

Résistance en fatigue en fonction de la température de feuilles d'aluminium brasées de fines épaisseur utilisées pour les échangeurs thermiques automobiles

J. PATURAUD^{ab}, J.Y. BUFFIERE^a, D. FABREGUE^a, A.G. VILLEMIANE^b, M. PERRIER^c

a. INSA Lyon, MATEIS CNRS UMR5510, josselin.paturaud@insa-lyon.fr

b. Valeo Thermal System, THS-TPT, anne-gaelle.noumet-villemiane@valeo.com

c. Constellium C-TEC, Constellium Technology Center, malika.perrier@constellium.com

Résumé : (16 gras)

Dans cette étude, une caractérisation détaillée des mécanismes d'endommagement cyclique à l'œuvre dans les échangeurs thermiques automobiles a été effectuée dans le but d'améliorer leurs fiabilités. Le matériau étudié qui consiste en une plaque très fine (<0.3 mm d'épaisseur) composée de trois alliages d'aluminium co-laminés (4045/3916/4045) a été brasé dans le but d'obtenir un état de surface et des propriétés mécaniques représentatives d'un vrai échangeur thermique. Des essais de fatigue en contrainte d'amplitude constante ont été réalisés à température ambiante et à 120°C pour i) caractériser la résistance cyclique du matériau étudié et ii) étudier l'effet de la température sur les mécanismes d'endommagement en fatigue. Les mécanismes conduisant à la rupture ont été identifiés par analyse fractographique post mortem et par observation optique. Les courbes de Wöhler obtenues montrent que, contrairement aux autres alliages d'aluminium classique, ce type de matériaux très fin, brasé, composé de plusieurs couches peut être cyclé pendant plusieurs centaines de milliers de cycles à des niveaux de contraintes très élevés (>80% de la limite à rupture).

Abstract : (16 gras)

In this work, a detailed characterization of the cyclic damage mechanisms on duty in car heat exchangers has been carried out in order to improve their reliability. The material which consists in very thin (<0.3 mm thick) sheets formed of 3 co-rolled aluminum alloys (4045 /3916/ 4045) has been brazed in order to obtain metallurgical and surface conditions representative of those of the real components. Fatigue tests at constant stress amplitude have been performed at room temperature and 120°C in order i) to characterize the cyclic resistance of the studied materials and ii) to study the effect of temperature on the fatigue damage mechanism. The mechanisms leading to failure have been identified from post mortem fractographic analysis and optical observation. The Wohler curves obtained show that, contrary to common structural Al alloys, this type of thin sheet brazed multi material can be cycled for several hundred thousand cycles at very high stress level (> ~ 80 % of the tensile strength).

Mots clefs: Fatigue, fin, aluminium, brasé, échangeur-thermique

1 Introduction

De nos jours, la plupart des échangeurs thermiques automobiles sont fabriqués à partir de tôles d'aluminium brasées [1] constituées de trois alliages colaminés (4045/3916/4045). L'alliage 3916 est appelé l'âme et le AA4045 est appelé le plaquage. Pour fabriquer un échangeur thermique, les feuilles sont pliées en tubes, assemblées mécaniquement avec le collecteur, puis brasées dans un four de brasage sous atmosphère contrôlée. Pendant cette étape (600-610°C durant plusieurs minutes), l'alliage AA4045 fond et des joints de brasages se forment créant ainsi le lien entre les différents composants. Une recristallisation de l'âme se produit durant cette étape ce qui enlève la contribution du durcissement liée à l'érouissage.

A cause des contraintes économiques et environnementales, l'épaisseur des composants des échangeurs thermiques a été réduite [2]. Cette réduction d'épaisseur, combinée à l'augmentation des contraintes mécaniques en service vues par l'échangeur thermique peut conduire à une rupture par fatigue des composants et particulièrement des tubes [3].

Le principal mode de rupture des échangeurs résulte d'un phénomène thermomécanique induit par une dilatation thermique différentielle transitoire des composants de l'échangeur (des tubes et des collecteurs). Même si les phénomènes de corrosion sont toujours un important sujet de recherche pour garantir une grande durée de vie des matériaux [4–6], le facteur limitant pour la durabilité des échangeurs thermiques se déplace maintenant vers la résistance mécanique en fatigue des échangeurs.

