser l'élasticité et la plasticité. Les vitesses de déformation ont été déterminées dans la gamme de la machine d'essais avec une plage de variation suffisante pour évaluer le caractère visqueux du comportement (Tableau II-3). Dans certaines conditions d'essais, un temps de maintien a été ajouté afin d'étudier la relaxation des contraintes dans l'alliage.

La Figure II-22 présente un schéma de principe du contrôle de la déformation pour les essais monotones. La déformation augmente de manière linéaire jusqu'à sa valeur de consigne, puis est stabilisée pendant une heure. La Figure II-23 schématise le contrôle des essais cycliques. Dans la Figure II-23b, aucun temps de maintien n'est appliqué, contrairement à la Figure II-23a. Les vitesses et amplitudes de déformation, ainsi que les durées de temps de maintien, sont spécifiées dans le Tableau II-3.

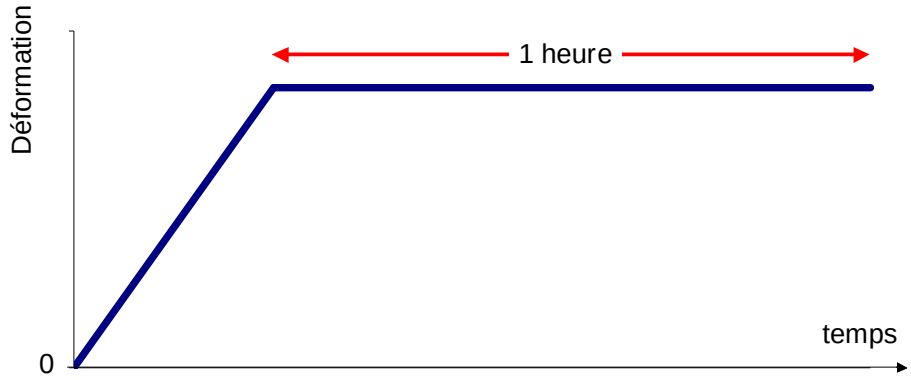


Figure II-22 : Schéma de principe du profil d'asservissement en déformation pour les essais monotones

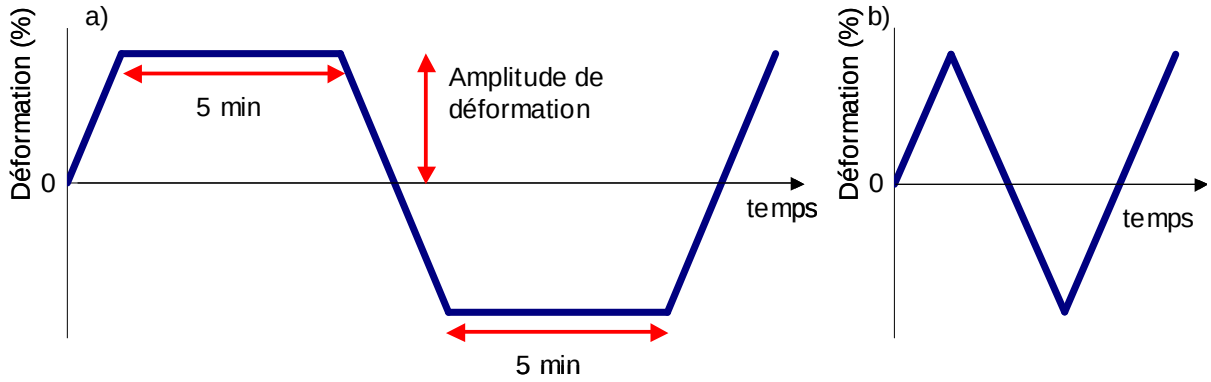


Figure II-23 : Schéma de principe du profil de contrôle en déformation pour les essais cycliques : a) avec temps de maintien ; b) sans temps de maintien

Essais monotones	Vitesse de déformation (s^{-1})	2.10^{-3}	2.10^{-4}	2.10^{-5}
	Déformation maximale	De 0,2% à 2%		
	Temps de maintien	1 heure		
Essais cycliques	Vitesse de déformation (s^{-1})	2.10^{-3}	2.10^{-4}	
	Amplitude de déformation	0,2%	0,6%	1%
	Temps de maintien	0 ou 5 minutes		

Tableau II-3 : Paramètres utilisés pour la réalisation des essais de traction

II.4.2 Résultats des essais de traction monotone

Pour évaluer la reproductibilité de l'essai, les essais aux vitesses de déformation de 2.10^{-3} s^{-1} et 2.10^{-4} s^{-1} réalisés pour l'alliage avant et après vieillissement ont été répétés au moins trois fois par condition. Les résultats sont visibles sur la Figure II-24. Sur cette figure, il est possible de voir que, pour chacune des quatre conditions, la dispersion entre essais est très faible, ce qui confirme que les éprouvettes peuvent être considérées comme équivalentes entre elles.

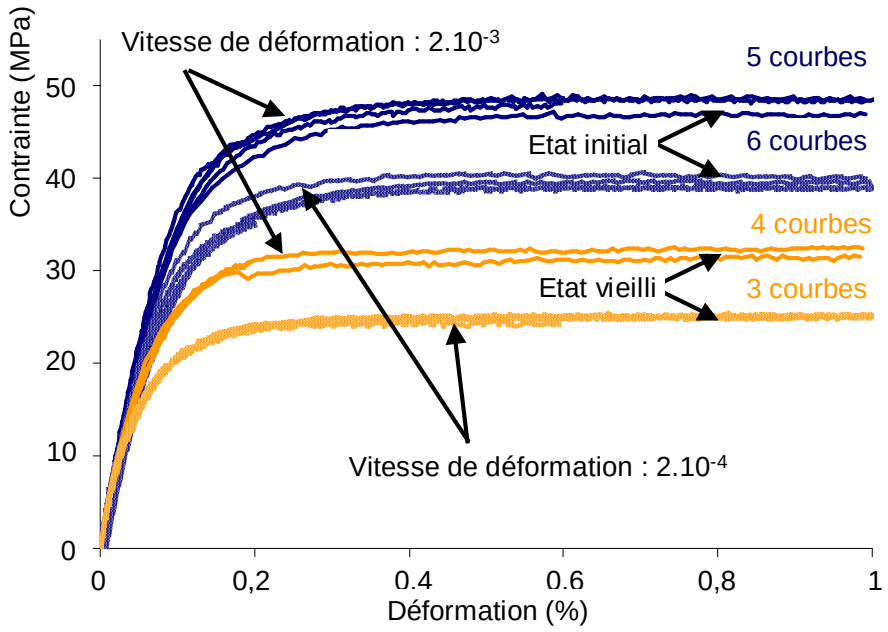


Figure II-24 : Courbes contrainte-déformation obtenues pour des essais de traction monotones à deux vitesses de déformation ($2.10^{-3}s^{-1}$ et $2.10^{-4}s^{-1}$) et deux conditions de stockage en température (état initial et 500h à 125°C)

Concernant la partie plastique du comportement, sur la Figure II-24, il est possible de constater que la contrainte sature rapidement (avant 0,4% de déformation) et se stabilise. Le niveau de saturation dépend à la fois de la vitesse de déformation et de la condition de stockage du matériau. L'impact de ces deux variables est observable sur la Figure II-25 pour les deux états du matériau, ainsi que pour les trois vitesses de déformation ($2.10^{-3}s^{-1}$, $2.10^{-4}s^{-1}$ et $2.10^{-5}s^{-1}$). Sur cette figure, l'effet de la vitesse de déformation est de l'ordre de 20% par décade quelle que soit la condition de stockage.

L'effet du vieillissement peut se lire aussi sur la Figure II-25. Sur cette figure, un maintien à 125°C pendant 500h se traduit par une chute de près de 35% de la contrainte maximale mesurée en traction monotone. Cette observation est valable pour les trois vitesses de déformation étudiées.

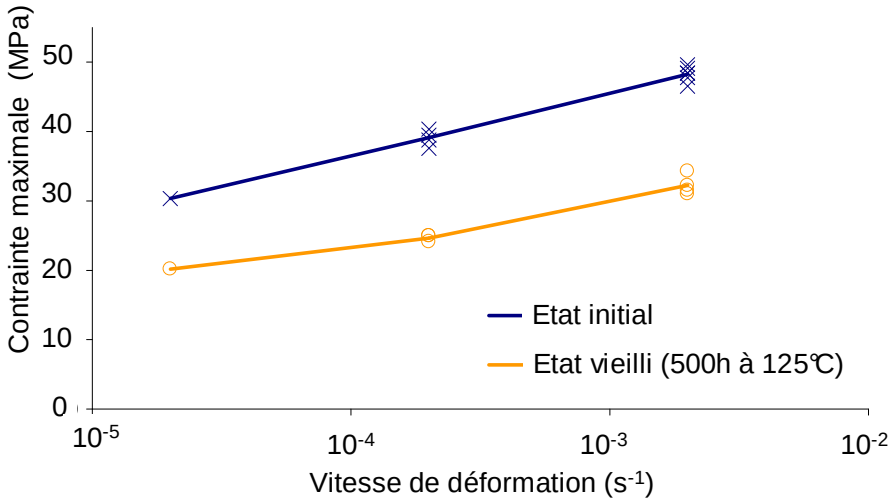


Figure II-25 : Influence de la vitesse de déformation et de la condition de stockage (condition initiale ou 500h à 125°C) sur la contrainte maximale observée en essais de traction monotone

La Figure II-26 présente un exemple de relaxation de la contrainte durant un temps de maintien. La contrainte chute brutalement au début du temps de maintien. Très rapidement la vitesse de décroissance de la contrainte diminue jusqu'à devenir presque nulle. La contrainte se stabilise ici après environ une heure à partir du début du temps de maintien. Dans le cas présenté sur la Figure II-26, la contrainte relaxée est de l'ordre de 2/3 de la contrainte maximale.

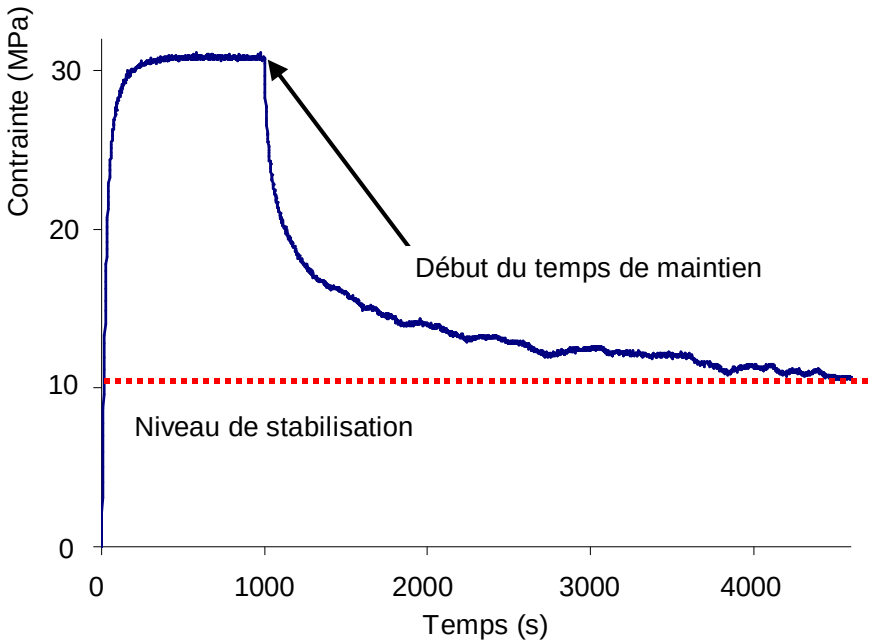


Figure II-26 : Evolution de la contrainte au cours du temps pendant un essai de traction monotone avec temps de maintien d'une heure. Conditions : Etat initial – Vitesse de déformation de $2.10^{-5}s^{-1}$ – Amplitude de déformation 2%

De plus, les résultats des essais de traction monotones avec temps de maintien ont montré que la contrainte résiduelle après relaxation ne dépendait pas de la vitesse de sollicitation mais uniquement de l'état du matériau. Pour les éprouvettes dans l'état initial, la contrainte se

stabilise autour de 10MPa après une heure de relaxation, alors que pour les éprouvettes vieillies, la contrainte se stabilise autour de 5MPa pour une même durée de relaxation, soit une diminution de 50% de cette valeur. Cette observation constitue donc le deuxième impact du vieillissement sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305.

Pour pouvoir analyser plus en détail le comportement en relaxation, une normalisation a été nécessaire. Les courbes de relaxation sous la forme contrainte en fonction du temps dépendent de la contrainte maximale observée lors de l'essai de traction et de la contrainte résiduelle après relaxation, comme on peut le voir sur la Figure II-27a. La première valeur dépend de la vitesse de déformation ainsi que de l'état du matériau. La deuxième valeur dépend, elle, uniquement de l'état du matériau. Afin de comparer les comportements en relaxation obtenus dans ces différentes conditions, les courbes ont été normalisées (Figure II-27b) selon les règles suivantes : la contrainte maximale de chaque courbe a été considérée égale à 1 et la contrainte minimale a été considérée égale à 0. La Figure II-27b montre les courbes de relaxation après cette normalisation.

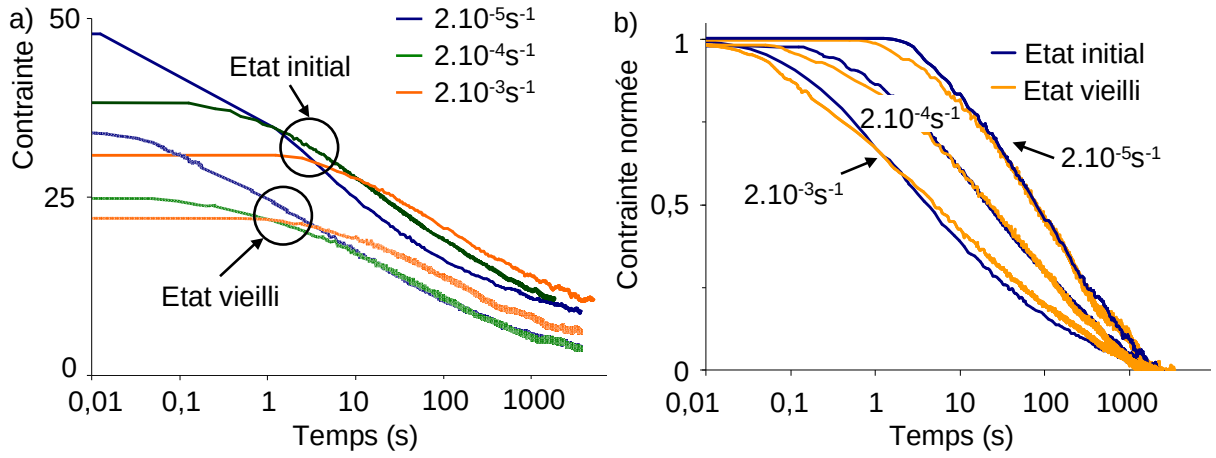


Figure II-27 : Relaxation des contraintes pendant le temps de maintien en fonction de la vitesse de déformation et du vieillissement – a) courbes avant normalisation ; b) courbes après normalisation

Les résultats de la Figure II-27 mettent en avant le fait que le comportement en relaxation est identique pour les deux états de vieillissement et ne dépend que de la vitesse de sollicitation. Partant de cette observation, la Figure II-28 représente le temps pour atteindre respectivement 50% et 90% de la relaxation des contraintes en fonction de la vitesse de déformation. Dans cette phase, plus de 90% de la relaxation des contraintes est réalisée avant 30 minutes, pour l'ensemble des essais. On peut aussi remarquer que la relaxation des contraintes est plus rapide quand la vitesse de déformation augmente.

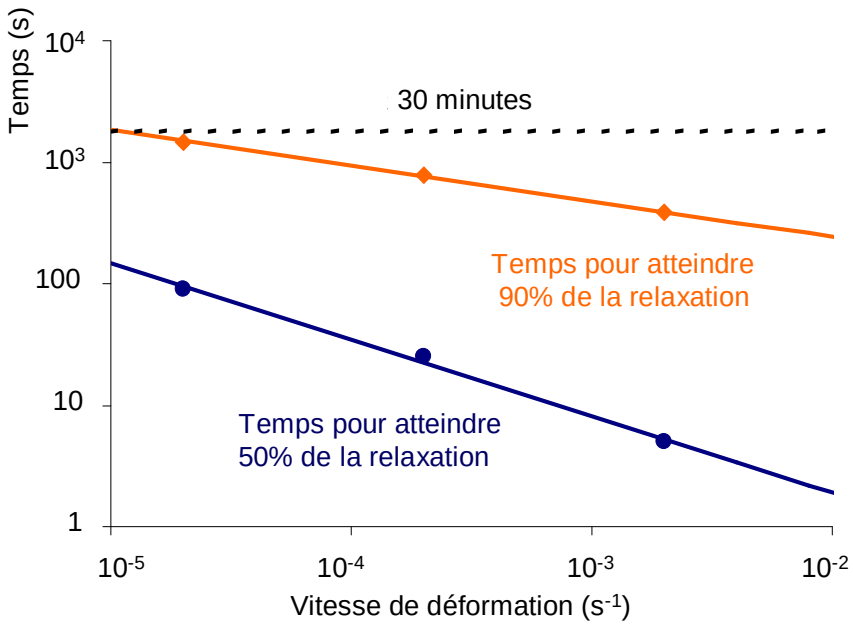


Figure II-28 : Temps nécessaire pour atteindre respectivement 50% ou 90% de la relaxation des contraintes en fonction de la vitesse de déformation pendant les essais de traction monotones – résultats semblables pour état initial et état vieilli.

II.4.3 Résultats des essais de traction-compression cyclique

Les essais de traction-compression cycliques sollicitent les éprouvettes en traction et compression de manière alternative. Dans notre étude, de nombreuses conditions d'essais ont été réalisées afin d'étudier l'influence de plusieurs paramètres : la vitesse de déformation, l'amplitude de déformation, le temps de maintien et l'état du matériau (initial ou vieilli pendant 500h à 125°C).

La Figure I-27 présente trois courbes d'hystérésis correspondant au $10^{ième}$ cycle pour différentes conditions d'essais pour le matériau à l'état initial. Les courbes réalisées à une vitesse de déformation de 0,2%.s^{-1} montrent que, comme pour les essais monotones, la contrainte se stabilise à son maximum très rapidement, même pour les courbes obtenues à 0,2% d'amplitude de déformation. C'est cette valeur maximale de contrainte qui sera ensuite comparée.

La Figure I-27 permet d'établir une comparaison entre des essais à différentes vitesses. Comme pour les essais monotones, on relève un écart d'environ 20% entre la contrainte maximale pour les essais à une vitesse de déformation de 0,2%.s^{-1} et ceux à 0,02%.s^{-1}.

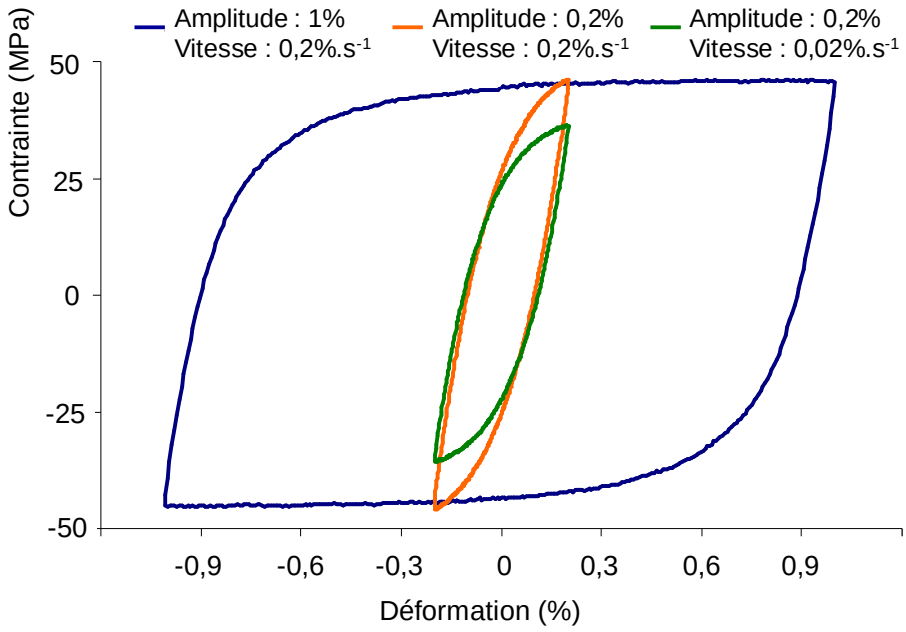


Figure II-29 : Boucles d'hystérésis correspondant au 10ième cycle – éprouvettes à l'état initial

La Figure II-30 permet d'évaluer l'impact du temps de maintien sur la réponse du matériau aux essais cycliques. Dans notre cas, un temps de maintien de 5 minutes a été appliqué aux valeurs minimales et maximales de déformation. Sur la figure, la courbe avec temps de maintien se distingue uniquement par des portions verticales à 1% et –1% de déformation, qui correspondent à la relaxation des contraintes. La valeur de contrainte maximale est presque identique avec ou sans temps de maintien, ce qui se vérifie sur l'ensemble des essais.

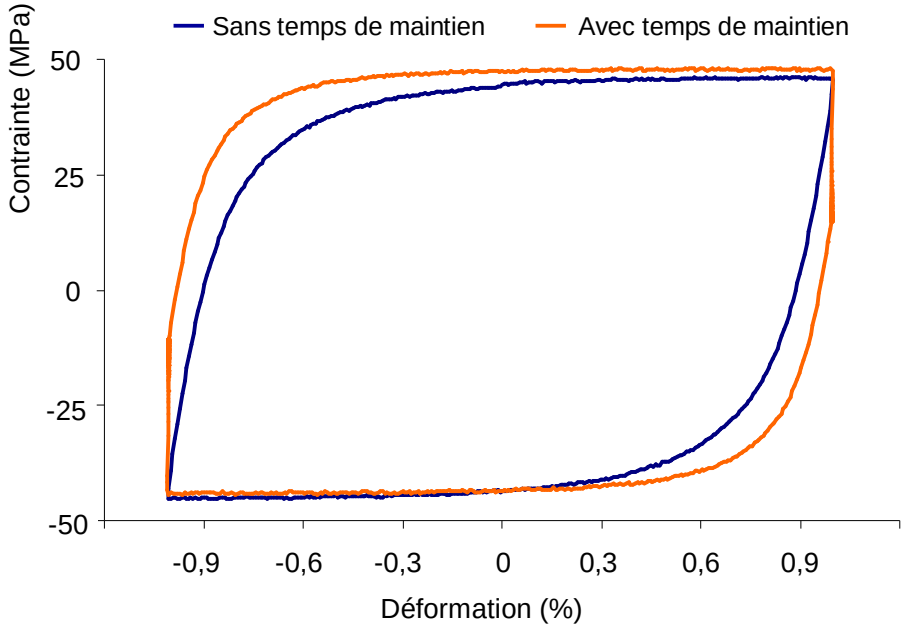


Figure II-30 : Boucles d'hystérésis correspondant au 10ième cycle – éprouvettes à l'état initial, vitesse de déformation 0,2%.s-1

La Figure II-31 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte pour quatre différentes conditions d'essais durant 200 cycles, dépendant de l'état du matériau et de la présence ou non d'un temps de maintien durant les cycles. Ces courbes montrent une phase d'adoucissement cyclique qui entre dans un régime stabilisé après moins d'une centaine de cycles. Après 200 cycles, l'adoucissement cyclique a conduit à une chute de l'amplitude de contrainte de 20% par rapport au premier cycle. Cette observation indique que le comportement cyclique de l'alliage SAC305 ne peut pas être obtenu directement à partir d'essais monotones.

De plus, la Figure II-31 met en avant l'impact du vieillissement thermique sur le comportement cyclique du SAC305. L'écart dans l'amplitude de contrainte au 200^{ième} cycle est de l'ordre de 35%, ce qui est comparable à ce qui a été obtenu lors des essais monotones.

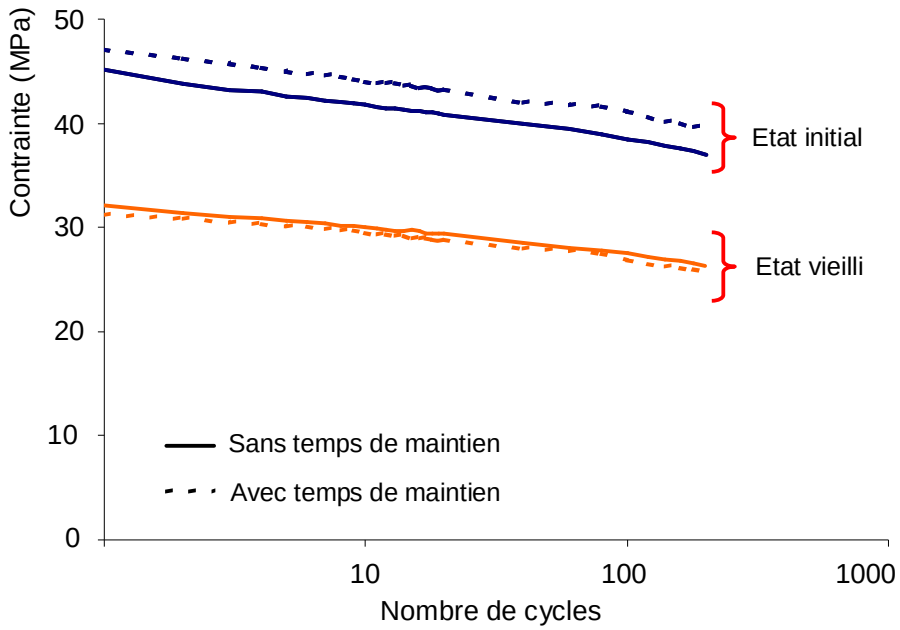


Figure II-31 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique pour les essais de traction cycliques en fonction du nombre de cycles, de la condition de l'état du matériau et du temps de maintien.

II.4.4 Synthèse

L'impact du stockage à température constante sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 a été caractérisé au moyen d'essais de traction monotones et cycliques.

Ces essais ont permis de confirmer le caractère élastoviscoplastique du comportement de l'alliage SAC305 à température ambiante. Ce comportement a été caractérisé via des essais de traction effectués à différentes vitesses de sollicitation et des essais de relaxation effectués ensuite. L'effet de la vitesse de déformation est notable : l'augmentation d'une décade en vitesse de déformation entraîne une augmentation d'environ 20% de la contrainte maximale.

- **En ce qui concerne le phénomène de relaxation, pour les niveaux de déformation considérés, la contrainte est relaxée à 90% en moins de 30 minutes.**
- **En ce qui concerne l'influence du vieillissement, les résultats montrent un impact fort de celui-ci qui se caractérise par la diminution de la contrainte maximale en traction de 35% et de la contrainte résiduelle après relaxation de 50%.**

II.5 Comportement mécanique du SAC305 à l'échelle du joint brasé

Dans les assemblages électroniques, l'échelle des joints brasés est très différente de celle des éprouvettes massives, et comme le montre la Figure II-32, les microstructures des billes de brasure et du matériau massif sont différentes.

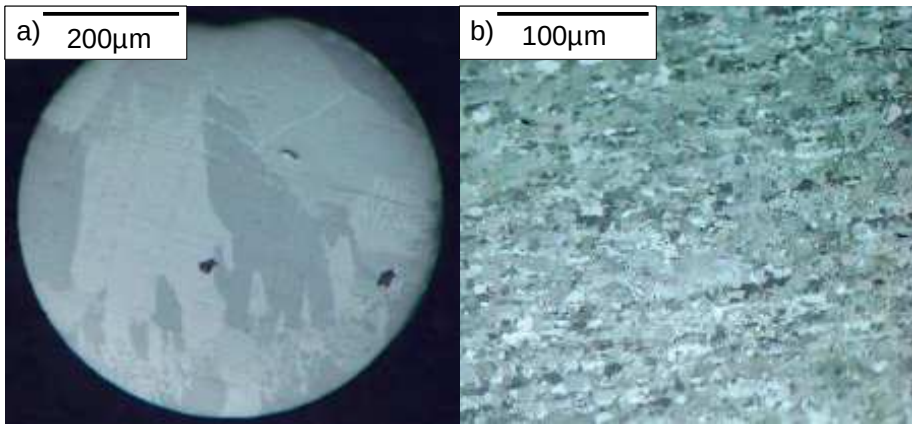


Figure II-32 : Observation en lumière polarisée de la taille des grains – a) bille d'alliage SAC305 ; b) barreau d'alliage SAC305

Parmi ces différences de microstructures, deux éléments majeurs sont différents entre les éprouvettes massives et les joints brasés de BGA assemblés. D'abord, dans les billes de brasure, la taille moyenne des grains, estimée sous lumière polarisée, est 10 fois plus grande que celle mesurée dans les éprouvettes massives [40], [59]. Deuxièmement, le rapport entre la taille des éprouvettes et la taille des grains va de 1000 pour les éprouvettes massives à moins de 10 pour les joints brasés : les joints brasés ne peuvent alors pas être considérés comme des volumes élémentaires représentatifs du matériau. Il est donc possible que le comportement d'une bille donnée soit différent de celui d'une autre bille et également d'une éprouvette massive du même alliage contenant des milliers de grains beaucoup plus petits. La question ici est d'analyser l'impact du stockage à température constante sur le comportement à l'échelle d'une bille de brasure, en vue de confirmer les observations sur éprouvettes massives, malgré ces différences.

La réalisation d'essais à des échelles aussi petites (billes de quelques centaines de micromètres de diamètre) est particulièrement délicate, notamment en ce qui concerne le choix

de l'éprouvette. La réalisation d'éprouvettes massives dans la partie précédente a mis en avant de nombreux problèmes. Ici, l'obtention d'éprouvettes à une échelle inférieure au millimètre renforce les difficultés.

Dans notre étude, la solution retenue a consisté à réaliser des essais de compression sur bille d'alliage de diamètre et de microstructure comparables à ce que l'on peut observer dans les joints brasés. Ces essais de compression sont généralement utilisés sur des cylindres de diamètre de 5 cm et plus, ce qui est 100 fois plus gros que les échantillons visés. De plus, la forme sphérique des billes a soulevé des problèmes pratiques lors de la réalisation des essais. Une étape de mise au point et de validation de la méthodologie de compression sur billes d'alliage de diamètre inférieur à 1 mm a donc été nécessaire.

Après avoir validé la méthode expérimentale, une campagne d'essais a été réalisée afin d'observer l'influence du stockage à température constante sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 à l'échelle d'un joint brasé.

II.5.1 Mise en œuvre d'un essai mécanique sur une éprouvette représentative d'un joint brasé

La caractérisation du comportement mécanique des alliages de brasure compatible avec l'échelle et la microstructure d'un joint brasé nécessite une éprouvette adaptée. Dans la littérature, trois familles d'éprouvettes peuvent être rencontrées. La première consiste à braser une fine couche d'alliage entre deux plaques de métal (généralement du cuivre) pour réaliser ensuite des essais conventionnels tels que des essais de traction ou de cisaillement. La deuxième consiste à réaliser un joint brasé simple et à le solliciter de différentes manières (cisaillement, arrachement). Enfin, la dernière est la réalisation d'éprouvettes massives avec des dimensions de la zone utile proches des dimensions d'un joint brasé.

II.5.1.1 Eprouvette de type « couche d'alliage entre deux plaques de métal »

Les éprouvettes constituées d'une couche d'alliage entre deux plaques de métal sont conçues de sorte à réaliser des tests mécaniques standards tels que les essais de traction [60-62] (Figure II-33) ou de cisaillement [61], [35], [63], [64] (Figure II-34). Généralement, le métal utilisé pour le reste de l'éprouvette est le cuivre car c'est le métal utilisé pour les pistes électroniques.

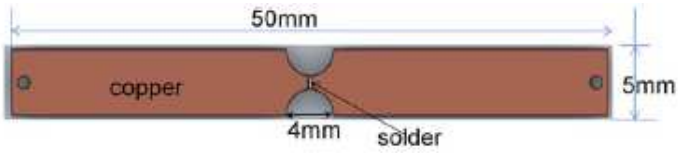


Figure II-33 : Eprouvette de traction avec une couche d'alliage SAC dans la zone utile de dimensions 1mm x 1mm x 0,3mm [60]

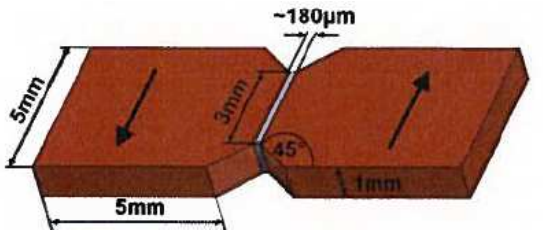


Figure II-34 : Eprouvette de cisaillement avec une couche d'alliage SAC dans la zone utile de dimensions 1mm x 3mm x 0,18mm [63]

Deux inconvénients majeurs sont rencontrés avec cette solution. Tout d'abord, les dimensions de la couche d'alliage sont généralement supérieures à celles des joints brasés réels. Pour cette raison, la représentativité de la microstructure est difficile à assurer, même en réalisant les éprouvettes de manière similaire aux joints brasés rencontrés dans les assemblages électroniques.

Deuxièmement, dans ce type de solution, il existe une interface entre les blocs de métal et la couche d'alliage. Ces éprouvettes permettent donc de caractériser le comportement mécanique d'un joint brasé réel sans différencier l'influence de l'interface et de l'alliage SAC dans ce comportement. Dans notre étude, l'objectif est d'analyser d'abord l'influence du stockage sur le comportement de l'alliage SAC305, indépendamment des interfaces, ce que ne permettent pas ces éprouvettes.

II.5.1.2 Eprouvettes de type « joint brasé »

De nombreuses études se sont basées sur des éprouvettes de type « joint brasé ». L'objectif de ces éprouvettes est d'être les plus représentatives possibles des joints brasés. Ces éprouvettes peuvent être obtenues à partir de composants réels sur lesquels seuls certains joints sont brasés (Figure II-35) ou à partir de substrats fictifs [65].

Ces éprouvettes peuvent être brasées sur les deux côtés [65-68] ou d'un seul côté [69-72]. Dans le premier cas, les essais sont généralement des essais d'arrachement ou de cisaillement sur le composant entier, en sollicitant plusieurs billes. Dans le deuxième cas, les essais sont généralement des essais d'arrachement ou de cisaillement d'une bille individuelle (Figure II-36).

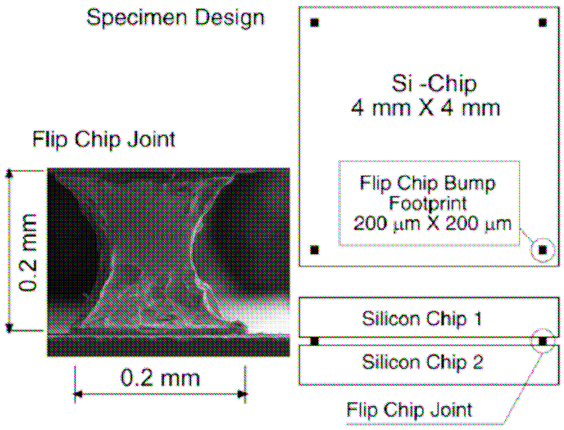


Figure II-35 : Exemple d'éprouvette de type "joint brasé" obtenue en brasant deux puces de silicium par les joints de coin uniquement [66]

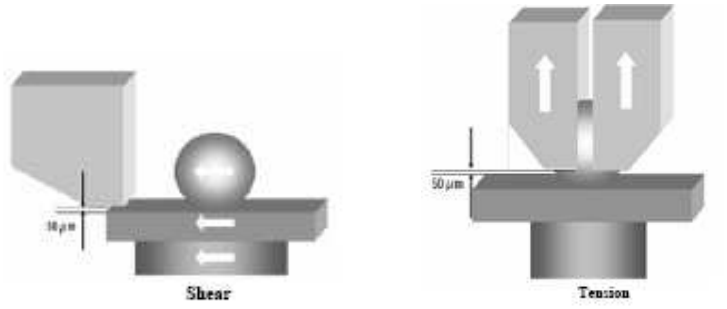


Figure II-36 : Schéma de principe des essais de cisaillement (à gauche) ou d'arrachement (à droite) d'une bille brasée [69]

Bien que cette solution permette d'avoir une éprouvette réellement représentative des joints brasés en électronique, elle partage un inconvénient avec la solution précédente. Tous les essais possibles sollicitent à la fois l'alliage et les interfaces entre l'alliage et le support. Il n'est pas possible de décorréler les effets de l'un et de l'autre.

De plus, ces essais sont des essais de type « structure » pour lesquels il n'y a pas d'homogénéité de la contrainte et de la déformation dans l'ensemble de l'éprouvette. Cet inconvénient peut être cependant contourné grâce à des simulations numériques (méthodes inverses) à condition de connaître la géométrie des joints brasés et d'en assurer la reproductibilité.

II.5.1.3 Eprouvette de traction aux dimensions fines

L'utilisation d'une éprouvette aux dimensions fines dans la zone utile (Figure II-37) peut permettre de s'affranchir de solliciter les interfaces. Cependant, comme il l'a déjà été évoqué dans la partie précédente, la fabrication d'éprouvettes massives avec une microstructure représentative de joints brasés est une activité particulièrement complexe.

De plus, dans l'exemple de la Figure II-37, la zone utile fait 10mm x 1mm x 1mm. Dans une telle éprouvette, si la microstructure est similaire à la microstructure d'un joint brasé, seuls quelques grains seront présents dans la section utile. Ceci peut induire des fortes hétérogénéités de déformations et de contraintes dans la zone utile. L'analyse de l'essai est donc complexe.

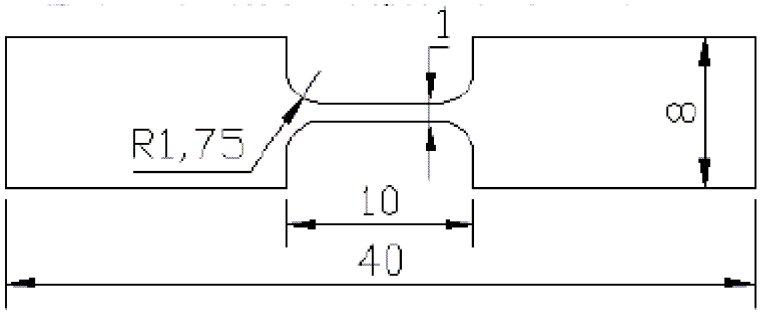


Figure II-37 : Schéma de principe d'une éprouvette de traction avec une section de 1mm x 1mm [24]

II.5.2 Développement d'une méthode de compression sur billes d'alliage de diamètre inférieur à 1mm

Deux inconvénients majeurs ont été mis en avant pour les différentes solutions proposées pour analyser le comportement mécanique des alliages SAC à l'échelle d'un joint brasé. Ces inconvénients concernent la représentativité du matériau et l'influence des interfaces dans la réponse à la sollicitation. Afin de contourner ces deux inconvénients, la solution envisagée a été de réaliser des essais de compression sur des billes d'alliage non brasées.

Une première difficulté soulevée par cette méthode concerne la mise en œuvre de l'essai. Les essais de compression sont habituellement réalisés pour tester, par exemple, des ressorts métalliques ou des éprouvettes cylindriques de béton. Les diamètres standards pour de tels essais peuvent aller de 50mm à 300mm. Dans notre cas, le diamètre d'une bille se situe autour de 500µm soit environ 100 fois moins que les éprouvettes traditionnelles. Le protocole expérimental a du être adapté en conséquence et des étapes de validation de la méthode ont été réalisées afin de vérifier la pertinence des résultats. Ce paragraphe va se concentrer sur la mise au point de la méthode.

Une deuxième difficulté soulevée concerne la représentativité de la microstructure de ces éprouvettes. Les essais de compression ont été réalisés pour cinq diamètres de bille, allant de 250 à 500µm pour l'alliage SAC305 et de 760µm pour l'alliage SAC405. L'ensemble de ces billes sont des billes commerciales obtenues par un procédé produisant un refroidissement extrêmement rapide, qui peut générer une microstructure fine, comme présenté dans le premier chapitre. L'observation des billes en lumière polarisée a permis de valider le fait que celles-ci étaient comparables en termes de nombre de grains à des joints brasés comme le montre la

Figure II-38. La solution choisie consistant à la réalisation d'essais de compressions sur billes d'alliage non brasées présente donc le double avantage d'une microstructure proche de la microstructure des joints brasés et d'une absence d'interface.

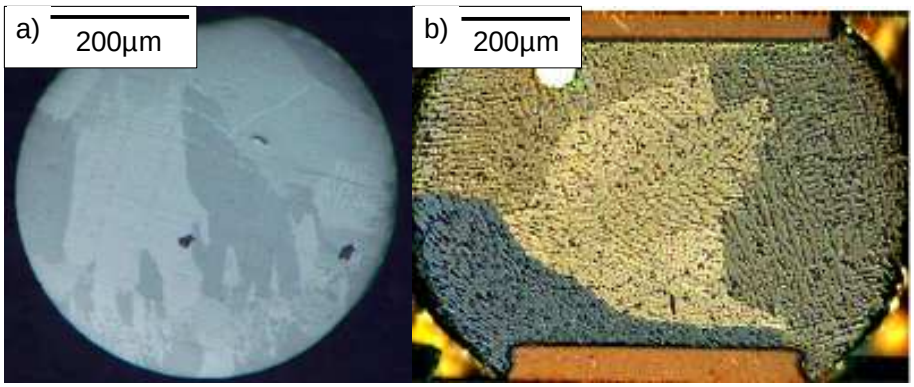


Figure II-38 : Comparaison de microstructure des billes – a) bille commerciale ; b) bille après assemblage [73]

Tous les essais de compression ont été menés à température ambiante sur une machine de traction-compression électromécanique de 100kN avec une cellule de charge de 2kN et des plateaux de compression de 50mm de diamètre. Le montage est présenté sur la Figure II-39 où l'on peut voir les plateaux de compression inférieur et supérieur. Le plateau inférieur présente un rotulage possible, qui a été bloqué dans notre cas pour éviter tout effort parasite. La Figure II-40 présente les cinq types de billes disposées sur le plateau inférieur.

De part la forme sphérique de ces éprouvettes, il est impossible de réaliser un asservissement en déformation mais seulement en déplacement. Pour la même raison, les courbes présentées seront des courbes d'effort et non pas de contrainte.

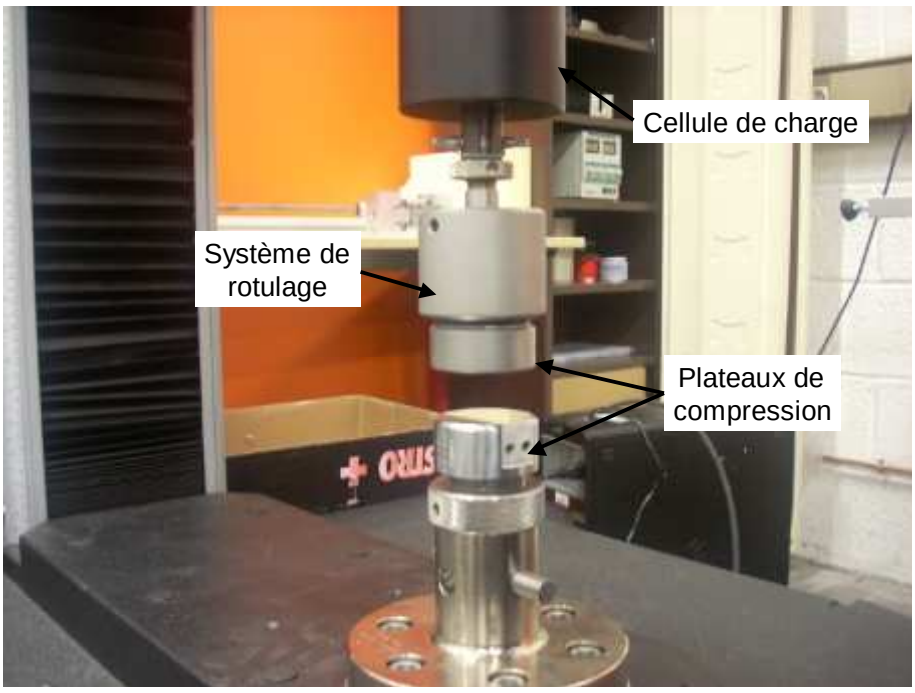


Figure II-39 : Dispositif de compression monté sur la machine électro-mécanique

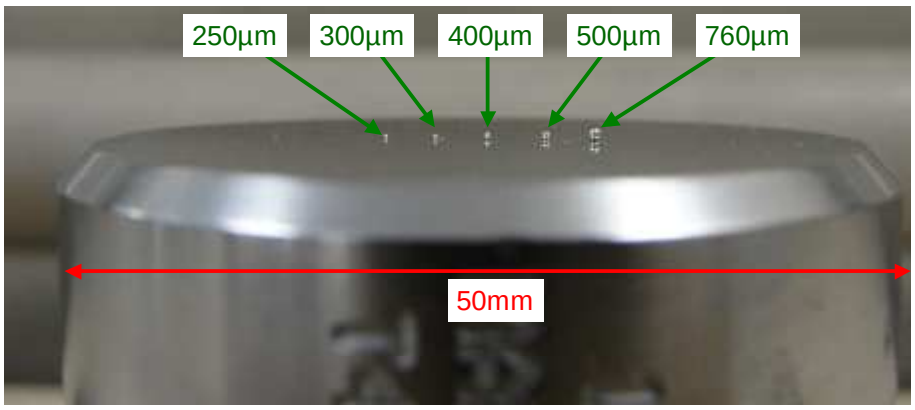


Figure II-40 : Billes d'alliage sur le plateau de compression inférieur

Plusieurs paramètres peuvent influencer la reproductibilité des essais. Ces paramètres concernent la machine et les éprouvettes en elles-mêmes. En ce qui concerne la machine, en dessous de 200N, la précision de mesure de la cellule de charge est garantie à 1N, ce qui inclut le bruit, la justesse et la répétabilité de la mesure. La précision de déplacement est de un micromètre. Afin de limiter les erreurs, l'origine des mesures a été fixée après essai, au moment où le plateau entre en contact avec la bille. Cependant, il reste un bruit expérimental de l'ordre de 0,1N ainsi qu'une incertitude possible dans la mesure.

En ce qui concerne les éprouvettes, deux facteurs principaux peuvent influencer la reproductibilité des résultats : la maîtrise de la taille et de la forme de la bille et sa microstructure. Pour la forme et la taille de la bille, le procédé de fabrication permet une confiance suffisante dans la maîtrise de ces paramètres, même si les dimensions et la sphéricité des billes n'ont pas été vérifiées. En ce qui concerne la microstructure, celle-ci est proche de

celle des joints brasés réels, ce qui implique une forte hétérogénéité de la microstructure. Cette hétérogénéité est non maîtrisable, et son impact doit être pris en compte dans les résultats.

Afin d'évaluer la dispersion des résultats, l'essai a été effectué à l'identique sur de nombreuses billes. La Figure II-41 présente les résultats des essais de compression sur 18 billes non vieillies de 500µm de diamètre testées dans conditions identiques. A partir des résultats de l'ensemble de ces essais, une courbe moyenne en force a été calculée. Sur cette figure sont représentées la courbe moyenne, les courbes maximales et minimales et les courbes représentant un écart de plus ou moins 10% par rapport aux valeurs de la courbe moyenne.

Sur cette figure, le bruit expérimental de l'ordre de 0,1N est visible et se caractérise par des oscillations sur les courbes. Cependant, malgré ce phénomène, les résultats des essais de compression de billes seules sont compris dans un intervalle de +/- 10% autour de la valeur moyenne pour une série de 18 essais réalisés dans les mêmes conditions sur des billes différentes. Ces résultats mettent en avant une très bonne reproductibilité des essais malgré les variables citées précédemment. Compte tenu de la reproductibilité des essais, seule la valeur moyenne des essais réalisés dans ces conditions sera représentée dans la suite de ce paragraphe.

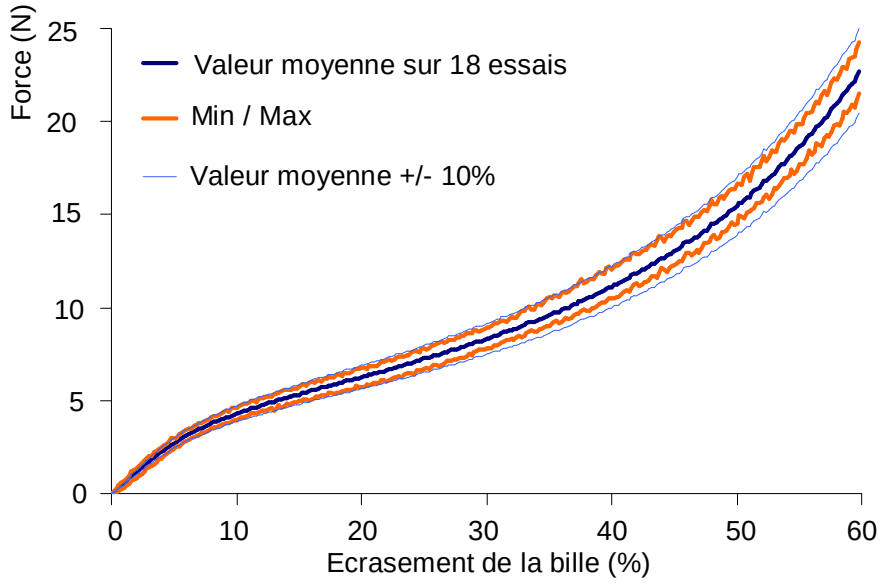


Figure II-41 : Comparaison des essais de compression effectués sur 18 billes de 500µm à 10µm/s – état initial

Après avoir validé la reproductibilité des essais, l'influence de la taille de la bille a été analysée. Afin de comparer les résultats, ils ont été normalisés (Figure II-42). La force de compression a été divisée par la surface projetée de la bille ($\pi.r^2$) et le déplacement du plateau de compression a été divisé par le diamètre de la bille afin de comparer les écrasements.

Avec cette normalisation, les courbes moyennes correspondant à l'ensemble des diamètres semblent superposées. Aucune différence notable entre les différents diamètres ne peut être détectée, ce qui signifie que le comportement de compression est le même pour tous les diamètres testés. De plus, il est important de noter que les billes de 760µm sont en SAC405, et

que, malgré cela, les résultats ne sont pas différenciables. Ceci peut s'expliquer par le fait que la composition de l'alliage reste proche de celle du SAC305 et que des études montrent que le comportement mécanique de ces deux compositions est similaire [74].

Les valeurs d'effort pout un écrasement de 40% avant et après normalisation sont réunies dans le Tableau II-4. Il est important de noter que pour les billes de 250µm de diamètre, le bruit représente environ 3% de la valeur maximale. Malgré cela, les résultats sont très reproductibles, même dans la première partie des courbes présentée par la Figure II-42b. Dans la suite, seuls les résultats réalisés sur des billes de 500µm seront présentés.

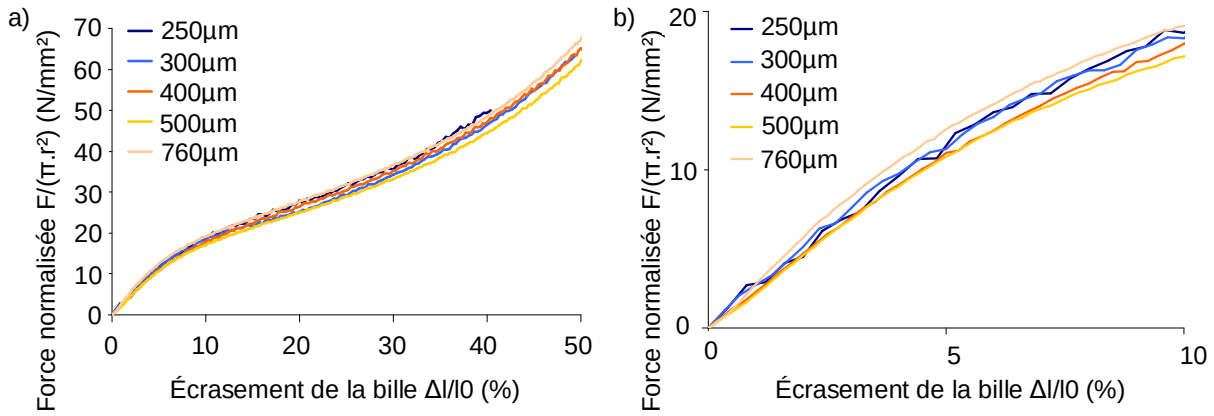


Figure II-42 : Comparaison d'essais de compression effectués sur des billes de taille variable – état T0, vitesse de déplacement 10µm/s : a) courbes jusque 50% d'écrasement ; b) courbes jusque 10% d'écrasement

d (µm)	Effort à 40% d'écrasement (N)	Effort normalisé à 40% d'écrasement (N/mm²)
250	3,09	49,5
300	4,19	46,5
400	7,55	47,2
500	11,1	44,4
760	28,0	48,4

Tableau II-4 : Variation de l'effort de compression normalisé pour 40% d'écrasement de la bille en fonction du diamètre de la bille

La Figure II-43 présente les résultats des essais de compression pour des billes de 500µm, avant vieillissement, pour deux vitesses de déplacement différentes. Pour chaque vitesse, les courbes moyenne, minimale et maximale sont représentées. L'analyse de l'influence de la vitesse de déplacement révèle que la force de compression pour 1µm/s est environ 15% moindre que la force à 10µm/s sur l'ensemble de la courbe. La courbe minimale obtenue à une vitesse de 10µm/s ne coupe pas la courbe maximale obtenue à une vitesse de 1µm/s, ce qui prouve que l'écart entre les deux vitesses n'est pas inclus dans la dispersion de l'essai. Cette différence entre les deux vitesses s'explique par le comportement viscoplastique de l'alliage et est cohérente avec les essais de traction présentés dans la partie précédente.

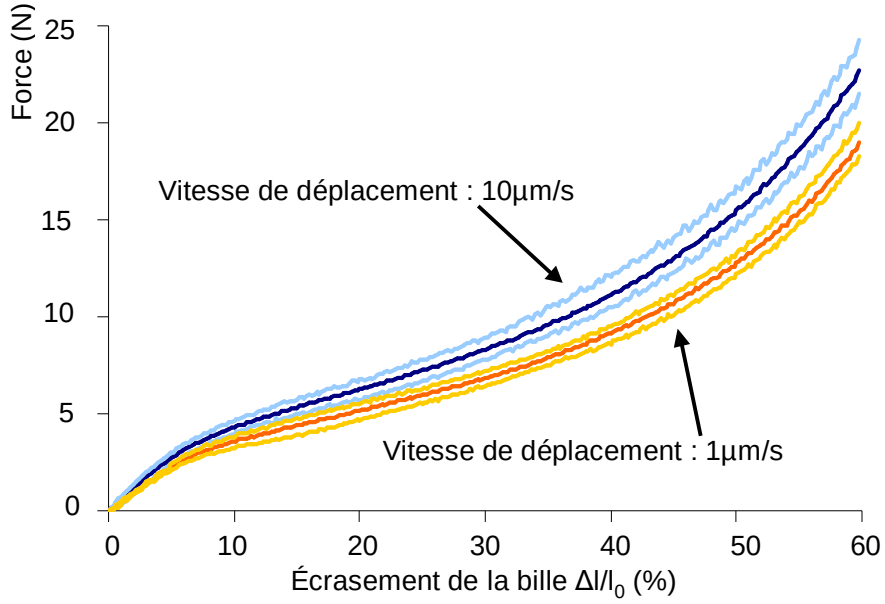


Figure II-43 : Impact de la vitesse de déplacement sur des essais de compression de billes de 500µm, courbes moyennes et min/max obtenues sur des séries d'au moins 5 essais.

II.5.3 Essais de compression sur billes d'alliages SAC305 représentatives de joints brasés

Après avoir validé la méthode de compression sur bille d'alliage de diamètre inférieur à 1mm, une campagne d'essais a été réalisée afin de déterminer l'influence du stockage sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 à l'échelle d'un joint brasé.

La Figure II-44 présente les résultats des essais de compression pour des billes de 500µm, à une vitesse de 10µm/s pour différents niveaux de vieillissement. Sur cette figure, seules les courbes moyennes sont représentées dans un souci de clarté. Selon cette figure, après 100h de vieillissement à 125°C, une diminution de l'effort de compression moyen entre les courbes avant et après vieillissement est déjà notable, quel que soit niveau d'écrasement. Cette diminution s'accentue pour 500h de vieillissement, puis aucune différence n'est notable au-delà de 500h de vieillissement.

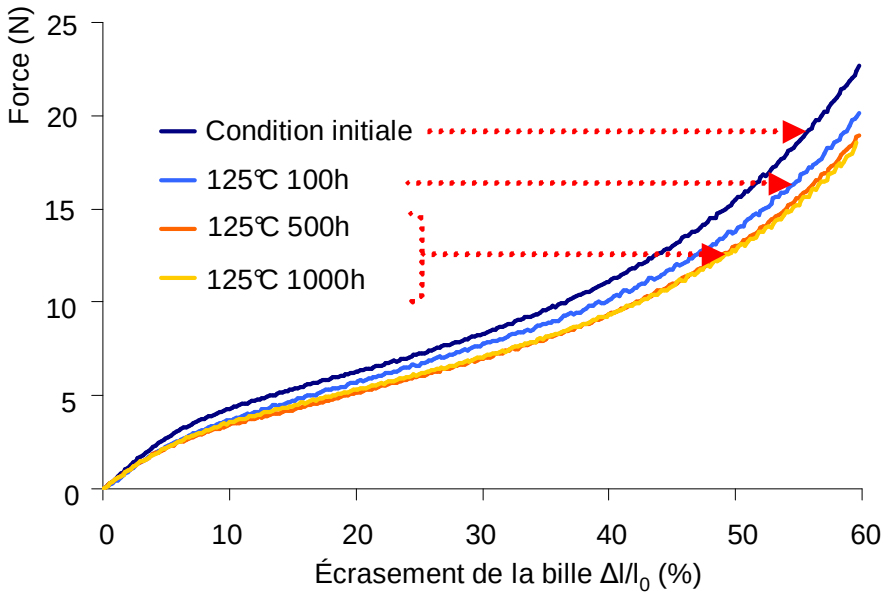


Figure II-44 : Impact de la condition de stockage sur des essais de compression de billes de 500µm, courbes moyennes obtenues sur des séries d'au moins 5 essais.

L'impact du vieillissement thermique sur l'alliage à l'échelle d'une bille de brasure se caractérise par une diminution de la force de compression moyenne de l'ordre de 20% quel que soit le niveau d'écrasement. Cette diminution est atteinte pour un vieillissement de 500h à 125°C et ne se poursuit pas au-delà de ce temps de stockage. Ces résultats sont comparables avec la diminution de la contrainte maximale de 35% observée grâce aux essais de traction sur alliage massif.

La Figure II-45 présente les essais de compression pour des billes de 500µm de diamètre, à une vitesse de 10µm/s, pour des billes non vieillies et vieillies. Cette représentation permet d'observer le comportement de l'alliage pendant le temps de maintien ainsi que l'impact du vieillissement sur le comportement en relaxation. Lors de la phase de relaxation, environ 50% des contraintes sont relaxées en moins de 60 secondes. A partir de 60 secondes, la relaxation semble se stabiliser. L'écart relatif pour la force de compression entre les billes vieillies et non vieillies se conserve sur toute la durée de la relaxation (environ 20%). Des essais à écrasement plus faible mettent en évidence les mêmes temps caractéristiques et les mêmes écarts entre billes vieillies ou non.

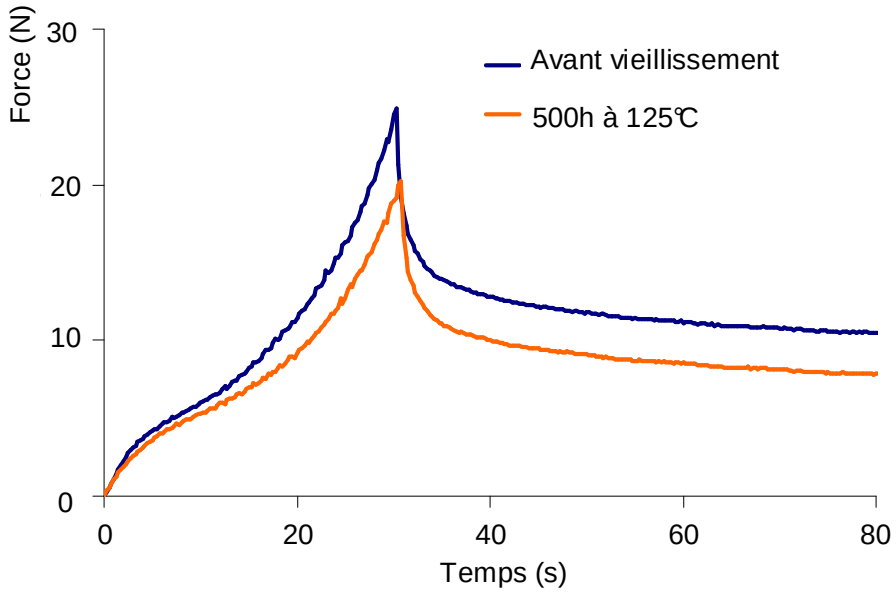


Figure II-45 : Impact de la condition de stockage sur des essais de compression de billes de 500µm avec phase de relaxation, courbes moyennes obtenues sur des séries d'au moins 5 essais.

II.5.4 Synthèse

L'étude de l'influence du stockage sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 nécessite une méthodologie adaptée. Après validation d'une méthode de compression sur billes à cette échelle, les essais ont révélé une diminution de 20% de la force de compression quel que soit l'écrasement après un stockage de 500h à 125°C. Cet impact semble se stabiliser au-delà de cette durée de stockage.

II.6 Modélisation numérique du comportement de l’alliage SAC305

Les assemblages électroniques sont couramment modélisés afin de simuler les contraintes subies par ceux-ci. Ces calculs, qui s’appuient sur des modèles numériques, peuvent être réalisés pour améliorer la compréhension des défaillances rencontrées ou encore pour optimiser la conception de la carte et améliorer ainsi la tenue des assemblages électroniques en milieu opérationnel.

Un modèle numérique représente de manière simplifiée un problème défini. Pour les calculs de structures, trois éléments sont essentiels :

- la géométrie du modèle,
- la sollicitation et les conditions aux limites,
- la modélisation du comportement des matériaux.

Ces éléments doivent être représentés de manière adaptée aux besoins, par le biais d’un compromis entre la représentation la plus fidèle possible de la réalité et le temps de calcul d’une simulation. Par exemple, une modélisation fidèle mais simplifiée peut permettre de simuler un grand nombre de cas, conduisant à une meilleure compréhension de l’impact des différents paramètres. A l’inverse, une modélisation complexe, intégrant de nombreux détails (géométrie très fidèle, modèles de comportement complexes, chargement réel), peut améliorer la précision de calcul sans nécessairement améliorer la compréhension des phénomènes car le nombre de simulations pour un temps de calcul donné sera plus faible. La réalisation d’un modèle numérique passe donc dans un premier temps par l’identification des besoins et des objectifs afin de définir les paramètres dimensionnants qu’il est nécessaire de représenter.

Par exemple, pour un matériau donné, il peut exister plusieurs modèles en fonction de la sollicitation rencontrée ou du niveau de détail cherché. Dans le cas de l’utilisation en petites déformations, le module d’Young du matériau peut suffire. Pour l’utilisation à grandes déformations, on peut représenter le même comportement expérimental par de la plasticité parfaite, par un comportement multilinéaire, ou encore par un comportement non-linéaire en fonction des besoins.

Dans le cas des assemblages électroniques, la localisation de la défaillance se situe dans le joint brasé. De plus, les déformations peuvent être macroscopiquement plastiques, et la vitesse de sollicitation variable. Dans ce cas, il paraît donc essentiel de représenter l’ensemble

du comportement de l'alliage : élasticité, plasticité non-linéaire et viscosité. Toutefois, bien que les propriétés des grains d'étain soient anisotropes, on considérera que le comportement mécanique du matériau homogène est isotrope.