Une première étude a été réalisée à température ambiante et a montré l'importance de l'état de surface du matériau [7]. Cependant, cette étude ne prend pas en compte la température alors que celle-ci peut être de l'ordre de 100-120°C durant le fonctionnement du radiateur. L'effet de la température sur les mécanismes d'endommagement en fatigue des composants des échangeurs brasés n'est pas bien connu [3,7,8]. Pour améliorer la fiabilité des échangeurs il est donc nécessaire de comprendre ces phénomènes de fatigue.

Dans cet article, des essais de traction et de fatigue ont été réalisés à 120°C ainsi qu'à température ambiante dans le but d'étudier les effets de la température sur les mécanismes d'endommagement en fatigue des matériaux utilisés dans la fabrication des échangeurs thermiques. Les mécanismes conduisant à la rupture du matériau ont été identifiés par l'analyse *post mortem* des facies de rupture ainsi que par observation optique.

2 Experimental

2.1 Matériaux et Echantillons

Les matériaux utilisés dans la fabrication des échangeurs thermiques brasés consistent en une fine tôle constituée d'alliages d'aluminium tri-couche colaminés d'une épaisseur de 0.27mm avant brasage comme montré Figure 1.

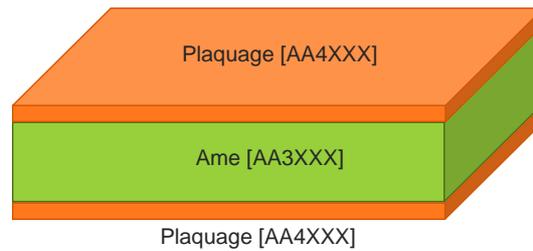


Figure 1 – Structure de l'alliage d'aluminium tri-couche colaminé (épaisseur avant brasage 0.27mm)

Des formats rectangulaires ont été découpés à partir d'une bobine utilisée en production (les échantillons ont été prélevés parallèlement à la direction de laminage). Les formats ont été dégraissés, fluxés, et brasés selon un protocole spécifique interne à Valeo. Comme il a déjà été dit, le procédé de brasage a un impact très important sur la microstructure (voir Figure 2) : la recristallisation produisant, in fine, un faible nombre de grain (entre 5 et 7) dans l'épaisseur du matériau. .

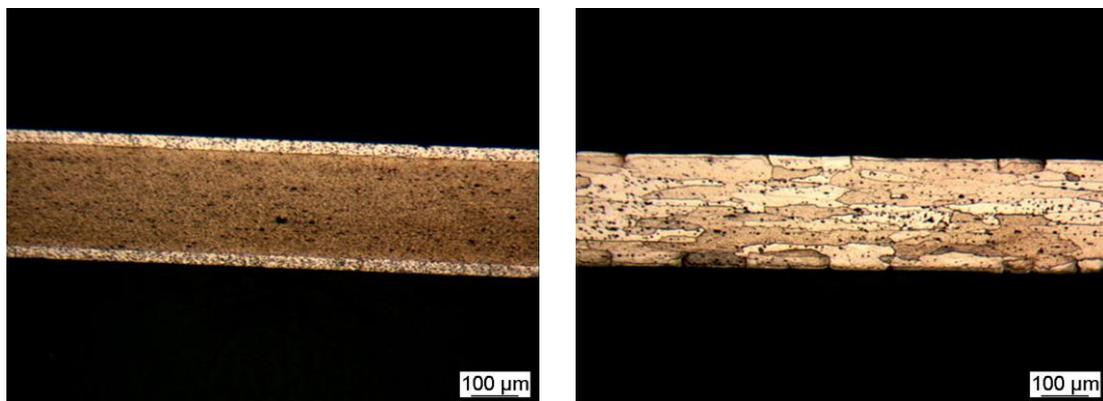


Figure 2 – Micrographies optiques montrant la microstructure le long de l'épaisseur avant (gauche) et après (droite) brasage. Sur l'image de droite, on note le faible nombre de grains dans l'épaisseur dû à la recristallisation

Des éprouvettes ont été découpées par électroérosion dans les formats brasés. Leur géométrie est donnée Figure 3.