Afin de représenter le comportement des alliages à haute température, ce qui est le cas des alliages SAC pour les applications électroniques, des approches ont été développées depuis plusieurs dizaines d'années pour les matériaux tels que les aciers ou les alliages d'aluminium. Différents modèles permettent donc de représenter les comportements viscoplastiques avec écrouissage cinématique et isotrope [75]. La démarche adoptée pour l'identification de ces modèles est la suivante :

1. Caractérisation du comportement au travers d'essais adaptés, en particulier en ce qui concerne la sollicitation (correspondant à ce que l'on peut rencontrer sur la structure réelle), le caractère cyclique des essais (quand la structure est sollicitée cycliquement) et la représentativité de l'éprouvette.
2. Choix des modèles adaptés en fonction de ce que l'on veut représenter
3. Identification des modèles à partir d'un nombre suffisant d'essais
4. Validation sur des essais mécaniques différents de ceux ayant servi à l'identification
5. Calculs de structure

Pour les alliages de brasure destinés aux assemblages électroniques, cette démarche a été suivie. Le Tableau II-5 présente une synthèse de différentes études de modélisation du comportement mécanique des alliages SAC. On peut remarquer plusieurs faiblesses récurrentes :

- L'approche adoptée la plus courante consiste à réaliser des essais monotones sur les alliages de brasure afin de modéliser le comportement mécanique des matériaux en vue d'une utilisation en fatigue.
- Le problème de la représentativité de la microstructure n'est généralement pas ou peu abordé. Dans certains cas, des vieillissements thermiques sont appliqués pour stabiliser la microstructure mais aucune observation n'est menée sur la microstructure.
- Le vieillissement à température élevée n'est pas considéré comme un phénomène à part entière. Aucune comparaison n'est menée entre l'état initial et l'état vieilli.

Ce tableau permet de constater que les modèles sélectionnés peuvent être des modèles unifiés, comme Anand (50% des études) ou Chaboche, ou des modèles non unifiés, de type sinus hyperbolique (Garofalo) ou loi en puissance (Norton). On peut remarquer que les modèles de type Chaboche sont apparus récemment et sont associés à des essais cycliques alors que le modèle d'Anand est très majoritairement utilisé à partir d'essais monotones.

Date	Alliage	Eprouvette	Microstructure	Modèle	Essai	Application	Référence
2002	SAC357 et SAC105	Eprouvette traction cylindrique [l=50mm / d=10mm]	**Non vérifié**	**Anand**	**Traction monotone**	**Fatigue**	Amagai et al. [27]
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.* [76]
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. [77]
2004	Sn3.5Ag	Fils de 0,7mm de diamètre	Stockage 1h à 53°C – observation dendrites	Loi en puissance	**Essais de fluage**	Non précisé	El-Bahay *et al.* [78]
2004	SAC387 et Sn3,5Ag	Eprouvette traction cylindrique 117mm / d=3mm	Microstructure légèrement différente	Loi en puissance	**Essais de fluage**	**Fatigue**	Wiese *et al.* [79]
2005	Sn3.5Ag	Eprouvette traction cylindrique [l=50mm / d=10mm]	**Stockage 1h à 157°C**	**Anand**	**Traction monotone**	**Fatigue**	Chen *et al.* [28]
2005	Sn3.5Ag et SAC387	Eprouvette de traction plate [1x1x10mm]	**Stockage 24h à 25°C**	**Anand**	**Traction monotone**	**Fatigue thermomécanique**	Pei *et al.* [24]
2005	SAC387	Eprouvette traction cylindrique [l=20mm / d=4mm]	**Non vérifié**	**Anand**	**Traction monotone**	**Fatigue thermomécanique**	Rodgers *et al.* [80]
2007	SAC405	Eprouvette traction cylindrique [l=20mm / d=4mm]	**Non vérifié**	**Anand**	**Traction monotone**	**Fatigue**	Wang *et al* [25]
2007	SAC405, SAC305, Sn3,5Ag, Sn0,7Cu et SAC125	Matrice de joints brasés	**Non vérifié**	Loi en sinh	**Cisaillement monotone**	**Fatigue**	Darveaux *et al.* [81]
2008	SAC305, Sn3.5Ag et Sn0.7Cu	Eprouvette traction cylindrique 30mm / d=1,8mm	**Stockage 3h à 0, 85Tf + 20 jours à 25°C**	**Anand**	**Traction monotone**	**Fatigue thermomécanique**	Bai *et al.* [10]
2009	SAC305	Eprouvette de cisaillement avec interfaces [3x1x0,18mm]	**Stockage 100h à 130°C**	**Anand**	Cisaillement - cyclique	**Fatigue thermomécanique**	Herkommer *et al.* [82]
2009	SAC305 et Sn0.7Cu	Eprouvette traction cylindrique 30mm / d=1,8mm	**Stockage 3h à 0, 85Tf + 20 jours à 25°C**	Modèle unifié type Chaboche	Traction monotone et rochet	**Fatigue thermomécanique**	Bai *et al.* [83]
2010	SAC305 (2010)	Eprouvette de cisaillement avec interfaces 3x1x0,18mm	Taille de grain proche des joints brasés	Loi en sinh	Cisaillement - cyclique	**Fatigue**	Cuddalorepatta *et al.* [84]
2010	SAC3010	Eprouvette de cisaillement avec interfaces [2x1x1mm]	**Non vérifié**	Modèle unifié type Chaboche	Cisaillement - cyclique	**Fatigue thermomécanique**	Kuna *et al.* [85]
2010	SAC387	Cylindre [l=20mm / d=10mm]	Taille des dendrites proche des joints brasés	**Anand**	**Compression - monotone**	Drains thermiques sur composants (monotone)	Chiu *et al.*[86]

Tableau II-5 : Synthèse des études de modélisation du comportement mécanique des alliages sans plomb de type SAC

Pour cette étude, l'objectif est de proposer un modèle de comportement de l'alliage SAC305 qui permette la simulation des assemblages électroniques sous chargements mécaniques. Afin de combler les faiblesses relevées dans les études observées, ce modèle doit correspondre à un comportement cyclique et doit prendre en compte l'influence du vieillissement thermique. De plus, ce modèle doit être validé à l'échelle d'un joint brasé.

Dans cette partie, nous ne nous intéresserons pas aux calculs de structure sur un assemblage électronique complet comme il est possible d'en rencontrer dans la littérature [87]. Seule l'identification du modèle pour l'alliage SAC305 sera présentée.

Dans un premier temps, trois modèles constitutifs de comportement élastoviscoplastique ont été étudiés en fonction des atouts de chacun, pour la modélisation du comportement de l'alliage SAC305. Puis, après avoir identifié ces modèles à partir des résultats des essais de traction cyclique, ils ont ensuite été comparés à partir d'une série de critères permettant de mettre en avant l'écart entre modèle et expérience sur des éléments clés du comportement de l'alliage SAC305. Enfin, à partir du modèle retenu et identifié pour le matériau avant et après vieillissement, la simulation des essais de compression sur billes a été réalisée afin de déterminer la validité du modèle matériau à l'échelle d'une bille de brasure.

II.6.1 Modèles étudiés

Avant de décrire les différents modèles que nous cherchons à évaluer, il est nécessaire de présenter le cadre général de la formulation des lois de comportement utilisées ici :

- Hypothèse des petites perturbations
- Décomposition de la déformation : dans le cas des modèles dits unifiés, le tenseur des déformations $\underline{\underline{\varepsilon}}$ peut se décomposer en une déformation élastique $\underline{\underline{\varepsilon}}_{él}$ et une déformation viscoplastique $\underline{\underline{\varepsilon}}_{vp}$.

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_{\boldsymbol{él}} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{\boldsymbol{vp}} \qquad \textbf{Eq II-3}$$

- Critère de plasticité : pour définir le domaine d'élasticité, le critère de von Mises a été retenu et est présenté dans l'équation Eq II-4. Dans cette équation, $\underline{\underline{\sigma}}$ représente le tenseur des contraintes, et σ_y la limite d'élasticité en traction.

$$\begin{cases} f\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) = \sqrt{3J_2} - \sigma_y \\ J_2 = \frac{1}{2}\boldsymbol{tr}\left[\left(\underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}\underline{\underline{\boldsymbol{I}}}\right)\left(\underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}\underline{\underline{\boldsymbol{I}}}\right)\right] \end{cases} \qquad \textbf{Eq II-4}$$

- Les lois d'écoulement plastique et lois d'écrouissage seront définies en fonction du modèle sélectionné

Afin de trouver un modèle constitutif représentant au mieux le comportement de l'alliage SAC305, plusieurs modèles ont été étudiés en se basant sur les phénomènes rencontrés dans le comportement de ce matériau spécifiquement :

- Pour l'élasticité, les essais ont montré une influence limitée de la vitesse de sollicitation sur le module d'Young (Figure II-46). Dans ce cas, on peut considérer que le module d'Young ne dépend pas de la vitesse de sollicitation.

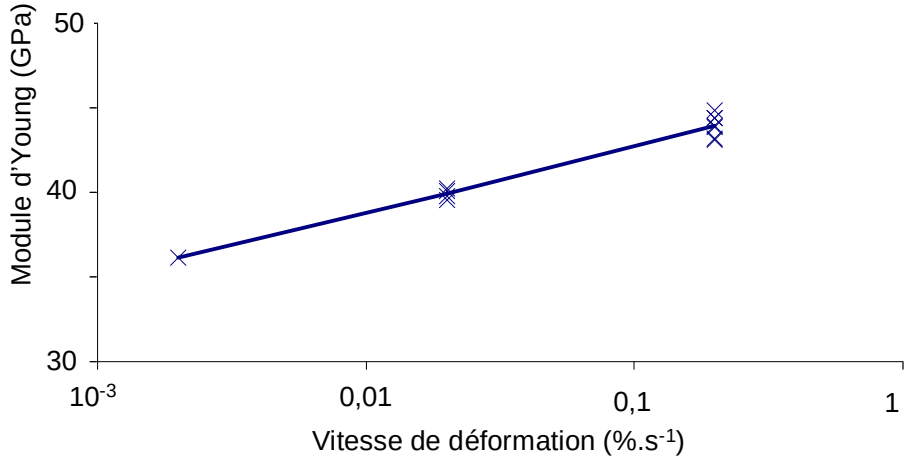


Figure II-46 : Module d'Young en fonction de la vitesse de déformation pour l'alliage SAC305 sans vieillissement

- Pour la plasticité instantanée, les essais ont montré une saturation rapide de l'écrouissage. Sur la Figure II-47, on observe qu'avec une définition de la limite d'élasticité à 0,2% de déformation résiduelle, on peut presque considérer que le matériau est parfaitement plastique. D'après cette observation, la plasticité peut par exemple être représentée par une loi d'écrouissage cinématique non-linéaire de type Armstrong-Frederick.

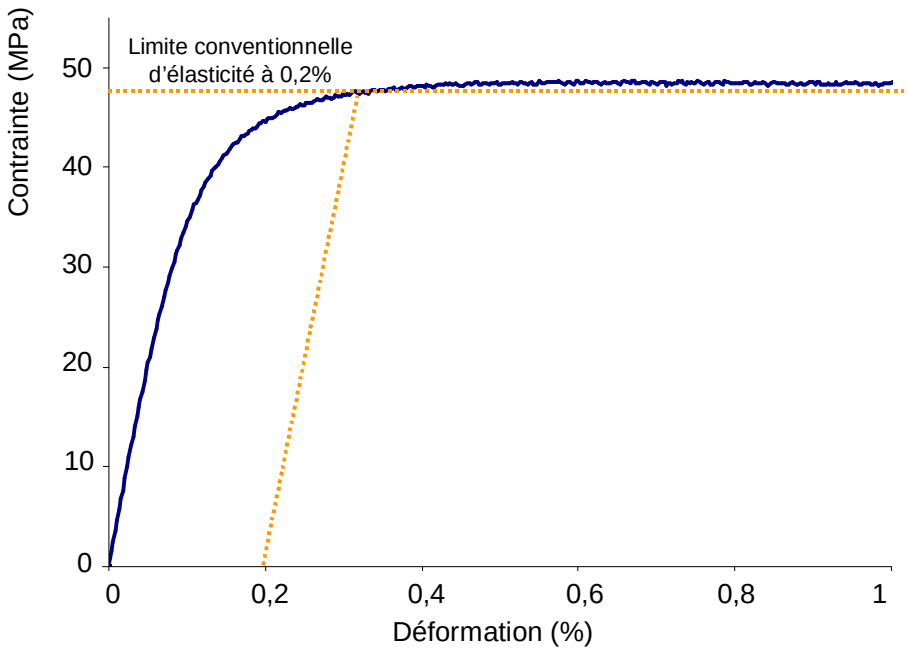


Figure II-47 : Courbe de traction monotone à une vitesse de déformation de $2.10^{-3}.s^{-1}$ pour l'alliage SAC305 sans vieillissement.

- Pour la viscosité, l'effet de la vitesse est à prendre en compte, ainsi que l'effet de la relaxation. Comme le montre la Figure II-48, la relation entre vitesse de déformation et contrainte saturée est de type puissance. Pour cette partie du comportement, une loi de type Norton semble adaptée.

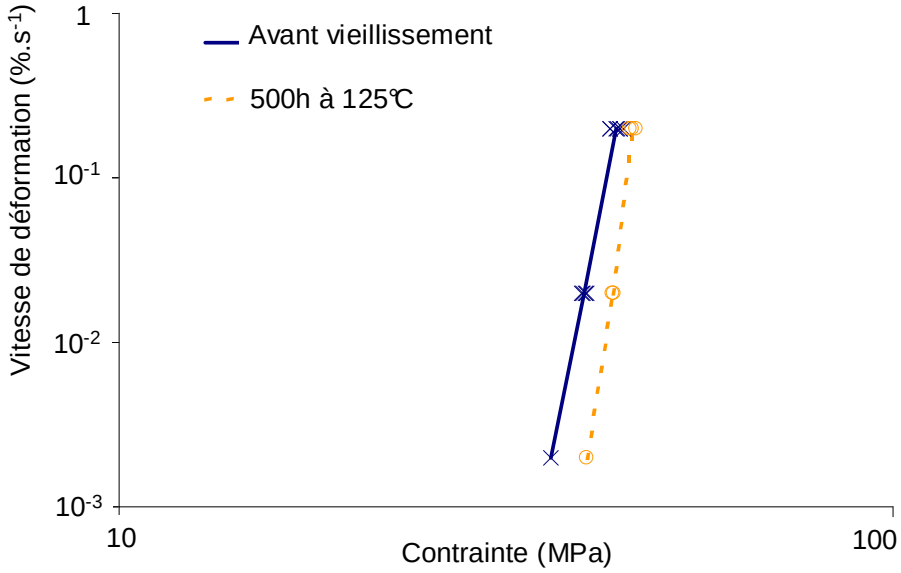


Figure II-48 : Relation entre vitesse de déformation et contrainte saturée mesurée pendant les essais de traction monotones

A partir de ces observations, plusieurs modèles de matériau ont été envisagés. Dans un premier temps, le modèle d'Anand, le plus utilisé dans la littérature relative aux alliages SAC, a

été évalué. Puis, en prenant en compte les différents mécanismes cités précédemment, deux modèles supplémentaires ont été sélectionnés. Le premier modèle, le modèle de Chaboche, est un modèle unifié construit avec la loi d'écoulement de Norton et la loi d'écrouissage d'Armstrong Frederick. Le second modèle, dit de Kichenin, se base sur les mêmes lois, mais est un modèle non unifié qui permet de dissocier les phénomènes liés à la plasticité instantanée et à la viscosité.

II.6.1.1 Modèle d'Anand

Le modèle d'Anand a été développé pour décrire la déformation des métaux à haute température (lorsque les phénomènes visqueux sont activés) en y incluant, entre autres, la dépendance de la vitesse de déformation [88]. Pour les alliages de type SAC, la température ambiante correspond déjà à une utilisation en haute température. C'est une raison pour laquelle de nombreuses études ont utilisé le modèle d'Anand dans la description des alliages SAC. De plus, ce modèle est disponible directement sous le logiciel de modélisation par éléments finis ANSYS, ce qui peut expliquer une part de son succès.

Le modèle d'Anand différencie les déformations élastiques et inélastiques, mais rassemble le fluage et la déformation plastique instantanée en un seul terme, exprimé grâce à une variable d'état. Ceci trouve sa justification dans l'hypothèse que les déformations inélastiques, qu'elles soient dépendantes ou indépendantes du temps, sont supposées provenir des mêmes mécanismes (mouvements des dislocations).

La loi d'évolution de la déformation inélastique (Eq II-5) est similaire à celle de Garofalo (sinh), utilisée généralement pour décrire le fluage en régime stationnaire [89]. Dans cette équation est ajoutée une variable d'état, définie comme étant la résistance à la déformation : s. Cette variable d'état dépend de la température et tient compte de la vitesse de déformation inélastique. Cette variable est régie par le système d'équations Eq II-6.

Les neuf paramètres liés à ce système d'équations (Tableau II-6) doivent être identifiés à partir d'essais de traction spécifiques. Les travaux de Stuart Bryan Brown [90], supervisés par Lajjit Anand, montrent qu'il faut au minimum six essais de traction avec sauts de vitesse pour déterminer l'ensemble des coefficients. La méthode proposée est alors divisée en huit étapes. Les études récentes permettent de réaliser l'identification des paramètres en une seule étape d'optimisation non-linéaire [24]. Cependant, les essais avec paliers de vitesse sont toujours les plus adaptés à l'identification du modèle d'Anand.

$$\frac{\partial \varepsilon_p}{\partial t} = A e^{\left(-\frac{Q}{RT}\right)} \left[\sinh\left(\xi \frac{\sigma}{s}\right)\right]^{\frac{1}{m}} \qquad \textbf{Eq II-5 ([88])}$$

$$\begin{cases} \dot{s} = \left\{ h_o \left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|^a \frac{1 - \frac{s}{s^*}}{\left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|} \right\} \dot{\varepsilon}_p \\ s^* = \hat{s} \left[\frac{\dot{\varepsilon}_p}{A} e^{\left(\frac{Q}{RT} \right)} \right]^n \end{cases}$$

Eq II-6 ([88])

Paramètre	Signification
s_0 (MPa)	Valeur initiale de la résistance à la déformation
Q/R (K)	Q=énergie d'activation R=constante des gaz parfaits
A (s^{-1})	Facteur pré-exponentiel
ξ	Multiplicateur de contrainte
m	Sensibilité de la contrainte au taux de déformation
h_0 (MPa)	Coefficient d'écrouissage
ŝ (MPa)	Coefficient de saturation de résistance à la déformation
n	Sensibilité de la résistance à la déformation
a	Sensibilité de l'écrouissage

Tableau II-6 : Paramètres du modèle d'Anand

D'après la littérature, la détermination des paramètres du modèle d'Anand doit être réalisée à partir d'essais spécifiques [90]. L'utilisation de résultats d'essais cycliques pour la détermination de ces paramètres n'est pas adaptée car cela nécessite d'employer des algorithmes d'optimisation non linéaires complexes [24]. Toutefois, une forme approchée relie la contrainte à la déformation plastique [91] (Eq II-7). Cette forme approchée est valable pour les essais de traction monotones à vitesse de déformation constante, ce qui est le cas des essais réalisés dans l'étude présente. A partir de cette forme approchée, la détermination des coefficients à l'aide de l'équation Eq II-7 est plus simple car il n'y a plus d'équation différentielle à résoudre.

Cependant, cette équation approchée n'est pas valable pour une vitesse de déformation nulle ou négative, ce qui empêche d'identifier ce modèle sur les phases de relaxation et de compression. Ceci implique donc une identification uniquement à partir des essais de traction monotones.

$$\begin{cases} \sigma = \sigma^* - \left[\left(\sigma^* - \sigma_0 \right)^{(1-a)} + (a-1) \left\{ (c h_0) \left(\sigma^* \right)^{-a} \right\} \varepsilon_p \right]^{\frac{1}{1-a}} \\ \sigma^* = \frac{c}{\xi} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{A} e^{\frac{Q}{RT}} \right)^n \\ c = \frac{1}{\xi} \sinh^{-1} \left[\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{A} e^{\frac{Q}{RT}} \right)^m \right] \end{cases}$$

Eq II-7

II.6.1.2 Modèle de Chaboche

Comme précisé précédemment, le modèle de Chaboche [75] est un modèle unifié qui associe l'élasticité, la plasticité instantanée sous forme d'un écrouissage cinématique non-linéaire de type Armstrong Frederick (Eq II-8), et la viscosité avec une loi de type Norton (Eq II-9). Dans l'équation Eq II-9, les paramètres m et η sont des paramètres matériau à déterminer.

$$\begin{cases} \dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3} H \dot{\underline{\underline{\alpha}}} \\ \dot{\underline{\underline{\alpha}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{vp} - \frac{3}{2}\frac{\gamma}{H}\underline{\underline{X}}\dot{p} \\ p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{vp} : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{vp}}\, dt \end{cases} \quad \textbf{Eq II-8}$$

Terme	Signification
X	Centre du domaine élastique
p	Déformation plastique cumulée
α	Variable interne
γ	Terme de rappel dépendant du matériau
H	Module d'écrouissage dépendant du matériau

Tableau II-7 : Paramètres de l'équation Eq II-8

$$\begin{cases} \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{vp} = \frac{3}{2}\left\langle \frac{J_2(\underline{\underline{\sigma}})}{\eta} \right\rangle^m \frac{\underline{\underline{s}}}{\|\underline{\underline{s}}\|} \\ J_2(\underline{\underline{\sigma}}) = \frac{1}{2} tr\left[\underline{\underline{s}} : \underline{\underline{s}}\right] \\ \underline{\underline{s}} = \left(\underline{\underline{\sigma}} - \frac{tr(\underline{\underline{\sigma}})}{3}\underline{\underline{I}}\right) \end{cases} \quad \textbf{Eq II-9}$$

Dans ce modèle, la déformation totale est décomposée en une déformation élastique et une déformation inélastique selon l'équation Eq II-10. La relation entre la contrainte et la déformation est définie dans l'équation Eq II-11 et le taux de déformation inélastique par l'équation Eq II-12. Avec ce modèle, une seule source de dissipation peut être identifiée et correspond aux déformations inélastiques sans différencier la plasticité instantanée du fluage.

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_{él} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{vp} \quad \textbf{Eq II-10}$$

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{E}{(1+\nu)}(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{vp}) + \frac{E\nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} tr(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{vp})\underline{\underline{I}} \quad \textbf{Eq II-11}$$

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{vp} = \frac{3}{2}\left\langle \frac{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - \sigma_y}{\eta} \right\rangle^m \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{\left\| \underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}} \right\|}$$

Eq II-12

avec $\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{tr(\underline{\underline{\sigma}})}{3}\underline{\underline{I}}$ et $\underline{\underline{X}}$ correspondant à Eq II-8

Des algorithmes ont été développés pour permettre d'identifier les coefficients de ce modèle à partir d'essais monotones ou cycliques. Le principe de l'identification des paramètres est développé dans le paragraphe II.6.2.1.

Le modèle unifié viscoplastique nécessite sept paramètres présentés dans le Tableau II-8.

Paramètre	Signification
E	Module d'élasticité
σ_y	Limite d'élasticité
ν	Coefficient de Poisson
H	Module d'écrouissage
γ	Terme de rappel
η	Terme de viscosité
m	Exposant du terme de viscosité

Tableau II-8 : Paramètres du modèle de Chaboche

II.6.1.3 Modèle de Kichenin

Ce modèle non-unifié utilise les mêmes équations que le modèle de Chaboche pour représenter chaque phénomène physique. Ce modèle se base sur les travaux de Kichenin [92] et de Charkaluk [93] et se différencie du modèle de Chaboche en étant un modèle bicouche, avec une branche décrivant la plasticité instantanée, et une branche décrivant le comportement visqueux. Pour chacune de ces branches, une déformation élastique est définie : $\underline{\underline{\varepsilon}}_{e1}$ et $\underline{\underline{\varepsilon}}_{e2}$. Par ailleurs, ce modèle permet de représenter les variations du module élastique en fonction de la vitesse de déformation grâce au comportement viscoélastique indépendant de l'élastoplasticité.

Dans ce modèle, la déformation se décompose selon l'équation Eq II-13. On peut donc associer deux sources de dissipation d'énergie différentes, chacune étant associée à une déformation inélastique. Cette séparation est particulièrement intéressante lorsque deux mécanismes d'endommagement sont identifiés. Ce modèle peut se représenter schématiquement comme indiqué sur la Figure II-49.

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_{e1} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{p} = \underline{\underline{\varepsilon}}_{e2} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{v} \qquad \textbf{Eq II-13}$$

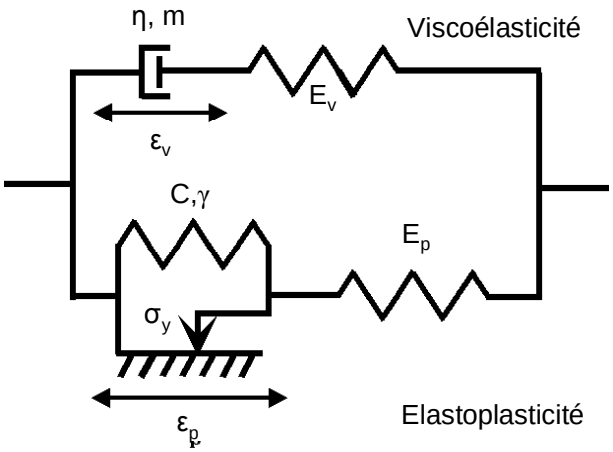


Figure II-49 : Schématisation du modèle bicouche [93]

Ce modèle se représente par le système d'équations Eq II-14. L'équation donnant l'écrouissage cinématique est une loi d'écrouissage cinématique non linéaire de type Armstrong-Frederick, identique à celle du modèle de Chaboche.

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}}_{p} = \dfrac{E_p}{(1+\nu)}(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{p}) + \dfrac{E_p \nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} tr(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{p})\underline{\underline{I}} \\ \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{p} = \dfrac{3}{2}\dfrac{1}{C}\underline{\underline{X}} \\ \underline{\underline{\sigma}}_{v} = \dfrac{E_v}{(1+\nu)}(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{v}) + \dfrac{E_v \nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} tr(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{v})\underline{\underline{I}} \\ \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{v} = \dfrac{3}{2}\left\langle \dfrac{J_2(\underline{\underline{\sigma}}_{v})}{\eta} \right\rangle^{m} \dfrac{\underline{\underline{s}}_{v}}{\left\| \underline{\underline{s}}_{v} \right\|} \\ \underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}_{p} + \underline{\underline{\sigma}}_{v} \end{cases} \qquad \textbf{Eq II-14}$$

avec $\underline{\underline{s}}_{v} = \underline{\underline{\sigma}}_{v} - \dfrac{tr(\underline{\underline{\sigma}}_{v})}{3}\underline{\underline{I}}$ et $\underline{\underline{X}}$ correspondant à Eq II-8

Le modèle bicouche nécessite huit paramètres présentés dans le Tableau II-9.

Paramètre	Signification
E_p	Module d'élasticité pour la branche plastique
E_v	Module d'élasticité pour la branche visqueuse
σ_y	Limite d'élasticité
ν	Coefficient de Poisson
C	Module d'écrouissage
γ	Terme de rappel
η	Terme de viscosité
m	Exposant du terme de viscosité

Tableau II-9 : Paramètres du modèle bicouche

II.6.2 Identification des paramètres des modèles à partir des essais de traction sur éprouvettes massives

Dans cette partie, les trois modèles présentés précédemment sont identifiés à partir des résultats des essais de traction monotones et cycliques. Aucun de ces trois modèles ne permet de rendre compte directement du vieillissement du matériau. C'est pourquoi notre choix s'est porté sur la modélisation du matériau dans deux états différents (l'alliage SAC305 avant et après vieillissement) par des lois de comportement identiques, où seuls les coefficients diffèrent. Après avoir défini les critères d'erreur, les trois modèles seront comparés, et le plus adapté sera retenu.

II.6.2.1 Identification des paramètres des modèles

Comme il l'a été précisé au paragraphe II.6.1.1, pour le modèle d'Anand, une formule approchée permet de relier la contrainte à la déformation plastique, pour des essais de traction monotones uniquement. En ce qui concerne les deux autres modèles, les routines développées permettent l'identification des coefficients sur les essais monotones comme sur les essais cycliques. Deux méthodes différentes seront donc employées pour identifier les jeux de coefficients des trois modèles : une première méthode basée sur l'équation approchée pour le modèle d'Anand, et une seconde méthode basée sur des routines d'identification pour les deux autres modèles.

Les essais de traction monotones ont été réalisés à trois vitesses de déformation pour chaque condition de stockage. Les courbes à ces trois vitesses ont été utilisées pour déterminer les paramètres du modèle d'Anand. L'optimisation des paramètres a été réalisée par une

méthode de type Newton en comparant les courbes expérimentales et calculées selon l'équation Eq II-7 présentée précédemment.

Pour les deux autres modèles, un algorithme de recherche de paramètres a été développé pour chacun des modèles à partir de premières routines écrites par des stagiaires. Le principe de l'identification des paramètres repose sur des algorithmes génétiques [94], [95] dont le principe est présenté sur la Figure II-50 :

- Tout d'abord une population initiale de jeux de coefficients est choisie aléatoirement. Cette population initiale est considérée comme la première génération. On définit à ce stade le nombre maximum de générations que l'on souhaite évaluer, par exemple 100.
- Chacun des jeux de coefficients est évalué à partir des courbes expérimentales. Dans notre cas, nous avons choisi trois courbes expérimentales représentatives. Pour chacune de ces courbes, une contrainte théorique a été calculée à partir du jeu de coefficients que l'on cherche à évaluer ainsi que les valeurs de déformation et de temps expérimentales. Ensuite, pour chacun des points de la courbe, l'erreur a été calculée comme étant la distance entre la contrainte réelle et la contrainte calculée. Ainsi, en réalisant la somme de l'ensemble de ces différences et en divisant le tout par la somme des contraintes, on obtient l'erreur sur une courbe. Ce calcul est représenté par l'équation Eq II-15. Pour chacun des jeux de coefficients, l'erreur moyenne sur ces trois courbes est calculée et sert de critère de comparaison.

$$\boldsymbol{erreur} = \frac{\sum \left| \sigma_{\boldsymbol{réelle}} - \sigma_{\boldsymbol{calc}} \right|}{\sum \sigma_{\boldsymbol{réelle}}} \qquad \textbf{Eq II-15}$$

- Tant que le nombre maximum de générations n'est pas atteint, une nouvelle population est créée à partir de la théorie des algorithmes génétiques. La moitié de la population est conservée. Les jeux de coefficients proposant une erreur plus faible ont à ce stade plus de chances d'être sélectionnés. Pour compléter la génération suivante, des nouveaux jeux de coefficients sont créés à partir de croisements de jeux de coefficients existants mais aussi en simulant des mutations, permettant ainsi d'explorer des valeurs de coefficients qui n'existaient pas dans la génération évaluée.
- Ensuite, lorsque le nombre maximum de générations défini est atteint, le jeu de coefficients dont l'erreur calculée est la plus faible est conservé. Si le nombre maximum de générations a été défini suffisamment grand pour atteindre une convergence, alors on considère que le modèle est identifié.

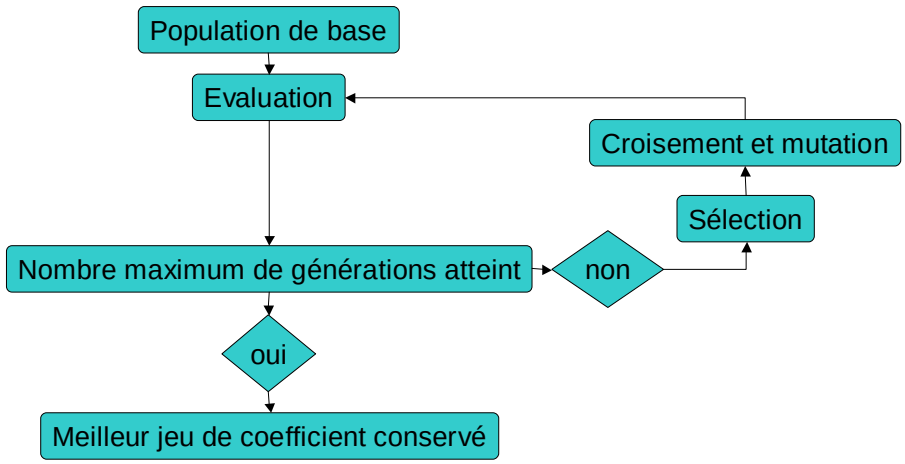


Figure II-50 : Schéma de principe des algorithmes génétiques utilisés pour l'identification des paramètres pour les modèles

II.6.2.2 Comparaison des modèles

Afin de comparer les modèles entre eux, une série de critères a été définie. Ces critères sont au nombre de cinq et prennent en compte l'ensemble des courbes, aussi bien les essais monotones que cycliques. Ces critères concernent le domaine élastique (1), l'entrée dans le domaine viscoplastique (2), la contrainte maximale (3), la phase de relaxation des contraintes (4) et la valeur de la contrainte après relaxation (5). Ces critères sont schématisés sur la Figure II-51 et la Figure II-52.

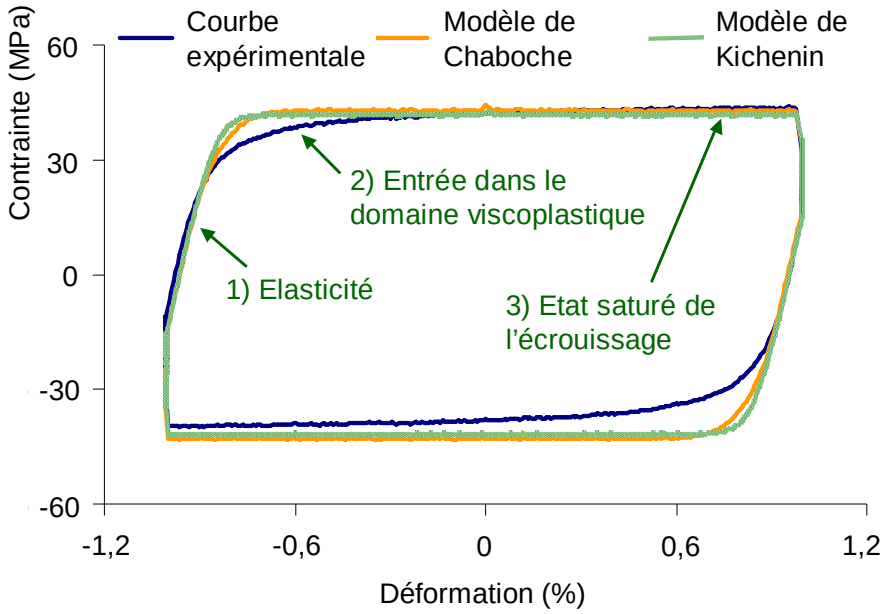


Figure II-51 : Critères de comparaison des modèles n°1 à 3 – Cycle d'hystérésis correspondant au 50^{ième} cycle de traction-compression – Vitesse de déformation 2.10^{-3}s^{-1}, amplitude de déformation 1%, condition non vieillie

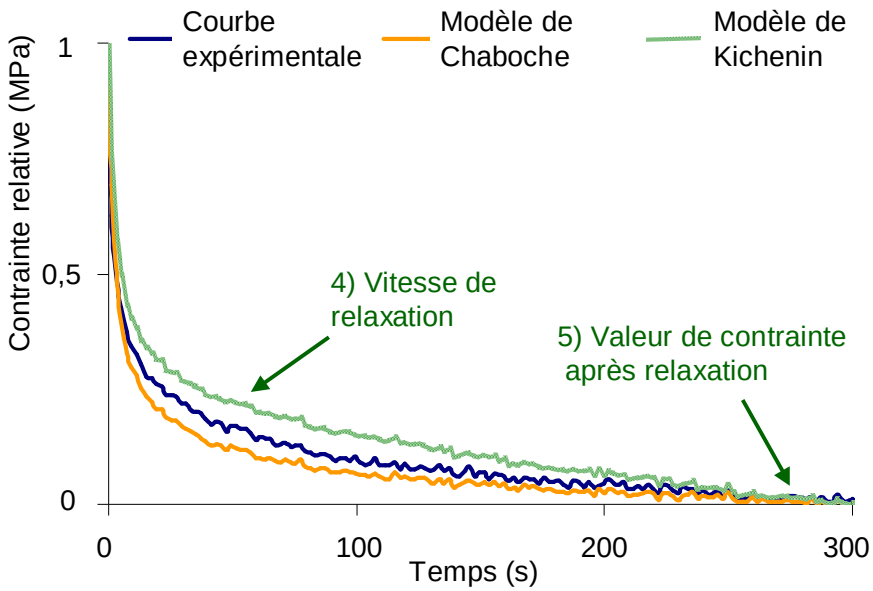


Figure II-52 : Critères de comparaison des modèles n°4 et 5 – Cycle d'hystérésis correspondant au 50^{ième} cycle de traction-compression – Vitesse de déformation 2.10^{-3}s^{-1}, amplitude de déformation 1%, condition non vieillie

Etant donné que nos outils ne nous ont pas permis d'identifier les paramètres du modèle d'Anand via des essais cycliques, une première étape a été la comparaison des trois modèles sur des essais monotones. Ensuite, seuls les deux autres modèles ont été comparés à partir des résultats des essais cycliques.

Pour les essais monotones, pour chaque état de vieillissement, les trois courbes ont été utilisées pour trouver les paramètres, chacune effectuée à une vitesse de déformation différente. Après identification, le modèle d'Anand est comparable aux deux autres modèles dans la phase de traction mais l'erreur est plus importante au niveau de la phase de relaxation (Figure II-53). Cela est cohérent avec la méthode approchée utilisée qui ne permet pas d'identifier les coefficients à partir des courbes complètes et ne peut pas être amélioré avec nos outils. Sur les deux autres modèles, l'optimisation des paramètres permet de trouver un bon compromis dans la représentation de l'ensemble de la courbe. A ce stade, ces deux modèles ne sont pas différentiables.

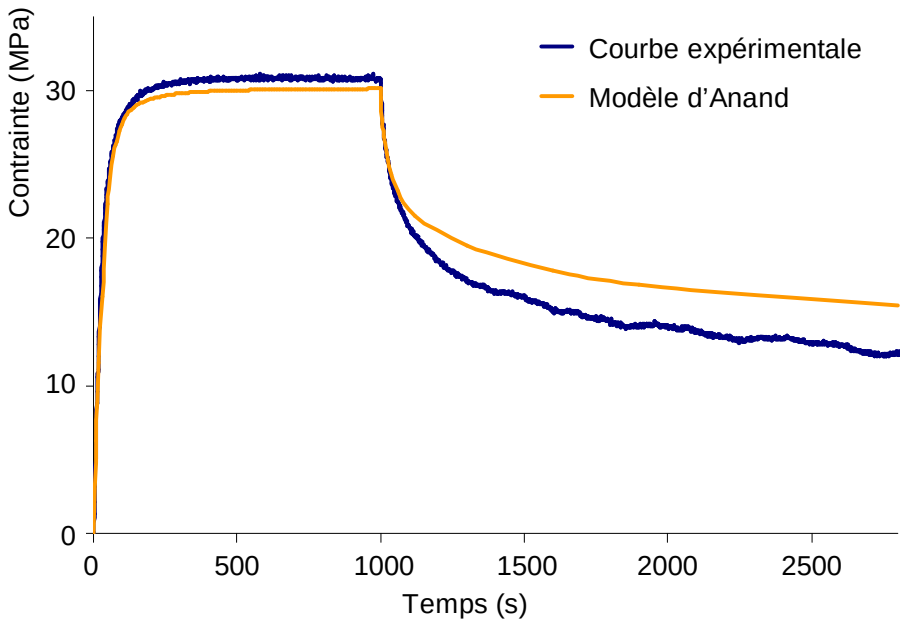


Figure II-53 : Courbes « contrainte / temps » pour un essai de traction monotone avec relaxation – vitesse de déformation $2.10^{-5}s^{-1}$

Pour les essais cycliques, l'absence du modèle d'Anand a permis la comparaison des modèles en se basant sur les calculs d'erreurs lors de l'optimisation des paramètres. Pour chaque condition de vieillissement, les résultats d'essais cycliques étaient disponibles pour neuf conditions d'essais, en fonction du temps de maintien, de la vitesse de sollicitation ou de l'amplitude de contrainte. Pour chaque état de vieillissement, trois courbes représentatives ont été utilisées pour déterminer les paramètres. Les autres conditions d'essais ont été utilisées pour vérifier que les paramètres déterminés sur les trois premières courbes permettaient de représenter l'ensemble des essais.

Le Tableau II-10 présente les erreurs et écarts types pour les deux modèles. On constate qu'il y a très peu de différence entre les deux modèles en termes d'erreur, comme on peut le constater sur les Figure II-51 et Figure II-52. La seule différence notable concerne l'écart type, pour lequel le modèle de Chaboche semble donner des résultats plus homogènes.

	Modèle de Chaboche		Modèle Bicouche	
	Erreur moyenne	Ecart type	Erreur moyenne	Ecart type
Sans stockage	9,29%	2,64%	9,60%	3,24%
Après stockage (500h à 125°C)	9,13%	2,22%	8,63%	3,29%
All conditions – 50 ^{ième} cycle	9,23%	2,38%	9,20%	3,19%

Tableau II-10 : Comparaison de l'erreur et de l'écart-type des modèles de Chaboche et de Kichenin obtenus lors de l'identification des paramètres sur un cycle stabilisé

Comme les deux modèles donnent des résultats très proches, afin d'alléger les figures et les analyses, seul le modèle de Chaboche est considéré dans la suite. Nous avons donc choisi de

modéliser les essais de compression sur bille d’alliage à l’aide du modèle de Chaboche dont les paramètres ont été identifiés ci-avant.

II.6.3 Simulation de l’essai de compression sur bille d’alliage

Dans le paragraphe précédent, le modèle de Chaboche a été sélectionné pour représenter le comportement de l’alliage SAC305. Les coefficients ont été déterminés à partir d’essais sur éprouvettes massives. Comme nous l’avons expliqué, la validation de ces modèles à l’échelle d’un joint brasé est nécessaire car la représentativité des éprouvettes massives n’est pas assurée. Cette validation a donc été réalisée en deux étapes. Tout d’abord une campagne d’essais a été menée sur des billes d’alliage représentatives des joints brasés. Puis, la validité du modèle a été analysée par la modélisation des essais de compression sur ces billes d’alliage.

Comme il l’a déjà été précisé lors de la présentation des essais de compression, cet essai est de type « structure », pour lequel il n’y a pas d’homogénéité de contrainte et de déformation dans l’éprouvette. La comparaison entre simulation et expérience sera réalisée à partir de courbes « force / déplacement ».

II.6.3.1 Modélisation de l’essai

Afin de modéliser l’essai, des hypothèses ont été prises. Le schéma de principe est représenté sur la Figure II-54 :

- Etant donné que l’éprouvette est sphérique, l’essai est représenté par un modèle 2D axisymétrique.
- Le plateau de compression est supposé très rigide, et est représenté par une droite indéformable.
- Une condition de symétrie axiale permet de ne représenter que la moitié supérieure de l’essai.
- Le chargement imposé correspond au déplacement du plateau de compression à une vitesse fixe, correspondant à la vitesse imposée lors des essais.

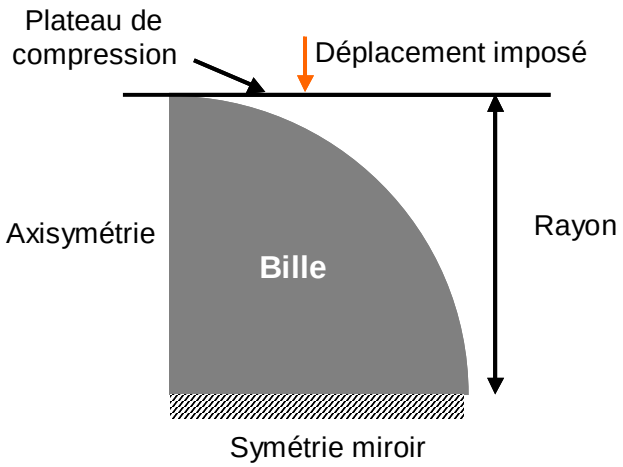


Figure II-54 : Schéma de principe de la modélisation par éléments finis de l'essai de compression sur bille

La structure est composée de deux matériaux différents. Le plateau est modélisé par une droite parfaitement rigide. Le modèle matériau de la bille correspond au modèle de Chaboche identifié sur les essais de traction. Les simulations ont donc été réalisées avec le modèle de matériau correspondant à l'alliage SAC305 dans l'état initial mais aussi avec le modèle pour l'alliage SAC305 vieilli.

Les éléments utilisés pour la bille et le contact sont des éléments 2D quadratiques compatibles avec l'axisymétrie et qui permettent de rendre compte de la plasticité et du fluage. De plus, la précision du résultat dépend généralement du maillage choisi. Ici le maillage a été raffiné au niveau de la surface, entre 0,8 et 1 fois le rayon, car les plus grandes déformations sont localisées dans cette zone. La Figure II-55 représente ce maillage.

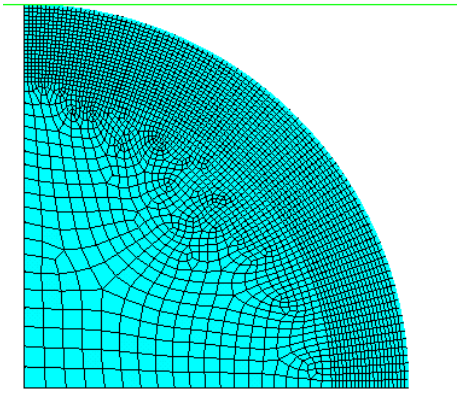


Figure II-55 : Maillage de la structure. Taille de maille de 2,5µm sur une épaisseur comprise entre 0,8 et 1 fois le rayon de la bille.

II.6.3.2 Validation de la simulation numérique

II.6.3.2.1 Impact de la taille de maille

Pour l'ensemble de la bille, trois finesses de maillage ont été comparées, que l'on classera en « grossière », « intermédiaire » et « fine » correspondant respectivement à des tailles de maille dans la zone raffinée de 4µm, 2,5µm et 1,5µm. Globalement, le résultat n'est pas impacté par la finesse du maillage dans la gamme testée. On peut, cependant, observer des paliers locaux durant l'augmentation de la contrainte. Ces paliers correspondent à la mise en contact progressive des éléments de la bille avec le plateau de compression. Plus le maillage est fin, plus ces paliers sont petits comme on peut le voir sur la Figure II-56. Dans la suite des simulations, le maillage intermédiaire (taille de maille de 2,5µm dans la zone fine) a été sélectionné car il représente un bon compromis entre temps de calcul et justesse du résultat.

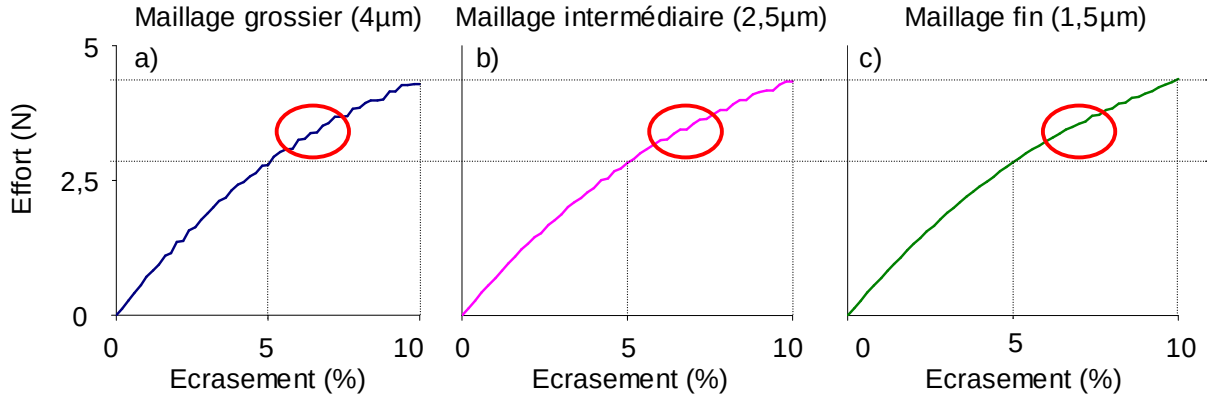


Figure II-56 : Courbes effort-écrasement simulées avec différentes finesses de maillage : a) maillage grossier (4µm dans la zone fine) ; b) maillage intermédiaire (2,5µm dans la zone fine) ; c) maillage fin (1,5µm dans la zone fine)

II.6.3.2.2 Impact du frottement

Le coefficient de frottement a été choisi en première approche à 0,3 car cette valeur correspond à un coefficient de frottement réaliste [96]. Une analyse a été effectuée pour comprendre l'impact du coefficient de frottement sur le résultat et valider ce choix. Des simulations avec des valeurs proches de 0,3 (0,2 ; 0,25 ; 0,3 ; 0,35 ; 0,4) ont été réalisées.

A partir de cette analyse, aucune différence n'a été observée entre ces différents coefficients, tant au niveau de la courbe « effort / déplacement » que de la forme de la bille pendant l'écrasement. La Figure II-57 compare la déformée pour trois coefficients de frottement différents. Aucune différence n'est observable.

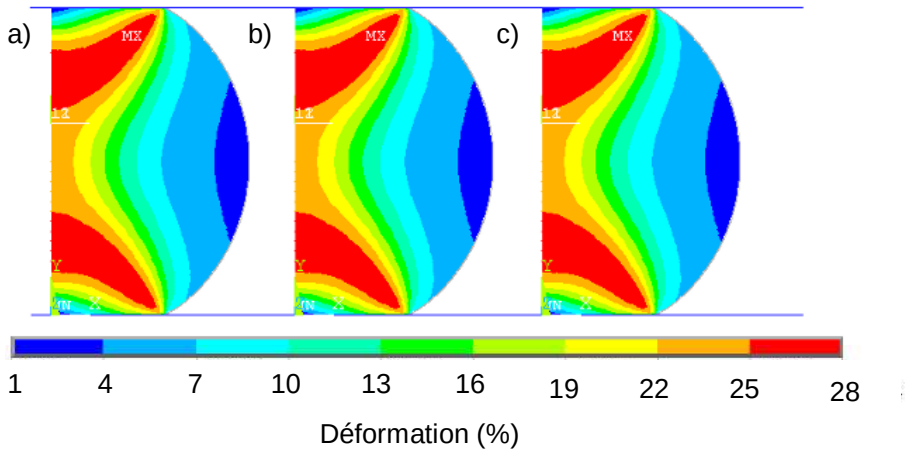


Figure II-57 : Déformation de la bille en fonction du coefficient de frottement : a) coefficient de frottement = 0,2 ; b) coefficient de frottement = 0,3 ; c) coefficient de frottement = 0,4 – Ecrasement de la bille de 20%, vitesse de déplacement du plateau de compression de 10µm.s^{-1}

II.6.3.2.3 Domaine de validité du modèle

Pour ces simulations, les paramètres du modèle de comportement du matériau ont été identifiés à partir d'essais de traction-compression allant jusqu'à des amplitudes de déformation de 2%. Un critère de validité basé sur cette donnée a été défini. Ce critère correspond au volume de la bille qui dépasse 2% de déformation. Pour définir ce critère, la limite a été fixée arbitrairement à 10% du volume de la bille. Dès que plus de 10% de la bille en volume dépassent une déformation de 2%, alors on considère que l'on est hors du domaine de validité.

La Figure II-58 présente les résultats à une échelle permettant de visualiser le moment où la déformation est atteinte dans 10% du volume défini. Les résultats montrent que le domaine de validité correspond à environ 5% d'écrasement, soit 25 microns pour une bille de 500µm. Pour les contraintes mécaniques en milieu opérationnel, les déformations ne dépassent pas cette valeur [53]. Le domaine de validité identifié ici correspond donc au domaine d'utilisation des billes en milieu opérationnel.

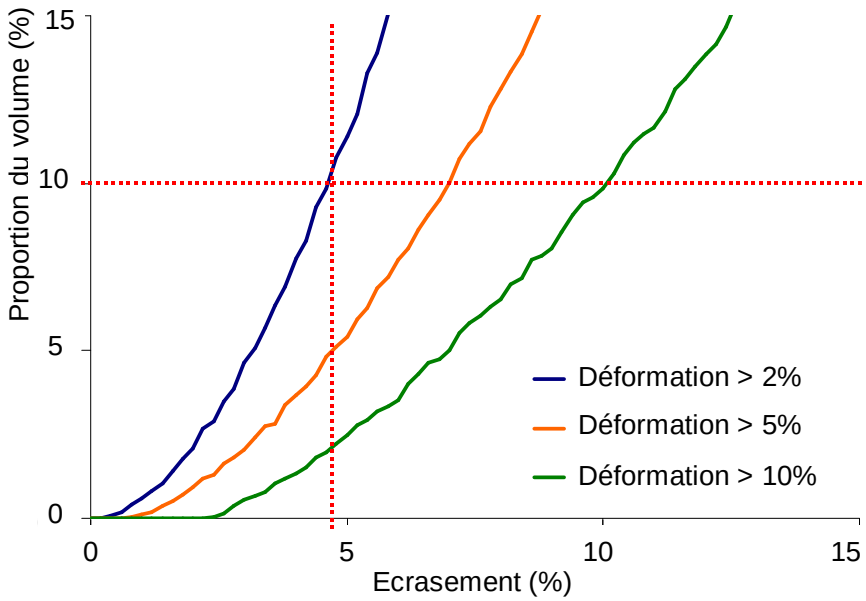


Figure II-58 : Critère de validité du modèle d'essais de compression sur bille en fonction de l'écrasement de la bille

La Figure II-59 présente les déformations et contraintes au sens de von Mises pour un écrasement de 5%, ce qui correspond à la limite de validité du modèle. On voit que les déformations se localisent sous le plateau de compression. Le reste de la bille est très peu sollicité. Pour les contraintes, la zone où les contraintes sont les plus fortes correspond aussi à la zone sous le plateau de compression.

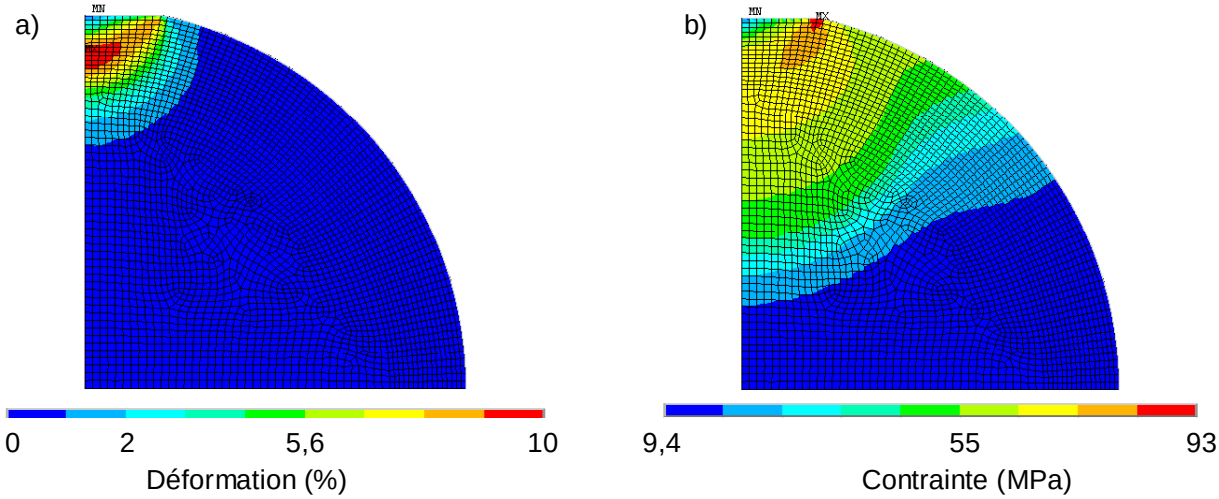


Figure II-59 : Résultats de la simulation de compression sur bille pour un écrasement de 5% avec une vitesse de 10µm/s : a) Déformation équivalente de von Mises ; b) Contrainte équivalente de von Mises

II.6.3.3 Comparaison entre modèle et expérience

La Figure II-60 présente une comparaison entre les résultats expérimentaux et les simulations pour des essais réalisés sur billes de 500µm avant et après vieillissement. Dans le

domaine de validité, pour une valeur d'écrasement donnée, l'écart entre l'expérience et la simulation est de l'ordre de 20%, aussi bien pour les éprouvettes non vieillies que vieillies. En dehors du domaine de validité, on retrouve une valeur proche de 10%. Le modèle développé à l'échelle massive est donc suffisamment représentatif du comportement de l'alliage SAC305 à l'échelle d'une bille d'alliage.

Ces résultats montrent que la méthodologie développée permet la caractérisation et la modélisation des matériaux de manière compatible avec les calculs de structure sur assemblages électroniques [86], [87].

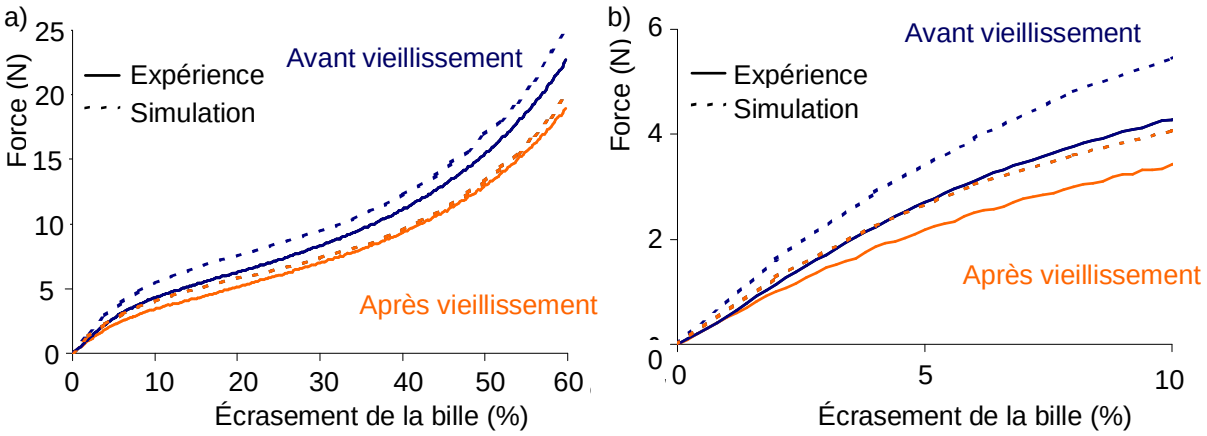


Figure II-60 : Comparaison entre expérience et simulation pour les essais de compression sur bille – Diamètre 500µm – Vitesse 10µm/s – a) jusque 60% d'écrasement ; b) jusque 10% d'écrasement

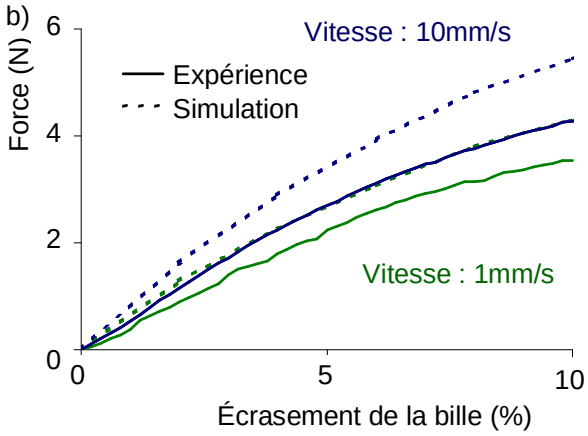


Figure II-61 : Comparaison entre expérience et simulation pour les essais de compression sur bille – Diamètre 500µm – Etat initial

II.6.4 Synthèse

Différents modèles ont été étudiés dans le but de représenter le comportement élastoviscoplastique de l'alliage SAC305. Après avoir identifié ces modèles à partir des résultats d'essais de traction monotones et cycliques, un modèle a été sélectionné permettant de représenter le comportement cyclique de l'alliage SAC305 avant et après vieillissement. Une dernière étape a consisté à valider ce modèle à l'échelle d'une bille de brasure en modélisant les essais de compression sur billes d'alliage SAC305. Le bon accord entre l'expérience et la simulation de ces essais a permis de valider le modèle de comportement du matériau à l'échelle du joint brasé, tant pour l'alliage avant vieillissement que pour l'alliage après vieillissement.

Le modèle de comportement ainsi validé se compose en réalité de deux modèles différents, représentant chacun un état de vieillissement différent du matériau. Il faut noter que ce modèle a été validé pour des déformations macroscopiquement plastiques avec des vitesses de déformations inférieures à 1% par seconde.

Même si les calculs de structures n'ont pas été abordés dans cette étude, ce modèle permet une modélisation des assemblages électroniques en vue de calculs d'endommagement. Le modèle de Chaboche qui a été sélectionné permet de définir une seule source de dissipation, liée à la déformation inélastique. Dans le cas où il serait nécessaire de différencier les mécanismes d'endommagement liés à la plasticité instantanée et au fluage, le modèle de Kichenin serait adapté car il intègre deux sources de dissipation.

Chapitre III : Endommagement de l’alliage SAC305 dans son environnement

III.1 Introduction 124
III.2 Analyse de la microstructure d’un joint brasé.....126
III.3 Evaluation de l’impact du vieillissement thermique sur l’endommagement des joints brasés par la méthode de torsion 134

III.1 Introduction

Nous venons de démontrer que le vieillissement thermique induit un fort affaiblissement des propriétés mécaniques de l'alliage SAC305 après un vieillissement de 500h à 125°C. Il est donc légitime de se demander si les mécanismes de vieillissement, induisant cet affaiblissement des propriétés mécaniques de l'alliage SAC305, ont aussi un impact sur l'endommagement en fatigue de ce matériau.

L'objectif du présent chapitre est de caractériser l'influence du vieillissement thermique sur l'endommagement de l'alliage SAC305 dans sa structure sous contraintes mécaniques cycliques.

Avant de réaliser des essais de fatigue sur carte assemblée, il est indispensable de comprendre la microstructure d'un joint brasé réel. Dans celui-ci, trois éléments sont à prendre en compte : l'alliage lui-même, déjà présenté dans les chapitres précédents, mais aussi les interfaces avec les autres éléments ainsi que les défauts éventuels liés à la méthode d'assemblage. Tous ces éléments jouent un rôle dans l'endommagement des joints brasés.

Afin de répondre à l'objectif défini ci-dessus, des essais de fatigue sur carte assemblée ont été définis. Le type et les conditions d'essai ont été choisis selon quatre critères principaux :

- Les contraintes doivent être générées par des sollicitations mécaniques
- La défaillance doit être générée dans le joint brasé
- La dispersion dans les résultats liée à la méthodologie de test doit être inférieure à celle liée au phénomène que l'on cherche à observer
- Les sollicitations mécaniques générées par l'essai doivent être proches des sollicitations en conditions opérationnelles

A ce jour, les essais de torsion sur carte assemblée développés chez Thales [11] permettent de répondre aux trois premiers critères grâce à une bonne maîtrise de la méthodologie reposant sur une expérience longue de plusieurs années dans ce domaine. Même si ces sollicitations ne sont pas exactement semblables aux sollicitations mécaniques réelles, le choix s'est donc porté sur cette méthodologie. Une campagne d'essais de torsion a donc été

menée afin d’évaluer l’influence du vieillissement thermique sur l’endommagement des joints brasés dans différentes conditions d’essais.

III.2 Analyse de la microstructure d'un joint brasé

Les paramètres du procédé d'assemblage des cartes électroniques jouent un rôle majeur dans la microstructure des joints brasés qui diffèrent alors de l'alliage massif en plusieurs points : principalement la taille caractéristique de la microstructure mais aussi l'importance des interfaces dans le comportement mécanique du joint brasé.

A cause de ces différences de microstructure entre alliage massif et joints brasés, mais aussi de la présence d'autres matériaux constituant les assemblages électroniques, le vieillissement à température constante peut aussi affecter des matériaux supplémentaires, tels que la matière de base utilisée pour la fabrication du circuit imprimé ou les interfaces au niveau des joints brasés. L'ensemble de ces évolutions ajoute des difficultés à l'analyse de l'influence du vieillissement thermique sur l'endommagement des joints brasés de type SAC.