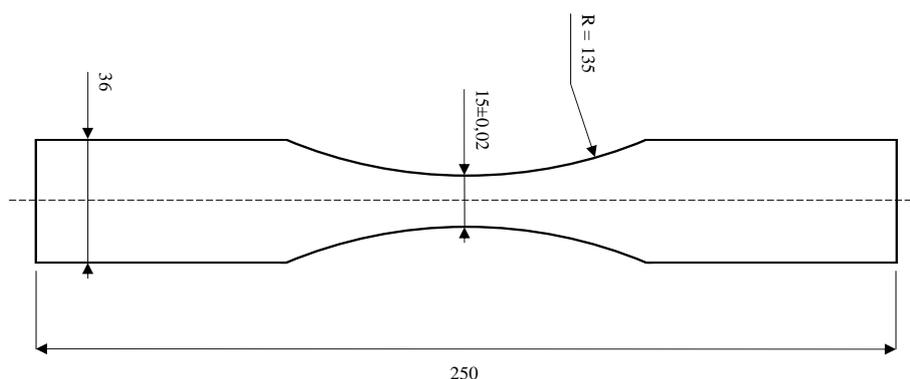


Figure 3 – Géométrie des éprouvettes de fatigue. Epaisseur après brasage ~ [232-238] µm

2.2 Procédure expérimentale

Les essais de fatigue ont été réalisés avec une machine servo-hydraulique (Instron 8516) équipée d'une cellule de force de 5 kN, à contrainte d'amplitude constante (signal sinusoïdal), à une fréquence

de 10 Hz et avec un rapport de charge égal à 0,1. Les essais ont été réalisés à température ambiante et à 120°C à l'aide d'une enceinte climatique. Dans ce dernier cas, les échantillons sont chauffés durant 45 minutes à 120°C afin d'atteindre l'équilibre thermique du montage expérimental. Ces essais de fatigue ont été précédés par des essais de traction afin de déterminer la limite à rupture (R_m) des matériaux étudiés. Ces essais ont été réalisés sur un banc de traction Zwick BZ30/TH2A à température ambiante et 120°C (avec une chambre climatique) suivant le même protocole que les essais de fatigue. Les faciès de rupture des éprouvettes rompues en fatigue ont été observés avec un microscope électronique à balayage (MEB) Zeiss Supra et en microscopie optique notamment pour déterminer le site d'amorçage en fatigue des fissures.

2 Résultats et Discussion

2.1 Essais de fatigue

Les résultats des essais de fatigue du matériau étudié avant et après brasage à température ambiante et 120°C sont données Figure 4. La courbe de Wöhler d'un alliage d'aluminium 3004 [9] a été ajoutée sur cette figure pour comparaison. Les courbes de Wöhler ont été normalisées par leurs limites à rupture respectives.

La figure 4 montre que (entre 100 000 et 10 000 000 cycles) le matériau étudié a une bien meilleure résistance en fatigue que d'autres matériaux de structure usuels, du moins en considérant les essais SN [9,10]. Quels que soient la température ou l'état de brasage la durée de vie en fatigue est de l'ordre de 100 000 cycles à 85% de la limite à rupture et 1 000 000 cycles à 76% de la limite à rupture.