III.2.1 Impact des paramètres de fabrication sur la microstructure des joints brasés

Dans le premier chapitre, les joints brasés ont été décrits d'une manière générale (rôle, dimensions et formes typiques) en se concentrant sur l'alliage de brasure. Cependant, l'alliage de brasure n'est pas le seul constituant des joints brasés. Les cartes de circuit imprimé sont équipées de plages de cuivre pour l'assemblage des composants. Une couche d'alliage de finition y est déposée lors de la fabrication des cartes nues afin d'éviter l'oxydation du cuivre et participer à une bonne mouillabilité lors de l'assemblage. Lors de la refusion de la crème à braser, la finition (Ag, NiAu, Sn) se dissout dans l'alliage de brasure, conduisant à une fine couche d'intermétallique à l'interface avec le cuivre. Généralement, l'épaisseur de ces intermétalliques se situe autour de 3 à 5µm.

Plusieurs types de finitions existent mais ne génèrent que deux familles d'interfaces principales : les interfaces de types « étain – cuivre » pour les finitions « étain, argent, cuivre et OSP (Organic Solderability Preservative) » et les interfaces de type « étain – cuivre – nickel » pour les finitions « nickel-or ».

Tous ces intermétalliques présentent une fragilité plus grande que l'alliage de brasure [97] et la maîtrise de leur épaisseur est indispensable pour assurer une bonne tenue mécanique de l'assemblage, principalement durant les chocs qui correspondent aux vitesses de déformation les plus élevées [98].

De plus, avec la tendance actuelle qui consiste à augmenter la densité d'interconnexion des assemblages électroniques, les dimensions des joints brasés sont de plus en plus faibles. Pour des composants de type BGA au pas de 0,5 mm, le diamètre des billes de brasure peut descendre à environ 250µm. Pour des composants de type chips passifs, l'épaisseur du joint brasé peut même être inférieure à 100µm. Avec ces dimensions, la proportion des interfaces dans un joint brasé peut être supérieure à 10%, ce qui est considérable. Le comportement d'un joint brasé dans son ensemble dépend ainsi à la fois de l'alliage de brasure qui représente 90% du volume et des interfaces qui présentent certains défauts et fragilités.

L'assemblage des composants sur une carte électronique, qui impacte grandement la microstructure des joints brasés, peut se réaliser par diverses méthodes. Nous nous concentrerons sur les méthodes les plus industrielles qui sont les méthodes dites de « vague » et de « refusion » (Figure III-1); cette dernière étant majoritaire aujourd'hui.

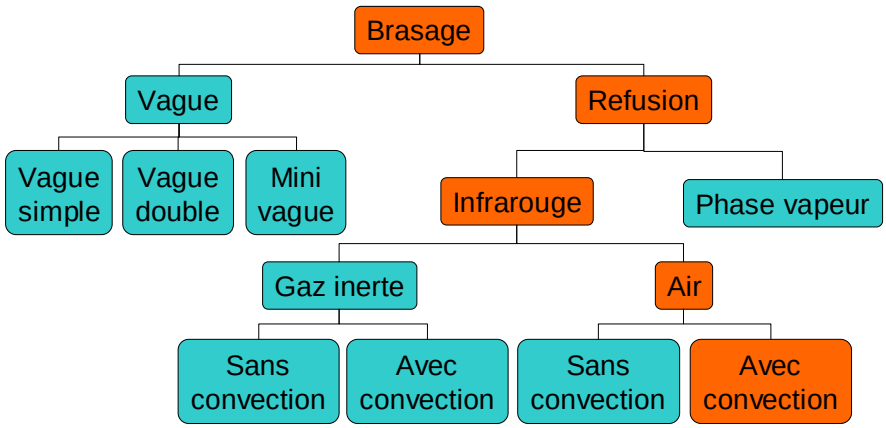


Figure III-1 : Méthodes de brasage de type vague et refusion. Le procédé le plus courant est surligné en orange.

La méthode d'assemblage par procédé « vague » est la plus ancienne des deux, développée initialement pour l'assemblage des composants traversants mais compatible avec certains types de boîtiers récents, montés en surface, tels que les chips par exemple. Le principe de ce procédé est schématisé sur la Figure III-2. Pour cette technique, les composants sont d'abord placés sur la carte assemblée, dans leur position finale. Une première étape de préchauffage élève la température de la carte à 130°C environ. Cette étape permet d'activer les flux, facilitant ainsi le mouillage de l'alliage de brasure sur les terminaisons des composants et les plages de report du côté de la carte assemblée. Ensuite, la carte est convoyée au-dessus d'une vague d'alliage de brasure en fusion qui crée une interface entre les composants et la carte assemblée en se solidifiant [13].

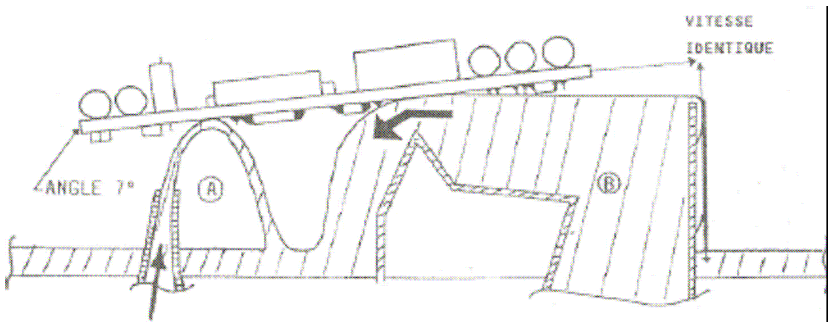


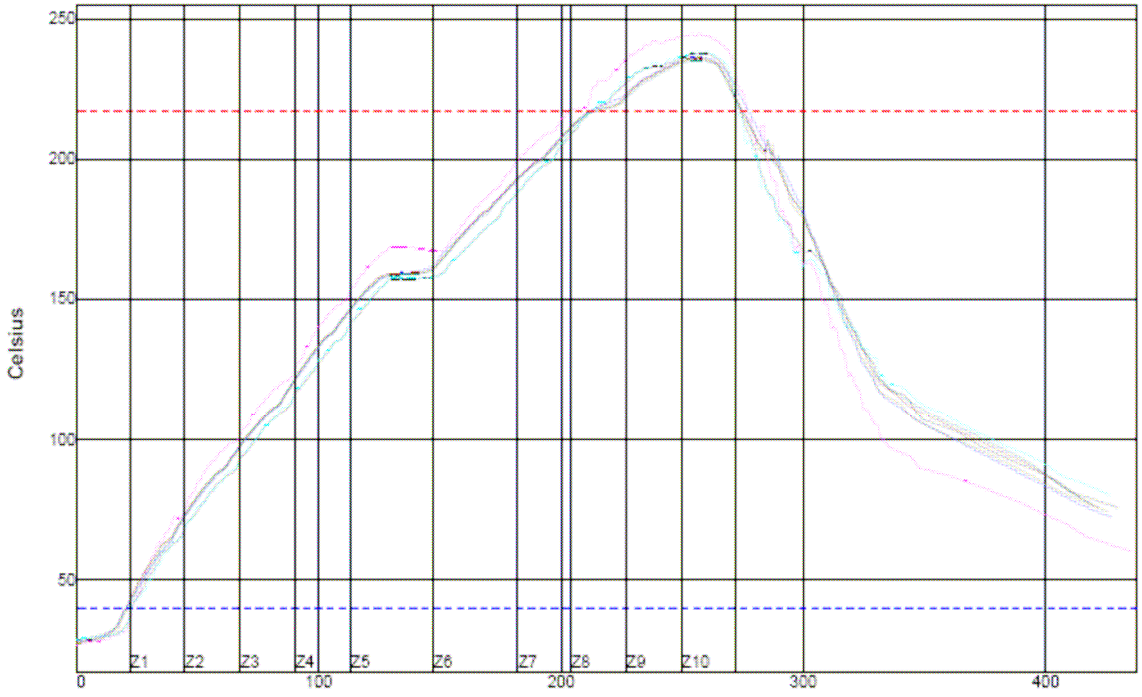
Figure III-2 : Schéma de principe du procédé d'assemblage à la vague

La méthode d'assemblage de type refusion sous air, plus récente, est le procédé d'assemblage le plus répandu, et est adaptée aux composants montés en surface. Les étapes d'assemblage par refusion sont les suivantes [13] :

- Un dépôt de crème à braser (100 µm à 200 µm selon les technologies de boîtiers) est réalisé sur la carte nue par raclage à travers un masque ouvert à l'endroit des zones à braser. Cette crème à braser est une pâte thixotropique contenant entre autres des microbilles d'alliages ainsi que des flux activant le mouillage lors de l'assemblage.
- Les composants sont placés sur la carte nue à leur emplacement final.
- L'ensemble carte / crème à braser / composants est alors placé dans un four de refusion. La première étape est une montée en température jusqu'à un palier d'environ 150°C à 170°C ce qui permet d'éliminer les éléments volatils du flux. La vitesse de montée en température de cette étape est généralement comprise entre $2°C.s^{-1}$ et $3°C.s^{-1}$. Une vitesse plus rapide risquerait de créer un choc thermique qui pourrait endommager les matériaux de la carte assemblée et des composants.
- Ensuite, une phase de maintien en température autour de 150°C à 170°C est appliquée pendant 30 à 60 secondes afin d'assurer une homogénéité de température dans l'ensemble des matériaux et de permettre l'activation du flux. Une durée de maintien trop longue a pour conséquence de dégrader les propriétés anti-oxydantes du flux, et de créer des problèmes de mouillabilité.
- Puis, la température est augmentée jusqu'environ 20°C à 30°C au-dessus de la température de fusion pendant 50 à 90 secondes afin d'assurer la fusion complète de l'alliage sur l'ensemble de la carte assemblée. L'application d'une température plus élevée peut endommager le matériau et dégrader les propriétés du flux. Une durée trop longue pour cette phase peut entraîner des effets indésirables dans la microstructure liés à des phénomènes de diffusion au niveau des interfaces tels que la dissolution du cuivre des plages de report, accentuée lorsque le composant est soumis à plusieurs processus d'assemblage successifs (réparations par exemple).
- Enfin, la dernière étape concerne le refroidissement de l'assemblage électronique. Le refroidissement doit être assez rapide pour obtenir une microstructure assez fine et éviter

l'apparition de gros intermétalliques, principalement d'Ag_3Sn. Cependant, comme pour la montée en température, la vitesse de refroidissement doit être suffisamment faible pour ne pas créer de chocs thermiques dommageables pour les matériaux. Les taux de refroidissement généralement rencontrés se situent entre 3°C.s^{-1} et 4°C.s^{-1}.

La maîtrise de ces étapes du profil thermique et de sa stabilité pendant le procédé de refusion est importante pour obtenir des joints brasés conformes aux règles de l'art [99]. Un exemple de profil thermique d'assemblage est présenté sur la Figure III-3. Sur cette figure, on peut observer sept courbes de température en fonction du temps. Chacune de ces courbes correspond à un capteur de température placé à un endroit spécifique de la carte car la température mesurée doit être homogène sur l'ensemble de la carte, même sous les composants. Chacune de ces courbes doit répondre aux critères exposés ci-dessus.



PWI= 97%	Soak Time 40-217C		Reflow Time /217C		Peak Temp		Soak Time 130-217C-(2)		Soak Time 170-217C-(3)	
CARTE	179.30	-2%	73.63	45%	244.83	97%	109.30	47%	49.03	-73%
MN6	190.68	36%	66.55	22%	236.62	-29%	113.51	68%	55.32	-31%
MN6	191.41	38%	61.51	5%	236.28	-34%	116.48	82%	56.64	-22%
D.MN6	189.59	32%	62.15	7%	238.01	-8%	109.98	50%	49.22	-72%
MN3	191.71	39%	62.70	9%	236.00	-38%	115.43	77%	56.24	-25%
MN3	192.18	41%	61.82	6%	235.45	-47%	116.09	80%	56.09	-26%
D.MN3	188.71	29%	61.24	4%	238.61	2%	109.77	49%	48.89	-74%
Delta	12.88		12.39		9.38		7.18		7.75	

Figure III-3 : Exemple de profil de température d'assemblage de type refusion pour un alliage SAC305

Toutes ces contraintes thermiques imposées au matériau ont une influence notable sur la microstructure des joints brasés. La première conséquence concerne la taille des grains des joints brasés. Comme il l'a été démontré dans le premier chapitre, un joint brasé n'est composé que de quelques grains d'étain de grandes dimensions.

La deuxième conséquence concerne l'ensemble des phénomènes indésirables observables sur les joints brasés induits par le procédé d'assemblage et que l'on peut observer sur la Figure III-4 :

1. Lacunes
2. Plaques d'Ag_3Sn
3. Retassures

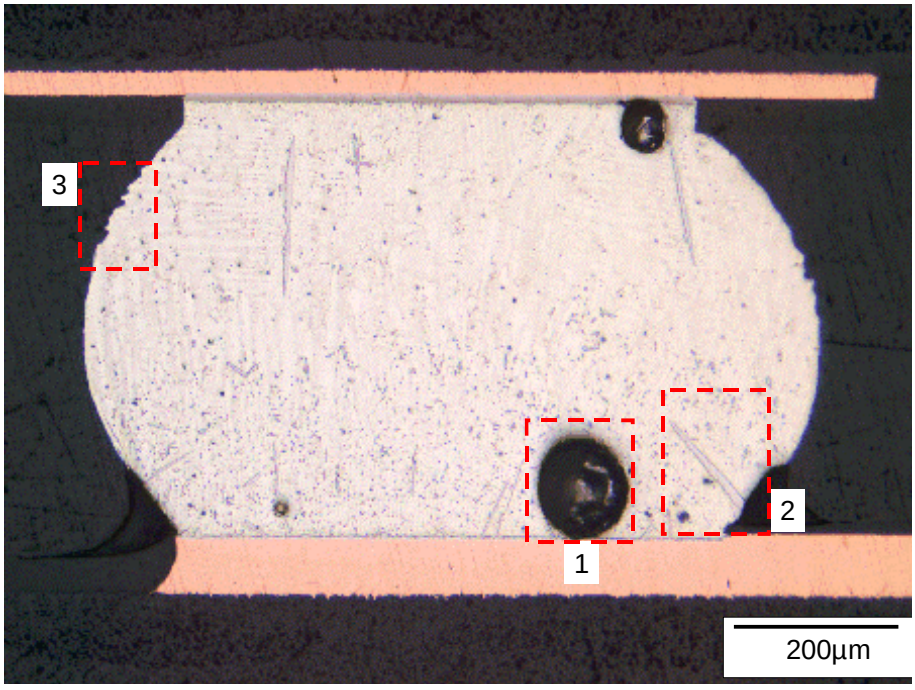


Figure III-4 : Observation microscopique d'une bille de BGA assemblée en alliage SAC305 – 1) lacune ; 2) plaque d'Ag_3Sn ; 3) retassures

Les lacunes sont des zones ne contenant pas d'alliage dans le joint brasé. Elles sont liées au dégazage du flux lors de l'assemblage. Lorsque l'alliage est en fusion, ce gaz remonte sous forme de bulles. Au moment de la solidification certaines bulles ne sont pas évacuées. Il est possible de limiter la présence de lacunes en augmentant la durée passée au-dessus de la température de fusion. Cependant, statistiquement, certaines lacunes seront toujours présentes, et une durée plus longue au-dessus de la température de fusion n'est pas envisageable, comme cela a déjà été évoqué. L'influence de ces lacunes sur la fiabilité des joints brasés (pour autant qu'elles soient limitées en nombre et en taille) n'est pas encore démontrée à ce jour. Cependant, par principe de précaution, les industriels s'accordent pour fixer des limites acceptables concernant les lacunes dans les joints brasés [99]. Ces limites servent aussi d'indicateurs de la maîtrise du procédé d'assemblage.

Les plaques d'Ag_3Sn sont des intermétalliques de plus ou moins grandes dimensions (parfois plus de 100µm) dont l'apparition est favorisée par un fort taux d'argent dans la composition de l'alliage souvent couplée à une vitesse de refroidissement lente [13], [37], [15],

[100]. Comme pour les lacunes, même si l'impact de ces plaques sur le comportement mécanique et la fiabilité des joints brasés n'a pas été démontré, les industriels cherchent à éviter les plaques d'Ag_3Sn de grandes dimensions.

Enfin, concernant les retassures, lors de la solidification d'un joint brasé, la matrice d'étain se solidifie sous forme de dendrites et l'espace interdendritique est généralement rempli par de l'étain sous forme β. Lorsque la solidification se situe aux bords du joint brasé, il arrive que la solidification des dendrites consomme tout l'étain. Dans ce cas, l'espace interdendritique n'est pas comblé, et on peut observer des irrégularités de surface que l'on appelle des retassures. Le phénomène est illustré sur la Figure III-5 de manière schématique. Le profil d'assemblage doit être défini pour limiter ces irrégularités à la surface du joint qui doit être lisse en apparence.

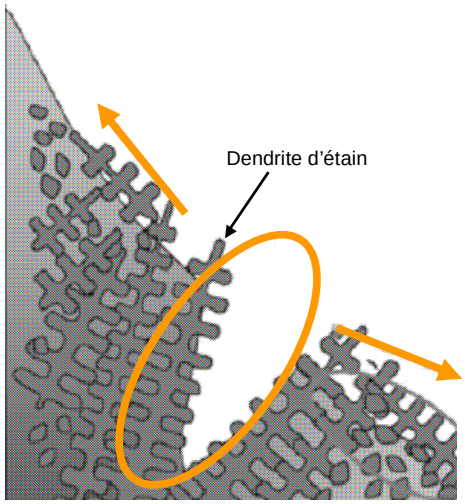


Figure III-5 : Schéma de principe de la formation des retassures lors de la solidification de l'alliage [13]

Une autre conséquence du profil d'assemblage sur les joints brasés est liée à la différence de coefficient d'expansion thermique des cartes et composants. En effet, lors de l'assemblage le joint brasé se solidifie à sa température de fusion (environ 220°C pour l'alliage SAC305) et la température diminue jusqu'à la température ambiante. Ces variations de température entraînent la contraction différentielle des différents éléments constituant l'assemblage électronique, et en particulier les composants et la carte de circuit imprimé dont le coefficient d'expansion thermique (CET) est différent. Cette contraction différentielle entraîne un déplacement relatif entre le composant et la carte. Il est possible d'évaluer ce déplacement relatif en fonction des différents matériaux constituant l'assemblage électronique.

Le Tableau III-1 présente les différents paramètres pour un composant BGA à corps plastique de dimensions 27mm x 27mm. A partir de ces données, l'équation Eq III-1 indique que dans le cas présent, le déplacement maximal relatif entre la carte et le composant est de 31µm. Avec un diamètre de bille indicatif de 650µm, ce déplacement relatif entre le haut et le bas de la bille génère une déformation de cisaillement significative (de l'ordre de 1%), qui impose des contraintes d'assemblage dans le joint brasé.

Dimension du composant (côté)	27mm
Demi-diagonale **(*d*)**	$27\boldsymbol{mm}/\sqrt{2}$
Coefficient d'expansion thermique de la carte	16.10^{-6}m/K
Coefficient d'expansion thermique du composant	10.10^{-6}m /K
CTE différentiel **(ΔCTE)**	$6.10^{-6}m/K$
Température de solidification	217°C
Température ambiante	25°C
Excursion de température **($\Delta T°$)**	*192°K*

Tableau III-1: Paramètres indicatifs d'un composant de type PBGA256

$$\boldsymbol{Déplacement\ relatif} = \Delta CTE \times \Delta T° \times d \qquad \textbf{Eq III-1}$$

III.2.2 Vieillissement d'un assemblage électronique

Pour l'alliage massif, nous avons montré qu'un vieillissement à température constante générait une évolution de la microstructure des alliages SAC à deux niveaux : le grossissement des grains d'étain et la coalescence des intermétalliques.

Alors que le phénomène de grossissement de grain est clair pour l'alliage SAC305 massif, ce phénomène n'est pas prouvé dans les joints brasés. Ceci peut s'expliquer par le fait qu'un joint brasé de type SAC est majoritairement constitué de quelques gros grains. Par exemple, une bille de brasure en alliage SAC est constituée en moyenne de 10 grains [40]. A partir de ce constat, deux hypothèses peuvent être émises : soit la taille de grain est saturée et aucun grossissement n'est possible, soit la taille de grain évolue encore sensiblement, mais seule une étude statistique sur un grand nombre de billes permettrait de s'en assurer. Pour la coalescence des intermétalliques, ce phénomène a été observé dans les joints brasés comme pour l'alliage massif [101]. Selon une étude de Seo *et al.*[102], il semblerait que les deux phénomènes se produisent simultanément dans les joints brasés. Dans cette étude, la croissance de grain dans un alliage Sn1.0Ag serait d'environ 40% après 1000h à 150°C, alors que les intermétalliques triplent de diamètre pour la même condition de stockage.

Outre le vieillissement de l'alliage du joint brasé, d'autres phénomènes de vieillissement peuvent se rencontrer :

- Les interfaces des joints brasés sont aussi affectées par le stockage à température constante. De nombreuses études ont permis de mesurer et prédire ce phénomène de manière assez précise. Le vieillissement des interfaces consiste en une croissance de l'épaisseur de la couche d'intermétallique du joint brasé [103-106]. La conséquence de cette croissance est la fragilisation de l'interface qui peut amener à une défaillance plus rapide de la structure [97]. De plus, dans le cas des finitions générant des

intermétalliques de type « Sn-Cu », la diffusion du cuivre des plages de circuit imprimé vers l'alliage de brasure crée des microlacunes au niveau de l'interface que l'on appelle l'effet de Kirkendall [107]. L'accumulation de ces lacunes au cours du temps vient fragiliser l'interface et donc le joint brasé.

- Un autre phénomène possible concerne le vieillissement de la résine qui constitue la carte imprimée. Ce phénomène peut lui-aussi jouer indirectement un rôle négatif dans la tenue mécanique des joints brasés, par modification des sollicitations mécaniques appliquées aux joints brasés.

III.2.3 Synthèse

Plusieurs différences concernant l'alliage SAC305 ont été mises en évidence selon que l'on considère les joints brasés ou les éprouvettes massives. Ces différences sont causées par les profils thermiques utilisés lors de leur élaboration mais aussi par la présence des interfaces (pour les joints brasés). De plus, dans les joints brasés, divers défauts peuvent exister mais tous peuvent être limités par la bonne maîtrise du procédé d'assemblage.

En ce qui concerne le vieillissement des cartes électroniques, les évolutions sont observables sur le matériau en lui-même, comme pour les éprouvettes massives d'alliage SAC305, mais aussi au niveau des interfaces et des autres matériaux constituant les assemblages électroniques.

Ces différentes remarques mettent en lumière la nécessité d'étudier l'assemblage électronique dans son ensemble afin de valider les résultats à l'échelle du joint brasé, ce qui est réalisé dans la suite.

III.3 Evaluation de l’impact du vieillissement thermique sur l’endommagement des joints brasés par la méthode de torsion

L’impact du vieillissement thermique sur le comportement mécanique de l’alliage SAC305 a été démontré au travers d’essais sur éprouvettes massives et sur billes d’alliage. Cet impact se traduit par une dégradation des propriétés mécaniques de l’alliage. L’objectif de cette partie est d’étudier l’impact du vieillissement thermique sur l’endommagement des joints brasés en alliage SAC soumis à des sollicitations mécaniques cycliques.

Pour atteindre cet objectif, la méthodologie d’essais réalisée doit permettre de bien caractériser l’évolution du mécanisme d’endommagement. Avant tout, cet essai doit assurer que la défaillance est localisée dans les joints brasés. De plus, l’essai doit imposer des contraintes mécaniques cycliques d’amplitude maîtrisée et de faible dispersion. Ces exigences doivent être respectées pour les différentes températures d’essais qui vont être analysées malgré l’évolution des propriétés mécaniques des cartes et composants électroniques induite par la variation de température.

Outre ces exigences incontournables, il est souhaitable que les sollicitations de l’essai soient proches des sollicitations réelles. Comme il a été décrit dans le premier chapitre, les sollicitations réelles d’origine mécanique sont de type chocs répétés et vibrations avec des vitesses de déformations élevées (supérieures à $1.s^{-1}$) dans les deux cas. Pour rappel, la fatigue rencontrée en essais de chocs répétés est de type oligocyclique, alors qu’elle est à grand nombre de cycles pour les essais de vibrations. Or, à ce jour, il n’existe pas de méthodologie d’essais de chocs répétés ou de vibrations sur carte assemblée suffisamment maîtrisée pour remplir toutes les exigences mentionnées dans le paragraphe précédent, tant au niveau de la localisation de la défaillance dans le joint brasé que dans la dispersion des sollicitations.

Le choix s’est donc porté sur des essais de torsion sur cartes assemblées dont la méthodologie a été développée chez Thales. Grâce à ce développement, présenté dans la thèse de Wilson Maia [11], il a été démontré que cette méthodologie d’essais mécaniques permet de garantir la localisation de la défaillance dans le joint brasé. De plus, cette méthodologie d’essai présente une dispersion des contraintes suffisamment faible pour distinguer des filières technologiques proches, et cela pour des températures d’essais allant de 25°C à 100°C.

Cependant, cette méthodologie relève de la fatigue oligocyclique avec des déformations macroscopiquement plastiques et des vitesses de déformations faibles (de l'ordre de 0,1% par seconde), ce qui est différent des sollicitations réelles de type chocs répétés ou vibrations. L'hypothèse faite ici est que l'évolution de l'endommagement observé grâce aux essais de torsion indiquera une évolution semblable en essais de chocs répétés et de vibrations.

III.3.1 Principe des essais de torsion

III.3.1.1 Essais de torsion appliqués sur des cartes assemblées

Le principe d'un essai de torsion est d'appliquer des efforts cycliques de torsion aux extrémités d'une carte assemblée afin de générer des contraintes de cisaillement sur les joints brasés des composants.

La méthode de torsion sur carte assemblée est utilisée depuis le milieu des années 1990 et a été développée initialement chez IBM [108] dans le but d'analyser et de comparer les joints brasés des composants électroniques. Cette méthode a été reprise peu après par Clifford [109] (Société de Lockheed Martin) où il a été mis en évidence que les modes de défaillances générés en torsion pouvaient être similaires aux modes de défaillances rencontrés lors d'essais de cyclage thermique. Depuis, les essais de torsion ont été utilisés principalement pour comparer les alliages SnPb et sans plomb, par exemple par le Laboratoire Stokes à l'Université de Limerick [110] et par la société Huawey [111]. Cependant, dans ces études, les problèmes méthodologiques n'ont pas été abordés, et en particulier les paramètres d'essais tels que l'angle de torsion ou la conception des véhicules de tests (dimensions de la carte, placement de composants pour assurer une homogénéité des sollicitations).

C'est pour cette raison que la méthode a été étudiée et développée durant la thèse de Wilson Maia [11], [112]. Un des objectifs de cette étude était de définir une méthodologie d'essais de durée de vie sur cartes assemblées (paramètres d'essais et véhicules de tests) avec une faible dispersion paramétrique pour laquelle les défaillances sont localisées dans les joints brasés.

Pour ces essais de torsion, l'angle de la carte électronique est contrôlé par un moteur pas à pas dont la calibration est vérifiée. L'angle maximal absolu qu'il est possible d'appliquer est de 30° pour une longueur de carte minimale de 100mm. Le pas minimal du moteur pas à pas est de 0,1° et le jeu d'engrenages est de 0,5°. Les vitesses angulaires autorisées sont comprises entre $0{,}05°s^{-1}$ et $15°s^{-1}$. La température dans l'étuve est contrôlée par un thermocouple à l'intérieur et l'air est brassé pour assurer une homogénéité de la température dans toute l'enceinte.

Durant la phase de développement, deux points essentiels ont été mis en avant dans cette méthodologie :

- La torsion d'une carte électronique génère des déformations hétérogènes. Cependant, une zone centrale a été identifiée comme une zone dont les déformations de cisaillement sont macroscopiquement de même ordre de grandeur. Les limites de cette région appelée « région homogène » ont été définies arbitrairement comme correspondant à un écart de 10% de déformation de cisaillement par rapport à la valeur obtenue au centre de la carte. Dans le cas d'une carte de dimensions 260 x 125 mm² et pour un angle de torsion de 7°, cette zone homogène représente une ellipse ayant un grand axe d'environ 130mm et un petit axe d'environ 80mm. Lors de la conception des véhicules de tests, l'ensemble des composants doivent être placés dans cette zone pour assurer une dispersion minimale des sollicitations.
- Les principaux paramètres de la torsion sont la température (de 25 à 100°C), la vitesse angulaire (de 1 à 5°/s), l'angle de torsion (de 1 à 25°) et le temps de maintien aux valeurs extrêmes (de une seconde à plusieurs milliers). Pour une carte de format 260 x 125 mm², des conditions d'essais ont été définies afin de générer la défaillance dans les joints brasés de manière reproductible avec une faible dispersion (Tableau III-2). Ces valeurs serviront de valeurs de référence dans notre étude, en prenant soin de respecter les conditions de dimensions de la carte assemblée et de placement des composants sur celles-ci.

Température ambiante
Angle maximum : 7°
Vitesse de rotation : 5°/s
Temps de maintien : 1s

Tableau III-2 : Paramètres de référence pour les essais de torsion [11]

Grâce à ce développement, l'essai de torsion permet d'appliquer des contraintes mécaniques de cisaillement dans les joints brasés menant à la fissuration de ceux-ci. La dispersion des résultats est suffisamment faible pour pouvoir comparer deux variantes d'une même brique technologique comme l'alliage de finition, le matériau de base, un nouveau procédé de fabrication ou encore le volume de la crème à braser. L'essai de torsion ainsi développé est compatible a priori avec l'analyse de l'influence du vieillissement thermique sur l'endommagement des joints brasés.

III.3.1.2 Critère de défaillance d’un composant électronique

Lors des essais accélérés, le critère de défaillance d’un composant est la première fissure de l’un de ses joints brasés. La méthodologie employée pour identifier les fissures se base sur la transmission d’un courant électrique imposé dans le joint brasé. La discontinuité électrique liée à la fissuration complète d’un joint brasé peut être observée par l’augmentation de la tension associée. Cependant, la pression exercée par l’ensemble des joints brasés pour maintenir le composant sur la carte assemblée est telle que la discontinuité peut être très brève, de l’ordre de la microseconde [11]. De ce fait, l’équipement de mesure doit être capable de mesurer des variations de tension très brusques. Chez Thales, un banc de mesure à fort taux d’échantillonnage (10MHz) a été développé et permet de détecter des microcoupures de durée inférieure à 1µs. Pour chaque microcoupure, le profil de celle-ci est enregistré, et permet de s’assurer que l’événement enregistré correspond bien au profil typique d’une microcoupure liée à la défaillance d’un joint brasé.

Pour des raisons pratiques, chaque joint brasé n’est pas suivi de manière individuelle, notamment sur les composants BGA qui peuvent être composés de plusieurs centaines de joints brasés. Une conception particulière est réalisée sur le composant ainsi que sur la carte afin de créer un circuit électrique reliant l’ensemble des joints brasés. On appelle cette configuration particulière le « daisy-chain ». Cette configuration permet la mesure de la continuité électrique de l’ensemble des joints du composant simultanément. Il suffit alors de détecter la défaillance d’un seul joint pour identifier le composant comme défaillant. Côté composant, les billes sont assemblées deux à deux (Figure III-6a). Côté carte, le complément de cette chaîne est réalisé (Figure III-6b) afin de créer un circuit complet passant au travers de chacune des billes (Figure III-6c).

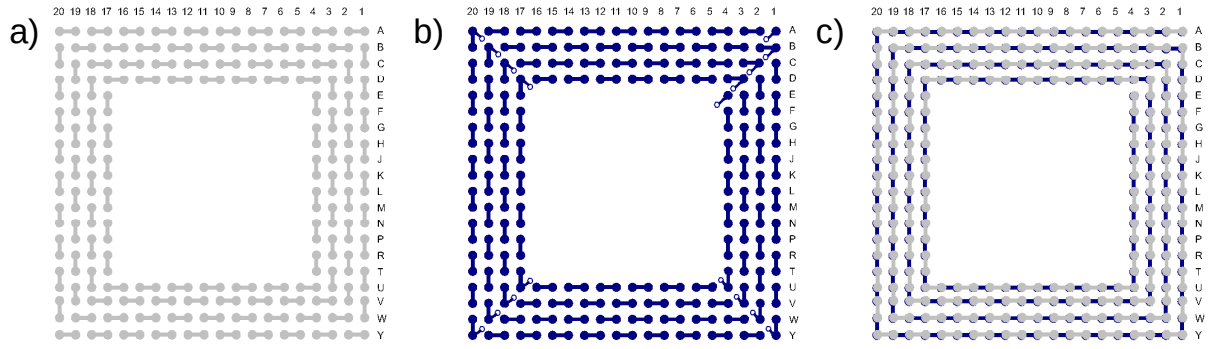


Figure III-6 : Schéma du daisy-chain : a) côté composant ; b) côté carte ; c) daisy-chain complet

III.3.2 Protocole expérimental

Les véhicules réalisés pour ces essais de torsion ont été conçus comme des cartes électroniques réelles afin d'être les plus représentatifs possibles des cartes électroniques utilisées en opérations. Les étapes de fabrication des cartes nues et d'assemblage des composants sur les cartes ont été réalisées par des industriels qualifiés et référencés par Thales. Ces cartes ont ainsi été fabriquées avec les exigences de qualité définies par le groupe Thales pour ses produits.

La différence majeure entre ces véhicules de tests et les cartes réelles tient à la simplicité de la carte en termes de fonctionnalité. Aucune fonction électronique n'est attendue de cette carte. La seule donnée recherchée ici est la défaillance de l'assemblage des composants, caractérisée par des ruptures dans les joints brasés. Les composants ne sont donc pas interconnectés entre eux, et, pour des raisons de mesure statistique, plusieurs composants de chaque type sont représentés sur une même carte.

Parmi les typologies de boîtiers existantes, les boîtiers de type BGA, qui sont des boîtiers couramment utilisés pour les fonctions complexes, ont été sélectionnés pour ces véhicules de test car ils présentent deux avantages par rapport aux autres types de boîtiers :

- Les joints brasés des boîtiers BGA sont les joints les plus épais (plus de 200µm) et présentent donc la plus grande quantité d'alliage par rapport aux interfaces. Ceci permet de limiter les effets relatifs des interfaces dans le comportement et l'endommagement des joints brasés.
- Ces boîtiers ne comportent pas de broches, ce qui évite un paramètre supplémentaire qui pourrait perturber les conclusions.

Ici, le choix s'est porté sur un composant de type « PBGA256 » représentatif des applications robustes et pour lequel Thales possède une expérience notable concernant les essais de fiabilité. Ce composant est constitué de billes de brasure en alliage SAC305 de diamètre 650µm. Pour des raisons de cohérence, la pâte à braser sélectionnée pour l'assemblage des composants sur la carte est en SAC305 aussi.

Pour le véhicule de test, le matériau diélectrique sélectionné est un matériau standard des applications avioniques, de type « haute performance » avec une finition « étain chimique ». Les dimensions sont représentatives des applications Thales avec 260mm de longueur sur 125mm de largeur. La carte se compose de 8 couches de cuivre pour une épaisseur totale de 1,6mm.

Sur chacune de ces 32 cartes, 8 composants identiques ont été assemblés comme présenté sur la Figure III-7. Le véhicule de test est conforme aux exigences liées à la méthodologie en termes de dimensions de la carte et du placement des composants décrites ci-avant. Avec cette configuration, l'hétérogénéité de déformation de cisaillement macroscopique dans la carte sous les composants est inférieure à 10%. Les déformations atteintes dans les joints

brasés peuvent dépasser localement 1%, et sont, en moyenne, supérieures pour les joints brasés situés aux coins des composants. Cependant, les joints brasés réels présentant des défauts et une dispersion intrinsèque au procédé d'assemblage, il n'est pas possible de quantifier précisément les écarts de déformation entre les différents joints brasés d'un même composant.

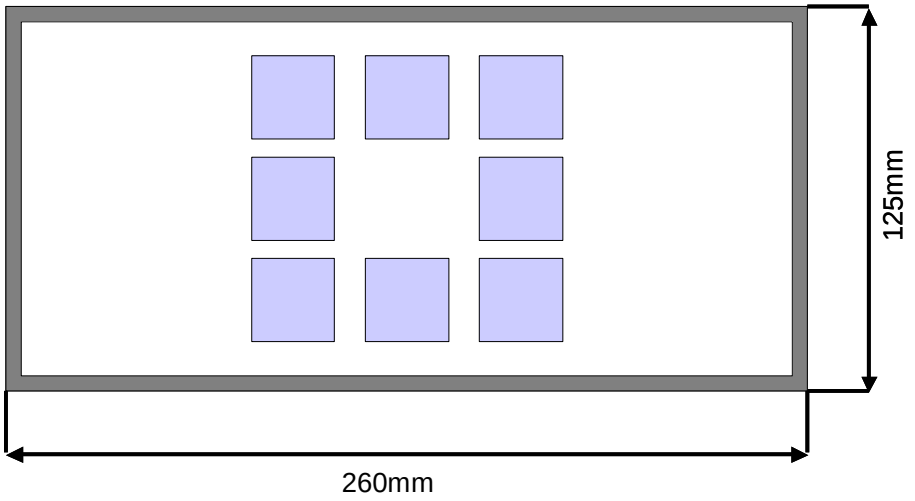


Figure III-7 : Schéma de principe du placement des composants sur la carte assemblée

Une première série d'essais a consisté à étudier l'impact de la durée de vieillissement des cartes assemblées dans une condition d'essai donnée. Tous les vieillissements ont été réalisés à 125°C pour des durées de 0h, 250h, 500h et 1000h. La sollicitation imposée en torsion correspond à la condition de référence définie dans le Tableau III-2 car les dimensions de la carte et le placement des composants est compatible avec ces paramètres. Dans cette série d'essais, chaque condition a été répétée sur 2 cartes, ce qui représente 16 composants par condition d'essai.

La deuxième série d'essais s'est concentrée sur l'évaluation de l'interaction entre le vieillissement thermique et les autres paramètres des essais de torsion tels que la température d'essai, le temps de maintien ou encore l'angle de torsion. Pour cette série, une seule condition de vieillissement a été sélectionnée, de manière cohérente avec le reste des essais, c'est à dire 500h à 125°C, et comparée aux cartes assemblées non vieillies. Pour augmenter le nombre de conditions de tests, une seule carte a été utilisée pour chacune des conditions de tests de cette deuxième série d'essais, ce qui induit une confiance statistique plus faible.

III.3.3 Résultats

III.3.3.1 Analyses de défaillance

Avant de présenter les résultats des essais de torsion, une série d'analyses de défaillances sera présentée afin de valider le caractère représentatif de l'essai. Afin de réaliser les analyses de défaillances, les composants ont été décomposés en trois familles en fonction de leur emplacement sur la carte : les composants de coin (en rouge), le grand axe (orange) et le petit axe (vert). Cette décomposition est représentée sur la Figure III-8. Dans chaque famille, tous les composants ont été soumis aux mêmes déformations. Même si ces trois familles se situent dans la zone homogène avec un écart de moins de 10% en déformation de cisaillement, les simulations montrent que les deux composants situés sur le petit axe (MN2 et MN7) sont légèrement moins sollicités que les composants situés sur le grand axe (MN4 et MN5). Les composants de coin (MN1, MN3, MN6 et MN8) sont les composants les plus sollicités. Les analyses de défaillance permettront d'identifier si ces trois familles rencontrent des modes de défaillances identiques.

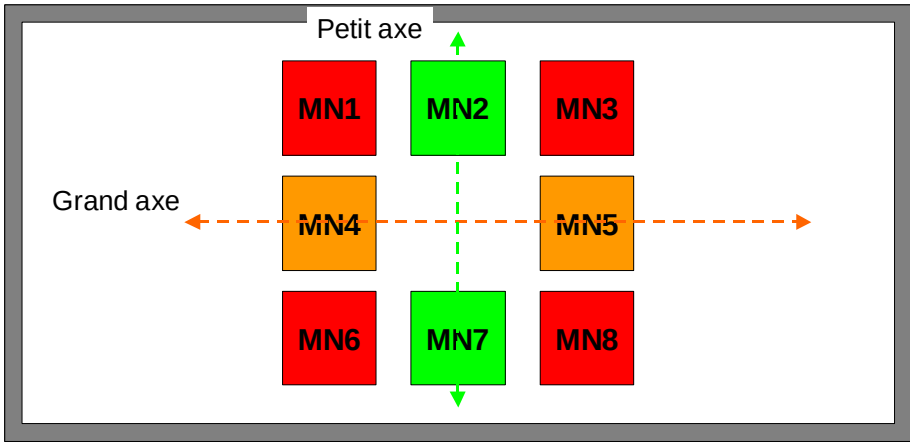


Figure III-8 : Répartition des familles de composants selon leur position

Trois cartes ont été soumises aux analyses de défaillance : une carte de référence, une carte vieillie et une carte non vieillie mais dont l'essai a été réalisé à haute température avec un temps de maintien élevé. Les conditions d'essais de ces cartes sont synthétisées dans le Tableau III-3. Pour chacune de ces cartes, un composant représentatif de chaque famille a été analysé.

Carte	Stockage	Conditions d'essai de torsion				
		T° d'essai	Maintien	Angle	Vitesse	
VTT2-03	Aucun	30°C	1s	7°	$5°.s^{-1}$	Référence
VTT2-11	Aucun	100°C	300s	7°	$5° s^{-1}$	Contrainte
VTT2-22	500h à 125°C	30°C	1s	7°	$5° s^{-1}$	Vieillie

Tableau III-3 : Conditions d'essai des cartes destinées à l'analyse de défaillance

Les analyses de défaillances réalisées consistent à localiser et identifier les fissurations des joints brasés après essais. Pour ce faire, une microsection du composant analysé est effectuée sur une rangée de billes où au moins une défaillance est avérée. Etant donné que l'essai est arrêté après la défaillance du dernier composant, il est courant d'identifier de nombreuses défaillances sur un même composant. Dans ce cas, il n'est pas possible de déterminer où a eu lieu la première défaillance. Pour chaque joint brasé défaillant, la fissure est alors identifiée en fonction de la nature de l'élément défaillant (piste de cuivre, interface, joint) et de la position de la défaillance (côté carte ou composant).

Le Tableau III-4 synthétise les résultats de ces analyses de défaillance. Pour chaque carte et famille de composants, le mode de défaillance principal est indiqué, ainsi que sa proportion parmi l'ensemble des défaillances du composant. Les analyses de défaillance sur les cartes ont montré que le mode de défaillance ne présentait pas de différence entre les cartes vieillies et non vieillies. Pour les deux états de vieillissement, dans la condition de référence (température ambiante, temps de maintien de 1 seconde), la défaillance se localise dans le joint brasé côté composant (Figure III-9). Les résultats peuvent donc être comparés entre les différents niveaux de vieillissement.

Pour les cartes non vieillies, une analyse de défaillance a été effectuée pour une carte dont l'essai a été réalisé à température plus élevée avec un long maintien à chaque cycle, ce qui représente une condition d'essai plus sévère. La température élevée (75% de la température de fusion en Kelvin) favorise le fluage de l'alliage de brasure. De plus, le temps de maintien élevé permet une grande phase relaxation des contraintes qui conduit à une forte dissipation d'énergie et donc à un endommagement potentiellement plus élevé. Pour ces essais, le mode de défaillance n'est pas le même et s'est transposé du côté composant vers le côté carte, tout en restant dans la brasure (Figure III-10). Ce phénomène a déjà été rencontré dans la thèse de Wilson Maia [11] et correspond à l'application de contraintes en flexion élevées. Malgré la différence de localisation de la défaillance, les modes de défaillance restent comparables car la fissuration se situe toujours dans le joint brasé.

Carte	Composant	Nombre de défaillances	Type de fissure majoritaire	Proportion
VTT2-03	Coin	6	Joint, côté composant	83%
VTT2-03	Grand axe	7	Joint, côté composant	71%
VTT2-03	Petit axe	2	Joint, côté composant	100%
VTT2-11	Coin	8	Joint, côté carte	88%
VTT2-11	Grand axe	3	Joint, côté carte	100%
VTT2-11	Petit axe	5	Joint, côté carte	100%
VTT2-22	Coin	9	Joint, côté composant	78%
VTT2-22	Grand axe	11	Joint, côté composant	64%
VTT2-22	Petit axe	7	Joint, côté composant	57%

Tableau III-4 : Types de défaillance par famille de composants pour les essais de torsion

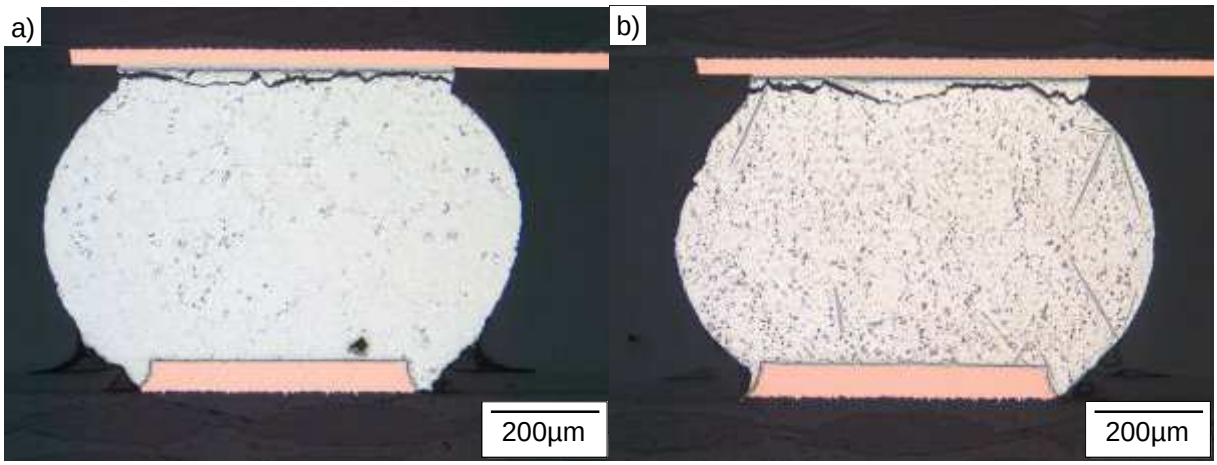


Figure III-9 : Exemple de défaillance dans le joint, côté composant - a) VTT2-03 grand axe ; b) VTT2-22 - coin

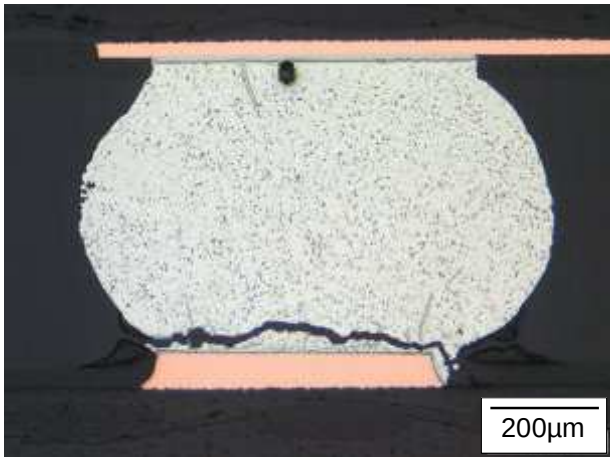


Figure III-10 : Exemple de défaillance dans le joint, côté carte - VTT2-11 coin

III.3.3.2 Résultats de torsion

Durant les essais de torsion, les nombres de cycles à la défaillance de chaque composant sont collectés. Pour une condition donnée, la probabilité de défaillance est représentée en fonction du nombre de cycles grâce à une loi de type Weibull à deux paramètres. Le premier paramètre, β, représente la pente de cette droite qui dépend de la technologie et rend compte de la maîtrise du procédé d'assemblage dans son ensemble. Expérimentalement, pour les essais de torsion, une valeur habituelle de ce paramètre pour la tenue mécanique de joints brasés de composants à billes est d'environ 3. Le deuxième paramètre, η, est la durée de vie typique qui correspond à 62,3% de probabilité de défaillance.

III.3.3.2.1 Influence du vieillissement

La Figure III-11 présente les résultats des essais de torsion pour les quatre conditions de vieillissement (0h, 250h, 500h et 1000h à 125°C) pour la condition de torsion de référence. Alors que la condition non vieillie (T0) se détache clairement des autres courbes, les courbes de vieillissement à 250h, 500h et 1000h se chevauchent. Ce chevauchement est causé par des pentes légèrement différentes, qui reflètent une dispersion expérimentale variable, et des valeurs de durée de vie proches. Compte tenu des intervalles de confiance statistique pour ces résultats, l'écart entre les différentes conditions de vieillissement (250h, 500h ou 1000h à 125°C) est insuffisant pour pouvoir les distinguer entre elles. Cependant, étant donné que les pentes des quatre courbes sont proches (β est dans la même gamme de valeur), il est possible de comparer les durées de vie caractéristiques entre la condition initiale d'une part et les différentes conditions de vieillissement d'autre part (Tableau III-5). Dans la condition de torsion de référence, le vieillissement thermique induit une chute du nombre de cycles à la défaillance de 35 à 45%, ce qui est significatif.

Durée de vieillissement	β	Dégradation du nombre de cycles (réduction de η) après vieillissement
0h	2.7	
250h	3.1	33%
500h	2.1	38%
1000h	3.0	46%

Tableau III-5 : Impact du vieillissement sur le nombre de cycles à la défaillance en torsion – condition de référence

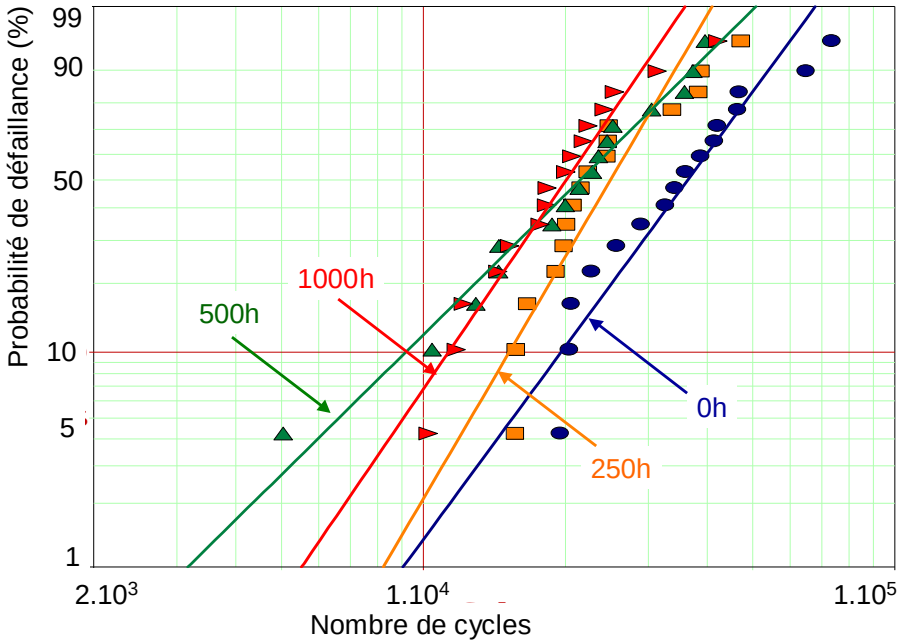


Figure III-11 : Courbes de Weibull pour les différentes conditions de stockage – Condition de torsion de référence (Température : 30°C ; Temps de maintien : 1s ; Angle de torsion : 7° ; Vitesse de torsion 5°s^{-1})

III.3.3.2.2 Interaction entre les paramètres de torsion et le vieillissement

Pour des raisons de clarté, les résultats suivants seront tous normés en divisant l'ensemble des valeurs par 41069, qui correspond à la valeur de η obtenue pour l'essai de référence (30°C, carte non vieillie).

L'influence de la température d'essai est illustrée sur la Figure III-12 pour les cartes sans et avec stockage. Il est possible de constater que plus la température d'essai est élevée, plus le nombre de cycles à la défaillance diminue. Dans le cas des cartes non vieillies, il existe un facteur 5 entre la durée de vie à 100°C et celle à température ambiante. Le vieillissement des cartes accentue ce phénomène en faisant passer ce facteur à 10. Ceci peut être dû à une dégradation accrue des matériaux de la carte assemblée pendant le vieillissement à haute température qui deviennent alors plus fragiles lorsqu'ils sont soumis à nouveau à une haute température pendant l'essai.

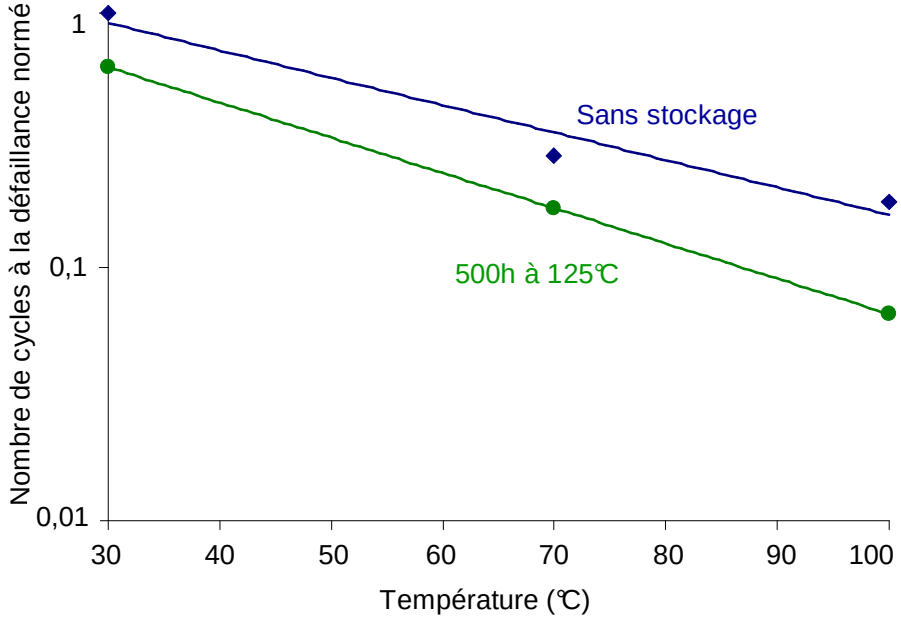


Figure III-12 : Influence de la température sur la tenue mécanique des joints brasés en essais de torsion (Temps de maintien : 1s ; Angle de torsion : 7° ; Vitesse de torsion : 5°s^{-1})

La Figure III-13 représente l'influence du temps de maintien sur le nombre de cycles à la défaillance. Pour les cartes non vieillies, un temps de maintien de 10 secondes suffit à diviser par deux le nombre de cycles à la défaillance, tant pour les essais à température ambiante que ceux à 100°C. Pour ces cartes, des essais complémentaires ont été réalisés à des temps de maintien de 60s et 300s à 100°C. Après 300 secondes, le nombre de cycles à la défaillance est divisé par 10.

En ce qui concerne les cartes vieillies 500h à 125°C, un seul essai a été réalisé avec un temps de maintien de 60s pour un essai à température ambiante. Il en résulte que l'impact de ce

temps de maintien est moins fort pour les cartes vieillies que pour les cartes non vieillies. En effet, alors qu'après 60 secondes de maintien pour des cartes non vieillies, le nombre de cycles à la défaillance a été divisé par 4, le facteur n'est que de 2 pour les cartes vieillies.

Une explication possible de ce phénomène concerne la durée des essais. En effet, les essais à long temps de maintien (60 secondes et 300 secondes) prennent plusieurs jours, voire plus d'une semaine. Pour les cartes non vieillies, le maintien à 100°C sur ces durées peut induire un vieillissement simultané. Pour les cartes déjà vieillies, l'impact du stockage supplémentaire à cette température serait négligeable, ce qui pourrait expliquer la différence d'un facteur 2 entre essais avant et après vieillissement.

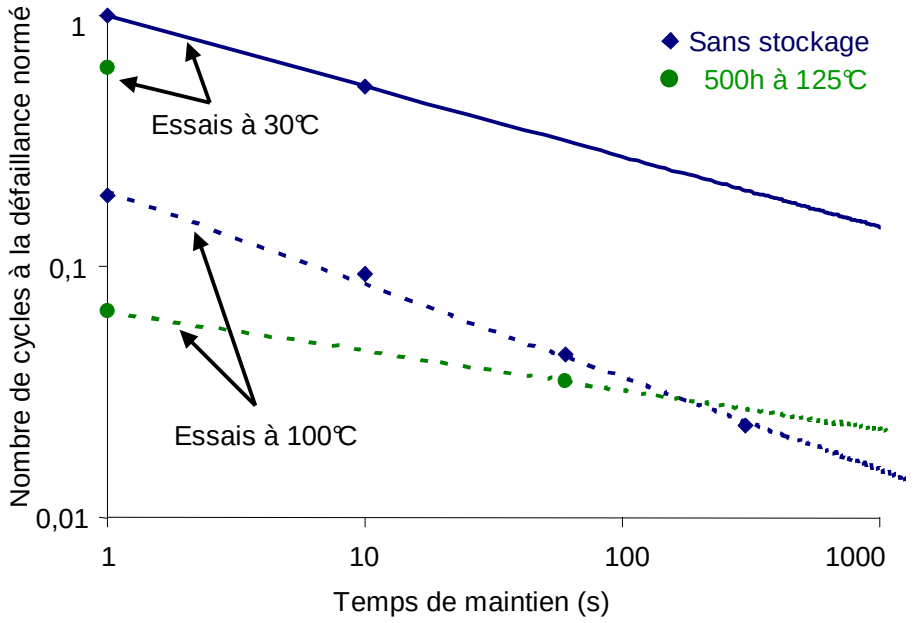


Figure III-13 : Influence du temps de maintien sur la tenue mécanique des joints brasés en essais de torsion (Angle de torsion : 7° ; Vitesse de torsion 5°s^{-1})

La Figure III-14 montre l'influence de l'angle de torsion sur le nombre de cycles à la défaillance, en fonction du vieillissement et de la température d'essai. Quelles que soient les conditions d'essai, l'augmentation de l'angle de torsion diminue la tenue mécanique. Pour les essais à température ambiante, cette chute est très forte : une division par 50 pour les cartes non vieillies, et une division par 30 pour les cartes vieillies. Par contre, pour les essais à 100°C, cet impact est plus faible, mais reste très marqué : une division par 9 pour les cartes non vieillies, et par 7 pour les cartes vieillies. Ces valeurs montrent aussi que l'impact de l'angle est plus faible pour les cartes vieillies 500h à 125°C que les cartes non vieillies.

Ces résultats peuvent s'expliquer par la présence de deux mécanismes d'endommagement différents, comme il l'a été suggéré dans la thèse de Wilson Maia [11] ou des travaux de Ladani *et al.* [49]. Un premier mécanisme d'endommagement correspondrait à la

plasticité instantanée et le deuxième à l'endommagement lié au fluage. A 20°C, le mécanisme lié à la plasticité instantanée serait prépondérant, ce qui justifierait l'impact très fort de la valeur de l'angle de torsion. Pour les essais à 100°C, les phénomènes visqueux seraient majoritaires, et la valeur de l'angle de torsion jouerait un rôle au second niveau.

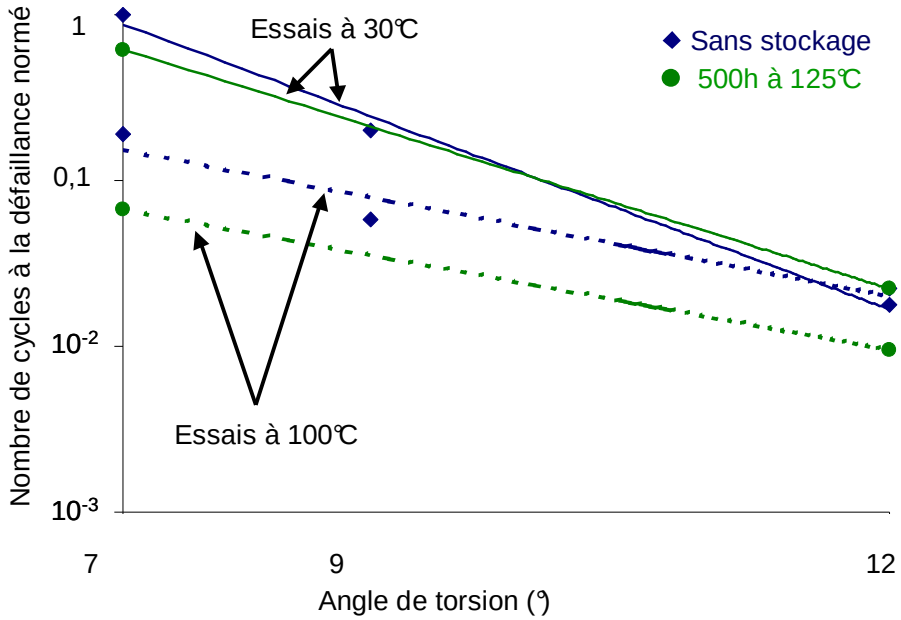


Figure III-14 : Influence de l'angle de torsion sur la tenue mécanique des joints brasés en essais de torsion (Temps de maintien : 1s ; Vitesse de torsion 5°s^{-1})

III.3.4 Discussion

L'objectif de ces essais de torsion était de vérifier si l'influence observée du vieillissement sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 avait des conséquences sur l'endommagement des joints brasés sous contraintes mécaniques. Une synthèse des résultats des différents essais est présentée sur le Tableau III-6. Dans ce tableau, les 4 premiers critères concernent le comportement mécanique du matériau, principalement sous chargements monotones. Le dernier critère est lié à l'endommagement mécanique du matériau en fatigue oligocyclique. L'ensemble des résultats montre un impact du vieillissement de plusieurs dizaines de pourcents pour chacun des critères. Cette observation met en lumière la nécessité de s'intéresser davantage aux mécanismes d'endommagement afin de comprendre le rôle du vieillissement thermique sur ceux-ci.

Eprouvette	Critère	Variation après vieillissement
Lingot	Dureté Vickers	-30%
Lingot	Dureté par nano-indentation	-35%
Eprouvette de traction	Contrainte maximale	-35%
Bille d’alliage	Force de compression à 5% d’écrasement	-20%
Joint brasé	Tenue mécanique en torsion	-45%

Tableau III-6 : Synthèse des résultats mettant en avant l'influence du vieillissement de l'alliage SAC305

De plus, on a montré que les essais de torsion correspondaient à des sollicitations à déformation plastique macroscopique (et de la fatigue oligocyclique), contrairement aux essais de vibration qui génèrent des déformations macroscopiquement élastiques mais localement plastiques (correspondant à de l’endurance limitée). Des essais spécifiques de vibrations correspondant aux sollicitations réelles doivent être réalisés. Un soin particulier doit être apporté à la méthodologie afin de respecter les exigences décrites précédemment : la défaillance doit être générée dans les joints brasés et la dispersion des contraintes doit avoir un impact plus faible sur le résultat que le phénomène que l’on cherche à observer. A ce jour, cette méthode n’existe pas.

III.3.5 Synthèse

L’influence du vieillissement à température constante sur la tenue mécanique des joints brasés a été évaluée à l’aide d’essais de torsion sur carte assemblée. Les essais de torsion permettent de générer des contraintes de cisaillement dans les joints brasés par le déplacement relatif entre le composant et la carte assemblée.

Ces essais ont été choisis car ils permettent des comparaisons rapides entre cartes assemblées au moyen de sollicitations mécaniques cycliques et isothermes en assurant une maîtrise de la sollicitation suffisante ainsi qu’une défaillance localisée dans les joints brasés.

Une campagne d’essais a été réalisée sur des cartes assemblées en faisant varier les conditions de vieillissement mais aussi les paramètres d’essai. Les résultats ont montré une diminution d’environ 50% de la tenue mécanique des joints brasés dans ces conditions entre les cartes assemblées non stockées et celles stockées 500h à 125°C. Ces résultats sont concordants avec les essais sur alliage massif et à l’échelle d’une bille pour lesquels seul le comportement mécanique était étudié, et non l’endommagement.

Cependant, les sollicitations mécaniques réelles étant des chocs répétés et des vibrations, il apparaît indispensable de réaliser des essais spécifiques avec des sollicitations proches de ces sollicitations réelles. Ces essais devront, de plus, respecter les critères déjà énoncés (sollicitation mécaniques, maîtrise et homogénéité des sollicitations, défaillance localisée dans le joint brasé).

Synthèse générale

Objectif de l’étude

L'objectif de ces travaux de recherche était d’évaluer l’impact du vieillissement sur la tenue en fatigue des assemblages électroniques avec alliage SAC305 sous contraintes mécaniques élevées.

Pour cette étude, un laboratoire de mécanique, reconnu dans son domaine, et un industriel, leader dans les technologies d’électronique de pointe, se sont associés, ce qui a permis de confronter et d’allier deux cultures différentes.

Grâce à cette double compétence, une démarche par étapes a été mise en place, partant de la structure la plus simple, permettant des essais mécaniques standards, vers la structure la plus complexe et proche de la réalité industrielle. Dans un premier temps, le comportement mécanique des alliages SAC et l’influence du vieillissement à température constante sur celui-ci ont été analysés sur des éprouvettes de différentes dimensions. Puis l’influence du vieillissement sur l’endommagement des joints brasés a été évaluée sur une carte assemblée au moyen d’essais de durée de vie sous sollicitations mécaniques cycliques.

Évaluation du vieillissement sur le comportement mécanique de l’alliage SAC305

L’évaluation de l’influence du vieillissement à température constante sur le comportement mécanique de l’alliage SAC305 a été étudiée en trois étapes majeures :

- L’impact du vieillissement à température constante sur l’alliage SAC305, tant au niveau de la microstructure que sur le comportement mécanique, a été évalué pour plusieurs conditions de vieillissement, dépendantes du temps et de la température. Une série d’observations en lumière polarisée d’échantillons stockés selon différentes conditions a permis de mettre en évidence un phénomène de grossissement de grain se stabilisant après quelques centaines d’heures à 125°C. Des essais de dureté Vickers sur ces mêmes échantillons ont montré une chute d’environ 30% de la valeur de dureté après vieillissement complet, la dureté étant presque stabilisée après un stockage de 500h à 125°C. L’ensemble des essais de dureté a, par ailleurs, permis de définir une loi de vieillissement valable pour des températures comprises entre 25°C et 150°C. En complément des essais de dureté macroscopiques, des essais de nano-indentation ont été menés sur les mêmes échantillons afin d’évaluer l’impact du vieillissement sur le

comportement mécanique de l'alliage SAC305 à une échelle plus faible. Grâce à des résultats similaires à ceux obtenus par les essais de dureté Vickers, la méthode de nano-indentation a permis de prouver que l'impact du vieillissement à température constante était notable à une échelle microscopique (de l'ordre de quelques dizaines de micromètres). De plus, par comparaison entre les résultats des essais d'indentation et les observations microscopiques, il a été prouvé que l'évolution de la microstructure et celle de la dureté suivaient des lois analogues.

- La caractérisation expérimentale du comportement mécanique sur l'alliage SAC305 a été conduite. Des essais de traction monotones et cycliques ont été réalisés sur cet alliage dans la condition initiale et après un vieillissement de 500h à 125°C. Grâce à des conditions d'essais adaptées, ces essais ont permis de caractériser les propriétés élastoviscoplastiques de cet alliage. De plus, ces essais ont mis en évidence l'influence du vieillissement sur le comportement mécanique de cet alliage tant au niveau de la contrainte maximale en traction (35% de chute) qu'en ce qui concerne la contrainte résiduelle après relaxation, qui est divisée par deux.
- L'influence du vieillissement sur le comportement de l'alliage SAC305 a été évaluée à l'échelle des joints brasés afin de valider ces observations pour une structure réelle. Dans cet objectif, une méthodologie d'essais de compression sur bille d'alliage de diamètre proche de 500µm a été développée. Les échantillons utilisés étaient des billes d'alliage commerciales avant et après vieillissement dont la microstructure est proche de celle des joints brasés. Les résultats ont montré que pour un même niveau d'écrasement, la force de compression d'une bille est environ 20% moindre après un stockage de 500h à 125°C. Des résultats sur billes stockées 1000h à 125°C n'ont pas montré de différence notable avec ceux des billes stockées 500h à cette température, ce qui tend à prouver une stabilisation du vieillissement comparable à celle observée sur échantillons massifs.

Parallèlement à ces essais, des activités de modélisation ont été entreprises. L'approche la plus courante pour les alliages de brasure destinés aux assemblages électroniques est d'identifier le comportement mécanique du matériau à partir d'essais monotones, afin de réaliser des calculs sur composants assemblés sollicités cycliquement. Cette étude permet une démarche de modélisation plus complète et réaliste. Dans un premier temps, le modèle de comportement a été identifié à partir d'essais de traction cycliques à température ambiante, pour des vitesses de déformation comprises entre $2.10^{-5}s^{-1}$ et $2.10^{-3}s^{-1}$ et pour des niveaux de déformation allant jusque 2%. Deux modèles viscoplastiques ont été identifiés, correspondants à l'alliage dans la condition initiale et après vieillissement. Ensuite, la modélisation des essais de compression sur bille d'alliage a permis la validation de ces modèles à l'échelle d'un joint brasé, en vue d'une utilisation pour des calculs sur composants assemblés sous sollicitations cycliques.

L'évaluation de l'impact du vieillissement sur le comportement mécanique de l'alliage SAC305 a permis :

- **d'établir un lien entre grossissement de grain et diminution de la dureté**
- **de déterminer une loi de vieillissement valide pour des températures allant de 25°C à 150°C**
- **de mettre en évidence la diminution des propriétés mécaniques après vieillissement : -30% pour la dureté Vickers, -35% pour la dureté en nano-indentation, -35% pour la contrainte maximale en essais de traction-compression cyclique, -20% pour la force de compression sur bille assemblée**
- **d'établir une loi de comportement pour l'alliage SAC305 avant et après vieillissement correspondant au comportement mécanique cyclique et valide à l'échelle d'un joint brasé**

Endommagement du matériau dans son environnement

Il a été démontré que le vieillissement thermique de l'alliage SAC305 induisait une variation notable de son comportement mécanique, liée à l'évolution de la microstructure. La stabilisation de cette variation est atteinte après un vieillissement de 500h à 125°C, ce qui représente plus de 10 ans à température ambiante. Pour les applications à longue durée de vie, il est légitime de s'interroger quant à l'évolution de la tenue en fatigue mécanique des joints brasés liée au vieillissement de l'alliage de brasure.

Pour répondre à cette question, une campagne d'essais de fatigue a été réalisée sur cartes assemblées représentatives d'un matériel électronique. Pour ces essais, la méthodologie de torsion sur carte assemblée développée chez Thales a été sélectionnée car elle permet d'assurer la localisation de la défaillance dans les joints brasés avec une dispersion faible des sollicitations. De plus, Thales possède une bonne maîtrise de cet essai grâce à une longue expérience sur cette technique. Ces essais, réalisés dans différentes conditions de torsion et de vieillissement, ont mis en évidence un affaiblissement de la durée de vie en fatigue des joints brasés en alliage SAC305. Cet affaiblissement est de l'ordre de 40% à 60% entre des cartes dans l'état initial et des cartes vieillies 500h à 125°C. Comme il l'a déjà été précisé précédemment, pour les alliages de type SnPb, le vieillissement est très rapide (quelques jours à température ambiante). Pour ces alliages, seul l'état vieilli est observable dans les assemblages électroniques.

Aucune diminution du nombre de cycles à la défaillance ne peut donc être mesuré entre un état initial et un état vieilli.

L'évaluation de l'impact du vieillissement sur l'endommagement de l'alliage SAC305 en sollicitations mécaniques à l'aide d'essais de torsion (fatigue oligocylique) a permis de mettre en évidence une diminution d'un facteur deux de la durée de vie après vieillissement.

Si l'on considère un assemblage électronique dont la fiabilité est assurée avec un alliage SnPb pour des profils de missions de longue durée et sous contraintes mécaniques importantes, la fiabilité de ce même assemblage avec un alliage de type SAC, toutes choses égales par ailleurs, ne peut pas être assurée.

Perspectives

Certains problèmes ont été soulevés pendant cette étude et restent sans réponse :

- Les essais de torsion sur carte assemblées réalisés dans ces travaux génèrent des hauts niveaux de déformations à des vitesses de déformations faibles. En comparaison, les contraintes mécaniques réelles sont de types vibrations et chocs répétés avec des niveaux de déformations plus faibles et des vitesses de déformations plus élevées. Plusieurs actions peuvent être menées pour confirmer ou non l'impact du vieillissement thermique sur l'endommagement du matériau en sollicitations réelles :
  - Une campagne d'essais de vibrations doit être mise en œuvre avec des niveaux de contrainte et de déformation représentatifs des niveaux typiques rencontrés en milieu opérationnel.
  - Afin de comprendre et d'évaluer les différences entre les essais de torsion et de vibrations, des calculs de structures modélisant ces deux types d'essais pourraient permettre de quantifier les niveaux et vitesses de déformations macroscopiques rencontrées au niveau des joints brasés.
  - Afin d'éliminer l'effet des interfaces dans l'analyse de l'impact du vieillissement sur l'endommagement des joints brasés, il serait aussi pertinent de réaliser des essais de fatigue en vibrations sur alliage seul avant et après vieillissement. Ces essais permettraient de relier ou non l'affaiblissement éventuel de la tenue

mécanique des joints brasés en vibrations avec l'évolution du comportement de l'alliage seul.

- Dans la majorité des essais, un seul alliage a été analysé, le SAC305. Cependant, les essais complémentaires d'indentation ont montré une diminution de la dureté pour tous les alliages de type SAC testés, associée à une évolution de la taille des grains sauf pour une des compositions. Il a donc été mis en avant que plusieurs phénomènes de vieillissement de l'alliage coexistent et sont plus ou moins importants selon la composition de l'alliage. De plus, le vieillissement des interfaces des joints brasés doit être pris en considération. Ces observations confirment le fait qu'il est nécessaire d'identifier les différents mécanismes de vieillissement existants dans les joints brasés, en fonction du type d'alliage Afin d'identifier ces mécanismes, des activités complémentaires peuvent être menées :
  - Pour les alliages les plus courants, il est essentiel de comprendre en quoi le vieillissement thermique impacte les mécanismes d'endommagement des joints brasés. Cette compréhension peut passer, par exemple, par de la métrologie in situ, à l'échelle de la microstructure, afin de mieux appréhender les mécanismes d'endommagement. De tels essais soulèvent de nombreuses difficultés techniques liées à l'échelle considérée.
  - Un plan d'expériences adapté, faisant intervenir des cartes assemblées avec plusieurs alliages de brasures et plusieurs finitions par exemple, pourrait permettre d'évaluer quels sont les mécanismes de vieillissement prépondérants dans l'affaiblissement de la tenue en fatigue mécanique des joints brasés.

De plus, plusieurs points n'ont pas été abordés lors de cette étude :

- La fatigue thermique n'a pas été étudiée à cause de la superposition de la sollicitation et du vieillissement thermique. Cependant, la démarche proposée dans ce travail de recherche reste valide, en particulier en ce qui concerne le comportement mécanique des alliages SAC, même si des essais à plusieurs températures doivent êtres encore réalisés pour compléter les résultats.
- Plusieurs études ont montré une faiblesse des alliages de type SAC sollicités mécaniquement à faible température (-55°C), proche de la température de transition ductile-fragile de ces alliages. Les conséquences de cette faiblesse sur la tenue mécanique des assemblages électroniques soumis à des sollicitations réelles sont encore peu connues et doivent être étudiées.

De manière générale, la compréhension de l'endommagement en fatigue des joints brasés reste un problème ouvert, peu abordé actuellement. Les problématiques soulevées concernent en particulier l'échelle à laquelle l'étude doit être réalisée, mais aussi le choix des essais permettant la caractérisation de l'endommagement de manière cohérente vis-à-vis des sollicitations réelles de la structure. De plus, dans le cas d'un matériau utilisé à haute température et dont le comportement mécanique est élastoviscoplastique, comme les alliages de type SAC dans les assemblages électroniques, il est nécessaire de prendre en compte les interactions entre plasticité et viscosité (couramment appelées interactions fatigue-fluage). Cette nécessité complexifie encore l'étude de l'endommagement en fatigue des alliages de type SAC.

Références

[1] INSEE, “Tableaux de l'économie française - édition 2010,” 2010.

[2] R. Arthaut, “La consommation des ménages en TIC depuis 45 ans - un renouvellement permanent,” INSEE, 2006.

[3] Parlement Européen, “Waste Electrical and Electronic Equipment. Directive 2002/96/EC,” 2003.

[4] Parlement Européen, “Restriction of Hazardous Substances. Directive 2002/95/EC,” 2003.

[5] Y. Miyazawa and T. Ariga, “Microstructural change and hardness of lead free solder alloys,” in *Proceedings of the First International Symposium On Environmentally Conscious Design and Inverse Manufacturing (EcoDesign '99)*, pp. 616-619, 1999.

[6] S. Wiese and S. Rzepka, “Time-independent elastic-plastic behaviour of solder materials,” *Microelectronics Reliability*, vol. 44, no. 12, pp. 1893-1900, Dec. 2004.

[7] H. Ma, Y. Zhang, Z. Cai, J. C. Suhling, P. Lall, and M. J. Bozack, “Aging induced evolution of free solder material behavior,” in *Proceedings of the 9th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Micro-Systems (EuroSimE)*, pp. 335-346, 2008.

[8] O. Fouassier, J. Heintz, J. Chazelas, P. Geffroy, and J. Silvain, “Microstructural evolution and mechanical properties of SnAgCu alloys,” *Journal of Applied Physics*, vol. 100, no. 4, pp. 043519-8, 2006.

[9] L. Xu and J. Pang, “Effect of Intermetallic and Kirkendall Voids Growth on Board Level Drop Reliability for SnAgCu Lead-Free BGA Solder Joint,” in *Proceedings of the 56th Electronic Components and Technology Conference (ECTC 2006)*, pp. 275- 282, 2006.

[10] N. Bai, X. Chen, and H. Gao, “Simulation of uniaxial tensile properties for lead-free solders with modified Anand model,” *Materials & Design*, vol. 30, no. 1, pp. 122-128, Jan. 2009.

[11] W. C. Maia Filho, “Méthodologie d'essais accélérés de torsion et de détection de défaillance appliquée aux assemblages électroniques à billes,” Thèse, Bordeaux 1, 2008.

[12] E. Suhir, *Micro- and Opto-Electronic Materials and Structures: Physics, Mechanics, Design, Reliability, Packaging*, Springer US., vol. 1. 2007.

[13] J. Bath, *Lead-Free Soldering*, Springer US. 2007.

[14] I. Artaki et al., “Research trends in lead-free soldering in the US: NCMS Lead-Free Solder Project,” in *Environmentally Conscious Design and Inverse Manufacturing, 1999. Proceedings. EcoDesign '99: First International Symposium On*, pp. 602 -605, 1999.

[15] K. S. Kim, S. H. Huh, and K. Suganuma, “Effects of cooling speed on microstructure and tensile properties of Sn-Ag-Cu alloys,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 333, no. 1, pp. 106-114, 2002.

[16] E. S. W. Poh, W. H. Zhu, X. R. Zhang, C. K. Wang, A. Y. S. Sun, and H. B. Tan, “Lead-free solder material characterization for thermo-mechanical modeling,” in *Proceedings of the 9th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Micro-Systems (EuroSimE)*, pp. 627-634, 2008.

[17] G. Cuddalorepatta, D. Herkommer, and A. Dasgupta, “Stress Relaxation Characterization of Hypoeutectic Sn3.0Ag0.5Cu Pb-free Solder: Experiment and Modeling,” presented at the Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2007. EuroSime 2007. International Conference on, pp. 1-8, 2007.

[18] R. Darveaux, “Effect of Assembly Stiffness and Solder Properties on Thermal Cycle Acceleration Factors,” presented at the International Workshop on Thermal Investigation on ICs and Systems, pp. 192-203, 2006.

[19] Min Pei, Xuejun Fan, and P. Bhatti, “Field Condition Reliability Assessment for SnPb and SnAgCu Solder Joints in Power Cycling Including Mini Cycles,” in *Electronic Components and Technology Conference, 2006. Proceedings. 56th*, pp. 899-905, 2006.

[20] F. Che, H. Pang, W. Zhu, Wei Sun, and A. Sun, “Modeling Constitutive Model Effect on Reliability of Lead-Free Solder Joints,” presented at the International Conference on Electronic Packaging Technology, 2006. ICEPT '06. 7th, pp. 1-6, 2006.

[21] A. Chaillot et al., “Finite Element Modelling (FEM) of Green Electronics in Aeronautical and Military Communication Systems (GEAMCOS),” presented at the International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2007. EuroSime 2007., pp. 1-8, 2007.

[22] P. Hegde, D. Whalley, and V. V. Silberschmidt, “Creep Analysis of a Lead-free Surface Mount Device,” presented at the International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2007. EuroSime 2007., pp. 1-7, 2007.

[23] Z. Jun, C. GuoZhong, L. Yong, L. LiHua, and H. WeiNa, “Mechanical Characterization and Viscoplastic-Damage Constitutive Model of SnAgCu Solder,” in *Proceedings of the 8th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems. (EuroSimE)*, pp. 1-7, 2007.

[24] M. Pei and J. Qu, “Constitutive modeling of lead-free solders,” in *Proceedings of the International Symposium on Advanced Packaging Materials: Processes, Properties and Interfaces*, pp. 45-49, 2005.

[25] Q. Wang, L. Liang, and Y. Liu, “Experimental Determination of Mechanical Properties for Lead-Free Material SnAgCu,” in *Proceedings of the 7th International Conference on Electronic Packaging Technology (ICEPT '06)*, pp. 1-4, 2006.

[26] J. W. Evans, *A Guide to Lead-free Solders*. Springer London, 2007.

[27] M. Amagai, M. Watanabe, M. Omiya, K. Kishimoto, and T. Shibuya, “Mechanical characterization of Sn-Ag-based lead-free solders,” *Microelectronics Reliability*, vol. 42, no. 6, pp. 951-966, 2002.

[28] Xu Chen, Gang Chen, and M. Sakane, “Prediction of stress-strain relationship with an improved Anand constitutive Model For lead-free solder Sn-3.5Ag,” *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, vol. 28, no. 1, pp. 111-116, 2005.

[29] M. Erinc, P. Schreurs, and M. Geers, “Intergranular thermal fatigue damage evolution in SnAgCu lead-free solder,” *Mechanics of Materials*, vol. 40, no. 10, pp. 780-791, 2008.

[30] D. W. Henderson et al., “The microstructure of Sn in near-eutectic Sn Ag Cu alloy solder joints and its role in thermomechanical fatigue,” *Journal of Materials Research*, vol. 19, pp. 1608-1612, 2004.

[31] L. D. Brownlee, “Lattice Constant of Grey Tin,” *Nature*, vol. 166, no. 4220, p. 482, print. 1950.

[32] R. Clark, G. B. Craig, and B. Chalmers, “Mechanical twinning in white tin,” *Acta Crystallographica*, vol. 3, no. 6, p. 479, 1950.

[33] W. Plumbridge, “Tin pest issues in lead-free electronic solders,” in *Lead-Free Electronic Solders*, Springer US, 2007, pp. 307 - 318.

[34] K. Subramanian, “Role of anisotropic behaviour of Sn on thermomechanical fatigue and fracture of Sn-based solder joints under thermal excursions,” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 30, no. 5, pp. 420-431, 2007.

[35] M. Matin, E. Coenen, W. Vellinga, and M. Geers, “Correlation between thermal fatigue and thermal anisotropy in a Pb-free solder alloy,” *Scripta Materialia*, vol. 53, no. 8, pp. 927-932, Oct. 2005.

[36] L. Lehman et al., “Growth of Sn and intermetallic compounds in Sn-Ag-Cu solder,” *Journal of Electronic Materials*, vol. 33, no. 12, pp. 1429-1439, 2004.

[37] S. Kang et al., “Ag3Sn plate formation in the solidification of near-ternary eutectic Sn-Ag-Cu,” *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, vol. 55, no. 6, pp. 61-65, 2003.

[38] A. LaLonde et al., “Quantitative metallography of β-Sn dendrites in Sn-3.8Ag-0.7Cu ball grid array solder balls via electron backscatter diffraction and polarized light microscopy,” *Journal of Electronic Materials*,

vol. 33, no. 12, pp. 1545-1549, 2004.

[39] L. Lehman, Y. Xing, T. Bieler, and E. Cotts, “Cyclic twin nucleation in tin-based solder alloys,” *Acta Materialia*, vol. 58, no. 10, pp. 3546-3556, 2010.

[40] M. Mueller, S. Wiese, M. Roellig, and K. Wolter, “The Dependence of Composition, Cooling Rate and Size on the Solidification Behaviour of SnAgCu Solders,” in *Proceedings of the 8th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems. (EuroSimE)*, pp. 1-10, 2007.

[41] S. Seo, S. Kang, M. Cho, D. Shih, and H. Lee, “The Crystal Orientation of β-Sn Grains in Sn-Ag and Sn-Cu Solders Affected by Their Interfacial Reactions with Cu and Ni(P) Under Bump Metallurgy,” *Journal of Electronic Materials*, vol. 38, no. 12, pp. 2461-2469, Dec. 2009.

[42] J. J. Sundelin, S. T. Nurmi, and T. K. Lepistö, “Recrystallization behaviour of SnAgCu solder joints,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 474, no. 1, pp. 201-207, Février. 2008.

[43] N. Hansen, “Hall-Petch relation and boundary strengthening,” *Scripta Materialia*, vol. 51, no. 8, pp. 801-806, Oct. 2004.

[44] S. Seo, S. Kang, D. Shih, and H. Lee, “An Investigation of Microstructure and Microhardness of Sn-Cu and Sn-Ag Solders as Functions of Alloy Composition and Cooling Rate,” *Journal of Electronic Materials*, vol. 38, no. 2, pp. 257-265, 2009.

[45] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui, *Comportement mécanique des matériaux - élasticité et plasticité*. 1995.

[46] L. F. Coffin, “A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile material,” *Trans. ASME*, vol. 53, pp. 931-950, 1953.

[47] S. S. Manson, *Behaviour of materials under conditions of thermal stresses*. N.A.C.A., 1953.

[48] R. P. Skelton, T. Vilhelmsen, and G. A. Webster, “Energy criteria and cumulative damage during fatigue crack growth,” *International Journal of Fatigue*, vol. 20, no. 9, pp. 641-649, 1998.

[49] L. J. Ladani and J. Razmi, “An anisotropic mechanical fatigue damage evolution model for Pb-free solder materials,” *Mechanics of Materials*, vol. 41, no. 7, pp. 878-885, 2009.

[50] IPC Standard, “IPC-SM-785 Guidelines for Accelerated Reliability Testing of Surface Mount Attachments,” 1992.

[51] IPC, “IPC-9701A - Performance Test Methods and qualification Requirements for Surface Mount Solder Attachments,” 2006.

[52] Airbus France et al., “Guide FIDES 2009 - Méthodologie de fiabilité pour les systèmes électroniques,” 2009.

[53] Y. Zhou, M. Al-Bassyiouni, and A. Dasgupta, “Harmonic and Random Vibration Durability of SAC305 and Sn37Pb Solder Alloys,” *Components and Packaging Technologies, IEEE Transactions on*, vol. 33, no. 2, pp. 319 -328, 2010.

[54] P. Ratchev et al., “A study of brittle to ductile fracture transition temperatures in bulk Pb-free solders,” in *Proceedings of the 15th European Microelectronics and Packaging Conference and Exhibition*, pp. 248-252, 2005.

[55] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui, *Comportement mécanique des matériaux - viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact*. 1995.

[56] A. C. Fischer-Cripps, *Nanoindentation*, Second Edition. Springer, 2004.

[57] C. Liu, “On the minimum size of representative volume element: An experimental investigation,” *Experimental Mechanics*, vol. 45, no. 3, pp. 238-243, Jun. 2005.

[58] A. H. Bazin, “Aspect statistique des mesures de grain,” *Revue de statistique appliquée*, vol. 5, no. 2, pp. 45-75, 1957.

[59] B. Dompierre, V. Aubin, E. Charkaluk, W. Maia Filho, and M. Brizoux, “Influence of Thermal Ageing on Long Term Reliability of SnAgCu Solder Joints,” in *Proceedings of the 10th International Conference on*

Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Micro-Systems (EuroSimE), pp. 342-347, 2009.

[60] E. Kamara, H. Lu, C. Bailey, C. Hunt, D. Di Maio, and O. Thomas, "A multi-disciplinary study of vibration based reliability of lead-free electronic interconnects," *Microelectronics Reliability*, vol. 50, no. 9, pp. 1706-1710, Sep. .

[61] P. Zimprich, U. Saeed, A. Betzwar-Kotas, B. Weiss, and H. Ipser, "Mechanical Size Effects in Miniaturized Lead-Free Solder Joints," *Journal of Electronic Materials*, vol. 37, no. 1, pp. 102-109, 2008.

[62] P. Hegde, D. Whalley, and V. Silberschmidt, "Size and microstructure effects on the stress-strain behaviour of lead-free solder joints," in *Microelectronics and Packaging Conference, 2009. EMPC 2009. European*, pp. 1-9, 2009.

[63] D. Herkommer, M. Reid, and J. Punch, "A comprehensive shear-testing facility for joint-scale solder samples," in *International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2008. EuroSimE 2008.*, pp. 1-8, 2008.

[64] P. Jud, G. Grossmann, U. Sennhauser, and P. Uggowitzer, "Local creep in SnAg3.8Cu0.7 lead-free solder," *Journal of Electronic Materials*, vol. 34, no. 9, pp. 1206-1214, 2005.

[65] S. Wiese et al., "Experimental Determination of Time-Independent Elastic-Plastic Behaviour of Solder Joints at High Strain Rates," in *International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2007. EuroSime 2007.*, pp. 1-5, 2007.

[66] S. Wiese and K. Wolter, "Creep of thermally aged SnAgCu-solder joints," *Microelectronics Reliability*, vol. 47, no. 2, pp. 223-232, 2007.

[67] D. Bhate, D. Chan, G. Subbarayan, and T. C. Chiu, "Solder interconnection specimen design and test control procedure for valid constitutive modeling of solder alloys," presented at the ITHERM '06, pp. 977–983, 2006.

[68] K. A. Olli Salmela, "Re-calibration of Engelmaier's Model for Leadless, Lead-free Solder Attachments," *Quality and Reliability Engineering International*, vol. 23, no. 4, pp. 415-429, 2007.

[69] K. Sweatman, S. Suenaga, and T. Nishimura, "Strength of Lead-Free BGA Spheres in High Speed Loading," in *Proceeding of Pan Pacific Symposium 2008*, 2008.

[70] F. Song, T. Jiang, J. Lo, S. Lee, and K. Newman, "Investigation of mixed SAC and SnPb solder balls under high speed ball shear and pull tests," in *10th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems, 2009. EuroSimE 2009.*, pp. 1-8, 2009.

[71] S. Ha et al., "Mechanical Property Evaluation of Sn-3.0A-0.5Cu BGA Solder Joints Using High-Speed Ball Shear Test," *Journal of Electronic Materials*, vol. 38, no. 12, pp. 2489-2495, Dec. 2009.

[72] O. Nousiainen, J. Putaala, T. Kangasvieri, R. Rautioaho, and J. Vähäkangas, "Failure Mechanisms of Thermomechanically Loaded SnAgCu/Plastic Core Solder Ball Composite Joints in Low-Temperature Co-Fired Ceramic/Printed Wiring Board Assemblies," *Journal of Electronic Materials*, vol. 36, no. 3, pp. 232-241, Mar. 2007.

[73] S. Park, R. Dhakal, L. Lehman, and E. Cotts, "Measurement of deformations in SnAgCu solder interconnects under in situ thermal loading," vol. 55, no. 9, pp. 3253-3260, Mai. 2007.

[74] Y. Zhang, "The Effects of Aging on the Mechanical Behavior of Lead Free and Mixed Formulation Solder Alloys," Thèse, Auburn University, 2010.

[75] J. Chaboche, "A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories," *International Journal of Plasticity*, vol. 24, no. 10, pp. 1642-1693, 2008.

[76] I. Shohji, T. Yoshida, T. Takahashi, and S. Hioki, "Tensile properties of Sn-Ag based lead-free solders and strain rate sensitivity," *Materials Science and Engineering A*, vol. 366, no. 1, pp. 50-55, Feb. 2004.

[77] T. Korhonen et al., "Mechanical properties of near-eutectic Sn-Ag-Cu alloy over a wide range of temperatures and strain rates," *Journal of Electronic Materials*, vol. 33, no. 12, pp. 1581-1588, 2004.

[78] M. M. El-Bahay, M. E. El Mossalamy, M. Mahdy, and A. A. Bahgat, "Some mechanical properties of Sn–

3.5 Ag eutectic alloy at different temperatures," *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, vol. 15, no. 8, pp. 519-526, 2004.

[79] S. Wiese and K. J. Wolter, "Microstructure and creep behaviour of eutectic SnAg and SnAgCu solders," *Microelectronics Reliability*, vol. 44, no. 12, pp. 1923-1931, 2004.

[80] B. Rodgers, B. Flood, J. Punch, and F. Waldron, "Experimental determination and finite element model validation of the Anand viscoplasticity model constants for SnAgCu," in *Proceedings of the 6th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Micro-Electronics and Micro-Systems, 2005. EuroSimE 2005.*, pp. 490-496, 2005.

[81] R. Darveaux and C. Reichman, "Mechanical Properties of Lead-Free Solders," in *Proceedings of the 57th Electronic Components and Technology Conference, 2007, ECTC '07.*, pp. 695-706, 2007.

[82] D. Herkommer, J. Punch, and M. Reid, "A reliability model for SAC solder covering isothermal mechanical cycling and thermal cycling conditions," *Microelectronics Reliability*, vol. 50, no. 1, pp. 116-126, 2010.

[83] N. Bai and X. Chen, "A new unified constitutive model with short- and long-range back stress for lead-free solders of Sn-3Ag-0.5Cu and Sn-0.7Cu," *International Journal of Plasticity*, vol. 25, no. 11, pp. 2181-2203, 2009.

[84] G. Cuddalorepatta, M. Williams, and A. Dasgupta, "Viscoplastic Creep Response and Microstructure of As-Fabricated Microscale Sn-3.0Ag-0.5Cu Solder Interconnects," *Journal of Electronic Materials*, vol. 39, no. 10, pp. 2292-2309, 2010.

[85] M. Kuna and S. Wippler, "A cyclic viscoplastic and creep damage model for lead free solder alloys," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 77, no. 18, pp. 3635-3647, 2010.

[86] T. Chiu, J. Lin, H. Yang, and V. Gupta, "Reliability model for bridging failure of Pb-free ball grid array solder joints under compressive load," *Microelectronics Reliability*, vol. 50, no. 12, pp. 2037-2050, 2010.

[87] P. Gromala, J. Reichelt, and S. Rzepka, "Accurate thermal cycle lifetime estimation for BGA memory components with lead-free solder joints," in *10th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems, 2009. EuroSimE 2009.*, pp. 1-9, 2009.

[88] L. Anand, "Constitutive Equations for the Rate-Dependent Deformation of Metals at Elevated Temperatures," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 104, no. 1, pp. 12-17, 1982.

[89] F. Feustel, S. Wiese, and E. Meusel, "Time-dependent material modeling for finite element analyses of flip chips," in *Proceedings of the 50th Electronic Components and Technology Conference, 2000.*, pp. 1548-1553, 2000.

[90] B. Stuart Bryan, "An internal variable constitutive model for the hot working of metals," Thèse, Massachusetts Institute of Technology. Dept. of Mechanical Engineering., 1987.

[91] G. Z. Wang, Z. N. Cheng, K. Becker, and J. Wilde, "Applying Anand Model to Represent the Viscoplastic Deformation Behavior of Solder Alloys," *Journal of Electronic Packaging*, vol. 123, no. 3, pp. 247-253, 2001.

[92] J. Kichenin, "Comportement thermomécanique du polyéthylène - application aux structures gazières," Thèse, Ecole Polytechnique, 1992.

[93] E. Charkaluk, "Dimensionnement des structures à la fatigue thermomécanique," Thesis, Ecole Polytechnique, 1999.

[94] A. Andrade-Campos, S. Thuillier, P. Pilvin, and F. Teixeira-Dias, "On the determination of material parameters for internal variable thermoelastic-viscoplastic constitutive models," *International Journal of Plasticity*, vol. 23, no. 8, pp. 1349-1379, 2007.

[95] M. Pyrz and F. Zairi, "Identification of viscoplastic parameters of phenomenological constitutive equations for polymers by deterministic and evolutionary approach," *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, vol. 15, no. 2, pp. 85-103, 2007.

[96] P. L. Menezes, Kishore, and S. V. Kailas, "Effect of surface roughness parameters and surface texture on friction and transfer layer formation in tin-steel tribo-system," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 208, no. 1, pp. 372-382, 2008.

[97] W. Yang, R. Messler, and L. Felton, “Microstructure evolution of eutectic Sn-Ag solder joints,” *Journal of Electronic Materials*, vol. 23, no. 8, pp. 765-772, 1994.

[98] F. Song, S. Lee, K. Newman, B. Sykes, and S. Clark, “High-Speed Solder Ball Shear and Pull Tests vs. Board Level Mechanical Drop Tests: Correlation of Failure Mode and Loading Speed,” in *Proceedings of the 57th Electronic Components and Technology Conference, 2007. ECTC '07.*, pp. 1504-1513, 2007.

[99] IPC, “IPC-A-610D - Acceptability of Electronic Assemblies,” 2005.

[100] H. Yu and J. K. Kivilahti, “Nucleation Kinetics and Solidification Temperatures of SnAgCu Interconnections During Reflow Process,” *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, vol. 29, no. 4, pp. 778-786, 2006.

[101] M. Berthou, P. Retailleau, H. Frémont, A. Guédon-Gracia, and C. Jéphos-Davennel, “Microstructure evolution observation for SAC solder joint: Comparison between thermal cycling and thermal storage,” *Microelectronics Reliability*, vol. 49, no. 9, pp. 1267-1272, 2009.

[102] S. Seo, S. K. Kang, D. Shih, and H. M. Lee, “The evolution of microstructure and microhardness of Sn-Ag and Sn-Cu solders during high temperature aging,” *Microelectronics Reliability*, vol. 49, no. 3, pp. 288-295, 2009.

[103] K. Stinson Bagby, “Microstructural Evolution in Thermally Cycled Large-Area Lead and Lead-Free Solder Joints,” Thèse, Virginia Polytechnic Institute and State University, 2002.

[104] S. Choi, T. Bieler, J. Lucas, and K. Subramanian, “Characterization of the growth of intermetallic interfacial layers of Sn-Ag and Sn-Pb eutectic solders and their composite solders on Cu substrate during isothermal long-term aging,” *Journal of Electronic Materials*, vol. 28, no. 11, pp. 1209-1215, 1999.

[105] Y. Tian, C. Wang, and W. Zhou, “Evolution of Microstructure of Sn-Ag-CU Lead-Free Flop Chip Solder During Aging,” *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, vol. 19, no. 4, pp. 301-306, 2006.

[106] T. A. Siewert, J. C. Madeni, and S. Liu, “Formation and Growth of Intermetallics at the Interface Between Lead-Free Solders and Copper Substrates,” in *Proceedings of the APEX Conference on Electronics Manufacturing, Anaheim, California*, pp. S20 1 1-5, 2003.

[107] W. Peng, E. Monlevade, and M. Marques, “Effect of thermal aging on the interfacial structure of SnAgCu solder joints on Cu.,” *Microelectronics Reliability*, vol. 47, no. 12, pp. 2161-2168, 2007.

[108] G. T. Dickinson, J. L. Mcginniss, R. F. Tokarz, and A. Zubelewicz, “Circuit board assembly torsion tester and method,” U.S. Patent 55678841996.

[109] T. Clifford, “Mechanical Deflection System - A Low-Cost Fast-Response Alternative to Thermal Cycling,” *EEE Links*, vol. 4, no. 1, pp. 2-6, 1998.

[110] C. Ryan, J. Punch, and B. Rodgers, “A reliability evaluation of lead-free ball grid array (BGA) solder joints through mechanical fatigue testing,” in *Proceedings of the 6th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Micro-Electronics and Micro-Systems, 2005. EuroSimE 2005.*, pp. 436-440, 2005.

[111] F. Sun, “Solder Joint Reliability of Sn-Ag-Cu BGA and Sn-Pb Solder Paste,” in *Electronic Packaging Technology, 2005 6th International Conference on*, pp. 1-6, 2005.

[112] W. C. Maia Filho, M. Brizoux, H. Frémont, and Y. Danto, “Lifetime Prediction of BGA Assemblies with Experimental Torsion Test and Finite Element Analysis,” in *Proceedings of the 8th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems. (EuroSimE)*, 2007.

Annexe A : Identification des paramètres des modèles d'Anand, Chaboche et Kichenin avant et après vieillissement

Dans le paragraphe II.6 (p99), trois modèles constitutifs ont été utilisés : les modèles d'Anand, de Chaboche et de Kichenin. Il s'agit ici de préciser les paramètres obtenus pour le matériau avant et après vieillissement.

Pour le modèle d'Anand, les valeurs des paramètres identifiés avant et après vieillissement sont présentés dans le Tableau A. Pour certains paramètres, les ordres de grandeur de ces valeurs avant et après vieillissement sont très différents, en particulier pour Q/R, A et n. Cela s'explique par le grand nombre de paramètres mais aussi par le mode d'identification qui repose sur l'optimisation d'une formule mathématique sans prendre en considération des grandeurs physiques.

Paramètre	Signification	Valeur avant vieillissement	Valeur après vieillissement
s_0 (MPa)	Valeur initiale de la résistance à la déformation	1,75	4,8
Q/R (K)	Q=énergie d'activation R=constante des gaz parfaits	5693	$2{,}77.10^{-3}$
A (s^{-1})	Facteur pré-exponentiel	$6{,}55.10^{5}$	$1{,}32.10^{8}$
ξ	Multiplicateur de contrainte	0,152	0,041
m	Sensibilité de la contrainte au taux de déformation	0,114	0,114
h_0 (MPa)	Coefficient d'écrouissage	$7{,}34.10^{4}$	$2{,}95.10^{5}$
$\hat{s}$ (MPa)	Coefficient de saturation de résistance à la déformation	8,79	31,92
n	Sensibilité de la résistance à la déformation	$1{,}0.10^{5}$	$1{,}1.10^{-2}$
a	Sensibilité de l'écrouissage	1,80	2,23

Tableau A : Paramètres identifiés pour le modèle d'Anand à partir des essais monotones

Pour le modèle de Chaboche, comme pour le modèle de Kichenin, les paramètres ont été identifiés à partir de courbes cycliques. Les résultats présentés dans le Tableau B et le Tableau C correspondent aux paramètres identifiés pour le $50^{ième}$ cycle, avant et après vieillissement. On peut constater une cohérence dans les ordres de grandeurs des différents paramètres avant et après vieillissement, même si dans certains cas (Ep et Ev du modèle de Kichenin), les écarts restent significatifs.

A partir de ces valeurs, il est intéressant de regarder quelle est la conséquence de la variation d'un paramètre sur la réponse à une sollicitation donnée (par exemple, en simulant un cas de traction monotone à une vitesse de $2.10^{-3}s^{-1}$). Pour le modèle de Chaboche, les variations du module d'écrouissage (H) et de l'exposant du terme de viscosité (m) sont celles dont l'impact

est le plus important (variation de contrainte supérieure à 10% dans la réponse à la sollicitation choisie). Pour le modèle de Kichenin, l'impact individuel de chaque paramètre est plus difficile à évaluer. Seul le terme de viscosité (η) présente un impact fort.

Paramètre	Signification	Valeur avant vieillissement	Valeur après vieillissement
E (GPa)	Module d'élasticité	36	32
σ_y (MPa)	Limite d'élasticité	$5{,}65.10^{-3}$	$2{,}63.10^{-4}$
H	Module d'écrouissage	$29{,}4.10^{3}$	$20{,}0.10^{3}$
γ	Terme de rappel	$2{,}25.10^{3}$	$2{,}13.10^{3}$
η	Terme de viscosité	94	69
m	Exposant du terme de viscosité	6,1	5,4

Tableau B : Paramètres identifiés pour le modèle de Chaboche à partir des essais cycliques (50^{ième} cycle)

Paramètre	Signification	Valeur avant vieillissement	Valeur après vieillissement
E_p (GPa)	Module d'élasticité pour la branche plastique	24	69
E_v (GPa)	Module d'élasticité pour la branche visqueuse	20	11
σ_y (MPa)	Limite d'élasticité	5,1	2,02
C	Module d'écrouissage	$41{,}8.10^{3}$	$36{,}8.10^{3}$
γ	Terme de rappel	$2{,}89.10^{3}$	$3{,}61.10^{3}$
η	Terme de viscosité	101	59
m	Exposant du terme de viscosité	5,1	5,5

Tableau C : Paramètres identifiés pour le modèle de Chaboche à partir des essais cycliques (50^{ième} cycle)

Annexe B : Résultats des essais de torsion avant normalisation

Dans le paragraphe III.3.3 (p140), les résultats des essais de torsion sont présentés. Dans la majorité des cas, pour une raison de lisibilité, les valeurs du nombre de cycles à la défaillance ont été normalisées. Le Tableau D rassemble ces valeurs pour l'ensemble des essais. La signification de β et η est développée dans le paragraphe III.3.3.2 (p142).

Durée de Vieillissement à 125°C (h)	Température d'essai (°C)	Angle maximal (°)	Temps de maintien (s)	Vitesse angulaire (°/s)	β	η	Figure (page)
0	30	7	1	5	2,7	41842	Figure III-11 Figure III-12 Figure III-13 Figure III-14
250	30	7	1	5	3,1	28298	Figure III-11
500	30	7	1	5	2,1	25592	Figure III-11 Figure III-12 Figure III-13 Figure III-14
1000	30	7	1	5	3,0	22803	Figure III-11
0	70	7	1	5	3,1	11410	Figure III-12
0	100	7	1	5	4,7	7579	Figure III-12 Figure III-13 Figure III-14
500	70	7	1	5	1,8	7090	Figure III-12
500	100	7	1	5	5,2	2733	Figure III-12 Figure III-13 Figure III-14
0	30	7	10	5	2,7	23125	Figure III-13
0	100	7	10	5	6,2	4023	Figure III-13
0	100	7	60	5	5,6	1842	Figure III-13
0	100	7	300	5	3,5	974	Figure III-13
500	100	7	60	5	3,2	1463	Figure III-13
0	30	9	1	5	1,6	8450	Figure III-14
0	30	12	1	5	1,7	743	Figure III-14
0	100	9	1	5	3,8	2416	Figure III-14
0	100	12	1	5	2,2	964	Figure III-14
500	30	12	1	5	1,2	973	Figure III-14
500	100	12	1	5	3,9	401	Figure III-14

Tableau D : Résultats des essais de torsion avant normalisation

Annexe B : Résultats des essais de torsion avant normalisation

Annexe C : Méthodologie des essais de nano-indentation

Dans le paragraphe II.3 (p57), les résultats des essais de nano-indentation sont présentés de manière très succincte. L'objectif de cette annexe est de présenter de manière plus complète la méthodologie de nano-indentation.

L'appareil utilisé pour faire les mesures de nano-indentation est le Nano-Indenter XP de la société MTS. Dans sa configuration actuelle, il ne permet pas de faire varier la température au cours de la mesure, c'est pour cette raison que tous les essais ont été réalisés à température ambiante.

Il est possible, grâce à cette machine, d'indenter jusqu'à 500µm de profondeur, avec une précision supérieure à 0.01nm, et d'appliquer des forces allant jusqu'à 500mN avec une résolution de 50nN.

Comme souvent en nano-indentation, la pointe utilisée est de type Berkovich modifiée, qui correspond à une pyramide à base triangulaire, dont l'empreinte résiduelle est un triangle équilatéral. On la différencie des autres pointes à base triangulaire par l'angle θ de 65.27° (Figure A), entre la verticale et la hauteur d'une des faces, et un angle ω de 77.03° entre la verticale et l'une des arêtes de la pyramide. La pointe de type Berkovich modifiée est la plus utilisée en nano-indentation, car l'angle θ a été défini de manière à avoir un rapport Ap/h^2 égal à celui d'une pointe Vickers (« Ap » pour l'aire projetée et « h » pour la profondeur d'indentation). C'est la seule différence avec une pointe Berkovich classique.

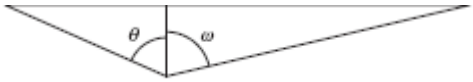


Figure A : Vue en coupe d'une pointe Berkovich modifiée

Les éprouvettes utilisées pour ces essais sont les mêmes que pour les essais de dureté classique (voir paragraphe II.3.1.1 page 57). L'unique différence concerne le polissage. Dans le cas de la nano-indentation, le polissage est pratiqué jusqu'à une finesse d'au moins 1µm pour limiter les effets de surface, ce qui a par ailleurs été évalué.

L'appareil de nano-indentation disponible propose un mode dit « CSM » pour « Continuous Stiffness Mode ». Ce mode permet de mesurer en continu la dureté et le module d'élasticité tout le long de la phase de charge. La technique employée consiste à imposer des vibrations sur la pointe pendant la charge. Ces vibrations sont contrôlées en déplacement (2nm)

et en fréquence (50Hz). Pour chaque vibration, on relève une phase de décharge, qui permet d'en déduire le module de Young et la dureté. Cependant, ce mode ne permet pas de faire varier l'ensemble des paramètres de la machine, contrairement au mode non-CSM. C'est donc le mode non-CSM qui a été choisi car il permet plus de souplesse d'utilisation.

Afin d'obtenir un maximum d'informations, les essais ont été réalisés par paliers, comme représenté sur la Figure B.

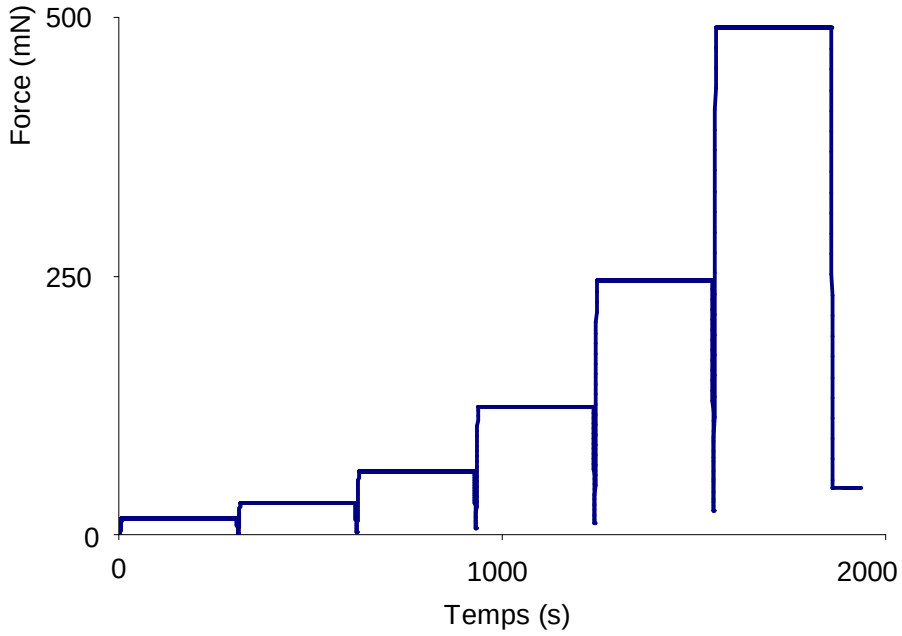


Figure B : Exemple d'un chargement par paliers pour un essai de nano-indentation

Les essais ont été divisés en deux étapes. Dans un premier temps, les activités se sont concentrées sur la mise au point de la méthode. Dans un second temps, la campagne d'essais sur l'alliage SAC305 avant et après vieillissement a été réalisée.

Pour la mise au point de la méthode, les paramètres qui ont été étudiés sont :

- Le niveau de polissage nécessaire : 1µm à la pâte diamantée ou 0,04µm à la silice colloïdale
- La zone indentée : centre ou bord de l'échantillon
- La force appliquée : jusque 500mN
- Le temps de maintien : jusque 500s
- Le temps de charge/décharge : 5s ou 15s

La campagne d'essais a été réalisée sur les échantillons de SAC305 pour 4 durées de vieillissement à 125°C : 0h / 500h / 1000h / 1500h afin de comparer les résultats avec les essais de dureté classique.

La Figure C et la Figure D présentent l'impact du niveau de polissage et de la zone indentée sur les résultats, en terme de module élastique apparent et de dureté. On peut constater

qu'il n'y a pas de différence notable entre les deux niveaux de polissage. Un polissage au micron sera choisi dans la suite des essais. Pour la zone indentée (centre ou bord), comme pour les essais de dureté classique, il n'y a pas de différence remarquable. Sur ces figures, il est possible de constater que plus la force est grande et plus la dureté diminue. Il en est de même pour le module d'élasticité. Ce phénomène peut s'expliquer par des effets de bord au niveau de la surface.

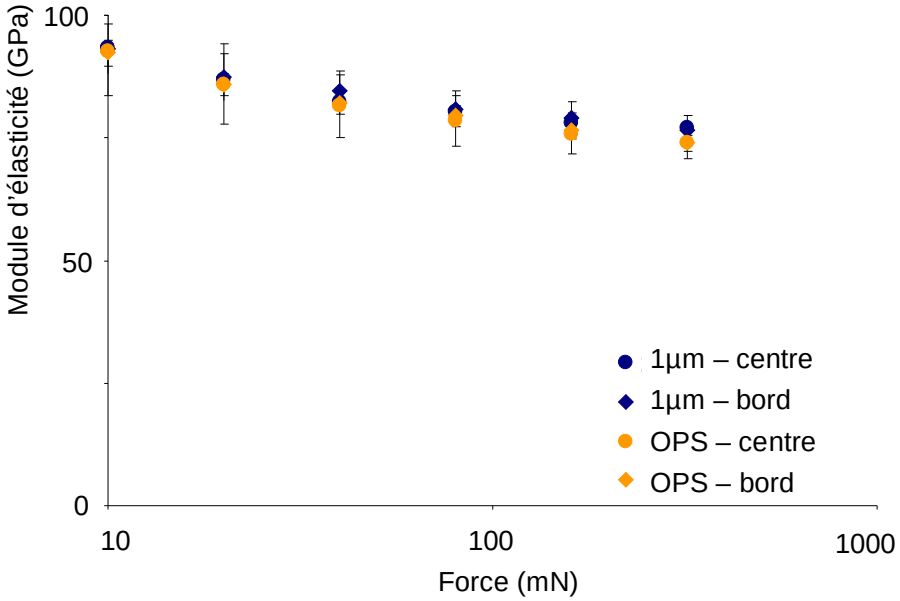


Figure C : Influence du polissage, de la force et de la zone analysée sur la valeur du module d'élasticité – temps de charge/décharge 15s ; temps de maintien 30s.

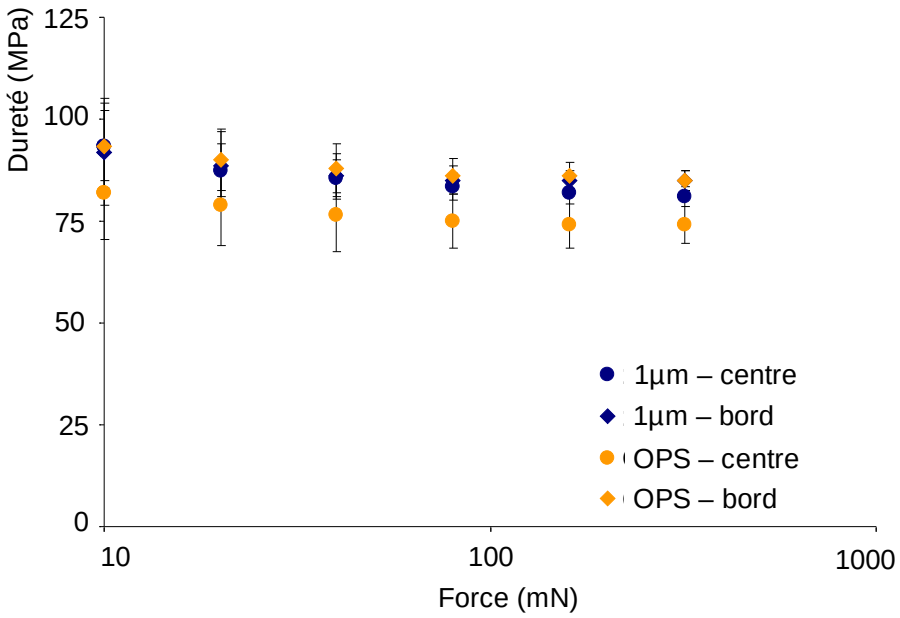


Figure D : Influence du polissage, de la force et de la zone analysée sur la valeur de dureté – temps de charge/décharge 15s ; temps de maintien 30s.

La Figure E et la Figure F mettent en avant l'influence du temps de maintien. Quelle que soit la force appliquée, la dureté et le module d'élasticité diminuent quand le temps de maintien

augmente. Cette chute rapide pour les premières valeurs, semble se stabiliser après 300s de temps de maintien.

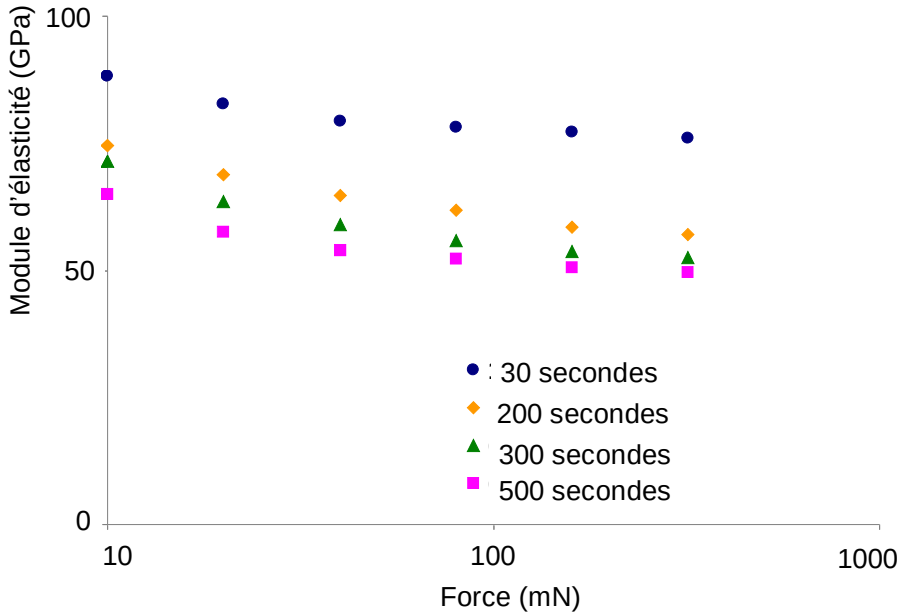


Figure E : Influence du temps de maintien sur la valeur de module d'élasticité – temps de charge/décharge 15s ; polissage 1µm ; zone centre

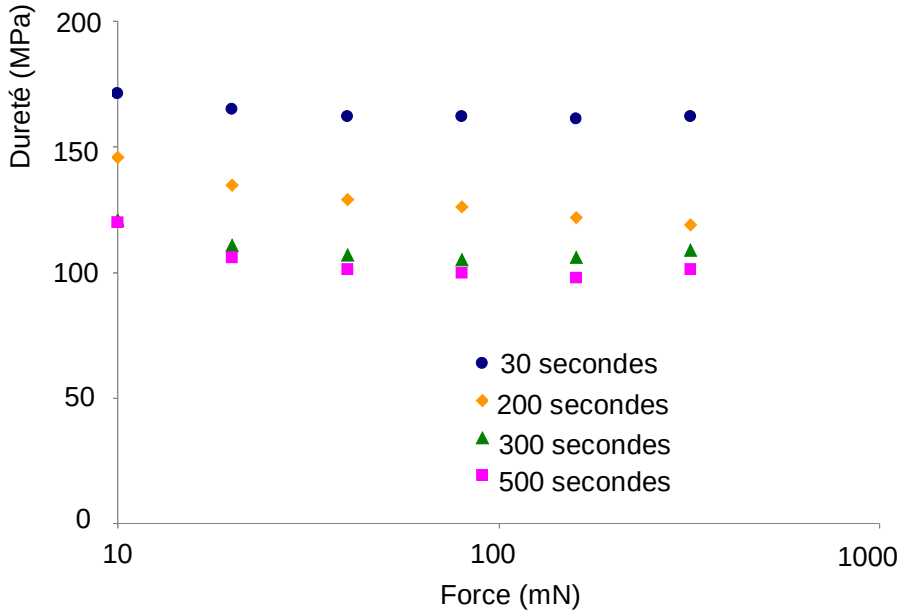


Figure F : Influence du temps de maintien sur la valeur de la dureté – temps de charge/décharge 15s ; polissage 1µm ; zone centre

La variation des valeurs s'explique en regardant de plus près la forme de la courbe au moment de la décharge. La Figure G présente une comparaison des courbes déplacement / temps lors de la phase de décharge en fonction du temps de maintien initial. On voit que pour un temps de maintien de 30 secondes, la pointe continue de s'enfoncer malgré une force qui diminue. Alors que pour un temps de maintien de 500s, ce phénomène est presque nul. De plus, dans le cas d'un temps de maintien de 500 secondes et d'une force de 500mN, le module de Young

obtenu par nano-indentation est de l'ordre de 50GPa, comparable aux 40GPa obtenus en essais de traction sur les mêmes barreaux.

Les variations dans le calcul du module de Young et de la dureté peuvent s'expliquer par le mode de calcul automatique qui est réalisé sur l'ensemble de la courbe de décharge. Si on néglige le dépassement, on peut voir que la pente de décharge est proche dans les deux cas, ce qui confirme l'hypothèse d'un problème lié à ce dépassement. Cette observation montre que la méthode automatique de calcul disponible avec la machine n'est pas exactement adaptée à notre matériau dont le fluage est notable à température ambiante.

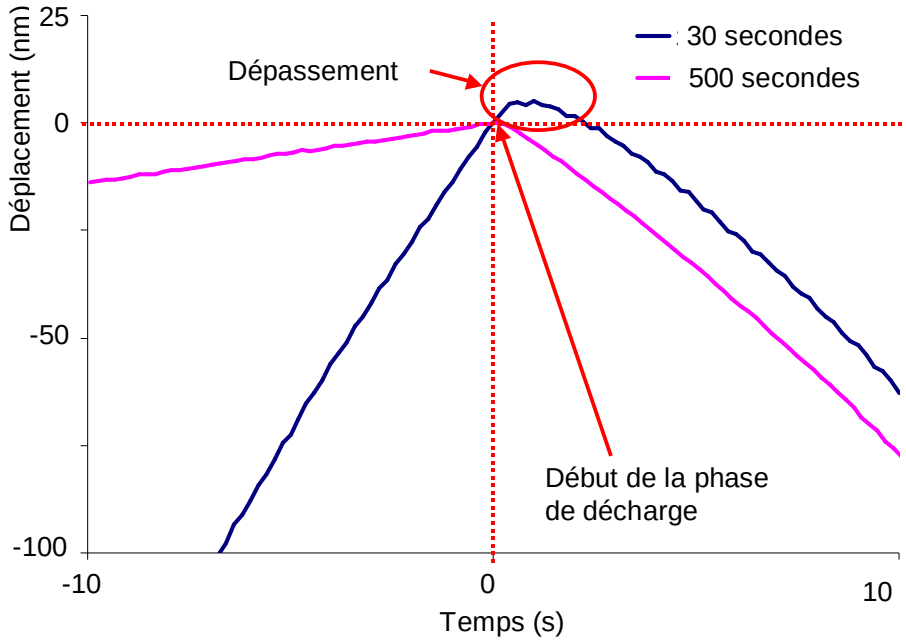


Figure G : Influence du temps de maintien sur le comportement en début de décharge – temps de charge/décharge 15s ; polissage 1µm ; zone centre ; force 320mN

L'influence du temps de charge et décharge est représentée sur la Figure H et la Figure I. Sur ces deux figures, la dispersion la plus faible est observée avec un chargement rapide (5 secondes). De plus, dans le cas d'un chargement lent (15 secondes), la valeur du module d'élasticité apparent obtenue à faible effort est très éloignée de celle obtenue à effort maximal, contrairement au chargement rapide (5 secondes), où l'homogénéité des résultats est meilleure.

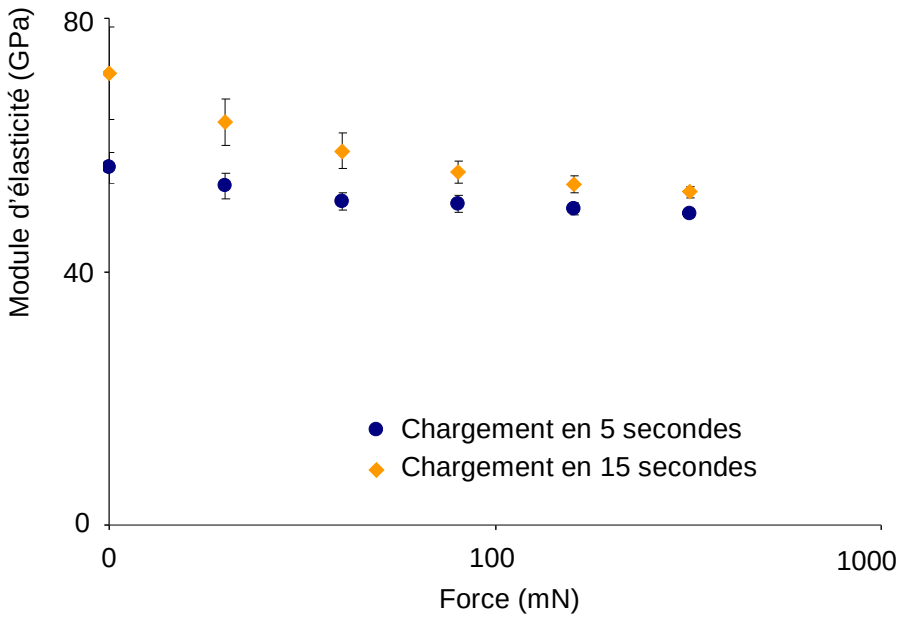


Figure H : Influence de la vitesse de charge sur le module d'élasticité – temps maintien 300s ; polissage 1µm ; zone centre ; force 320mN

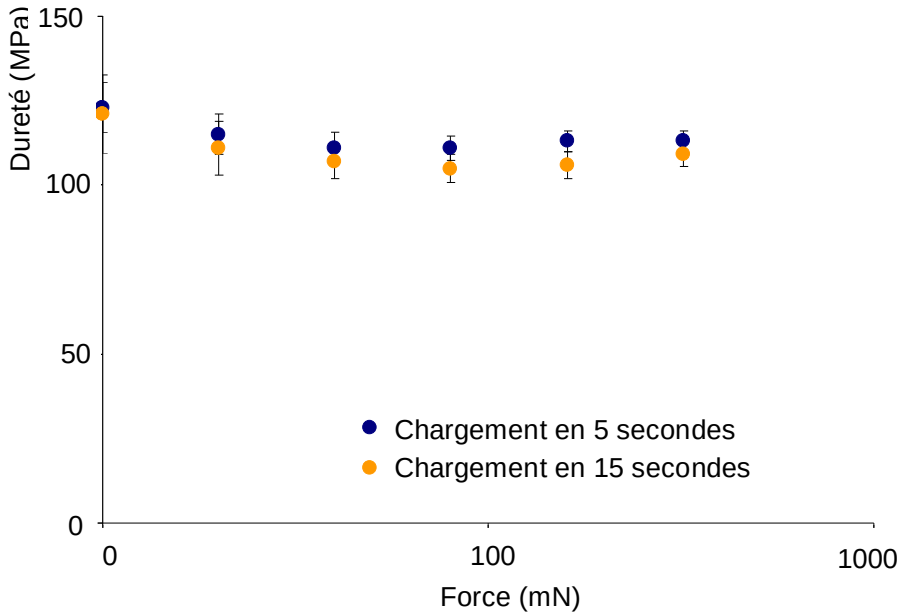


Figure I : Influence de la vitesse de charge sur la dureté – temps maintien 300s ; polissage 1µm ; zone centre ; force 320mN

Cette étape de mise au point à mis en évidence les influences des différents paramètres et a permis de valider les choix pour la campagne d'essais complète. Ces choix sont synthétisés dans le Tableau II-1 page 64.