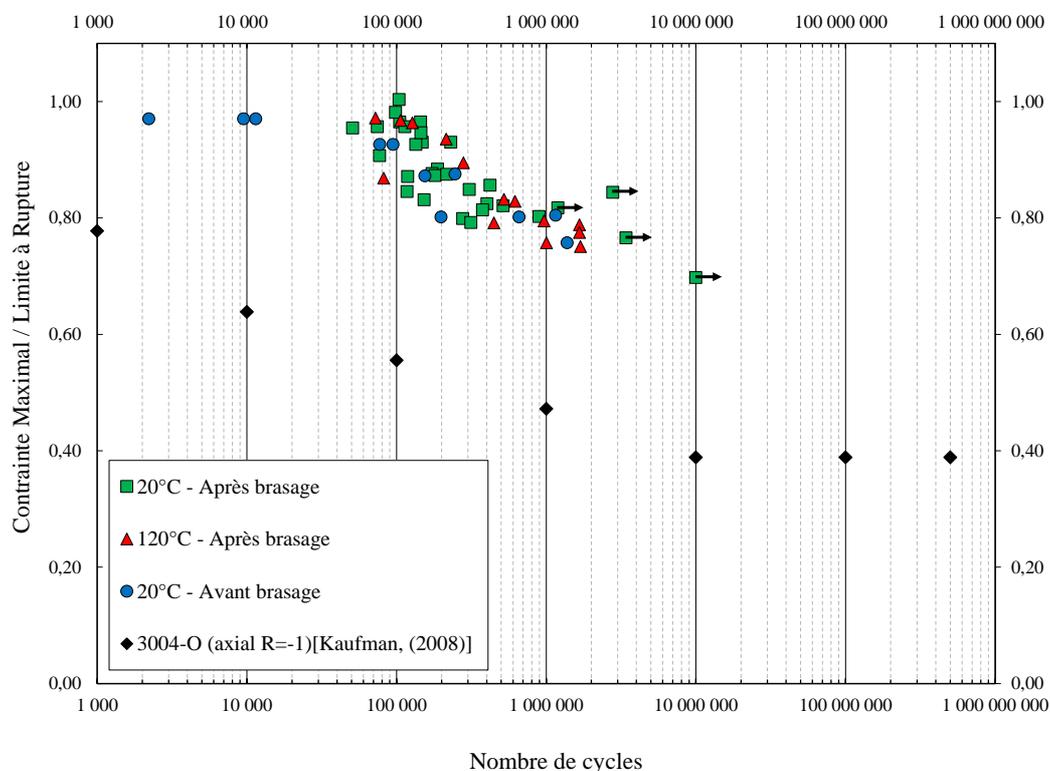


Figure 4 – Contrainte maximale lors du cyclage normalisé par la limite à rupture en fonction du nombre de cycle à rupture

On peut observer que la courbe de Wöhler de l'alliage d'aluminium 3004 (essais à contrainte d'amplitude constante sur des éprouvettes cylindrique avec un rapport de charge de $R=-1$ et un diamètre de 7.62mm), données en tant que référence est clairement plus en dessous que celles des autres alliages étudiés ici.

La température ainsi que le brasage n'ont qu'un effet modéré sur l'endurance en fatigue (légère diminution) du matériau lorsque la contrainte maximale est normalisée par la limite à rupture. Buteri et al., [7] ont montré que l'état de surface des échantillons est un facteur clé dans le comportement en fatigue du matériau : des Gouttes de Placages Résiduels (GPR) formées à la surface des échantillons durant le brasage forment des zones d'amorce préférentielles ce qui diminue la durée de vie en fatigue du matériau. Cependant, ces gouttes n'ont pas été observées à la surface de nos échantillons après brasage. L'état de surface (rugosité) de nos éprouvettes avant et après brasage est en fait très similaire (pas de GPR) ce qui pourrait expliquer la proximité de ces courbes de Wöhler. Ceci montre que l'état de surface est le paramètre le plus important à prendre en compte pour l'étude du comportement en fatigue des matériaux fins.

Pour les matériaux brasés, on peut remarquer que pour un niveau de contrainte normalisée de l'ordre de 0.9, les échantillons ont une durée de vie en fatigue d'environ 100 000 cycles (quelle que soit la température), les échantillons non-brasés montrent le même comportement mais dans ce cas un plus faible nombre de cycles peut être obtenu. Ce phénomène a également été observé par Kim et Lee, [11] mais les auteurs n'avancent aucune explication.

A température ambiante, le matériau après brasage ne casse pas en dessous de 80% de sa limite à rupture ce qui semble indiquer la présence d'une limite d'endurance en fatigue (pas de rupture observée entre 1 000 000 et 10 000 000 de cycles). A l'inverse, les essais réalisés à 120°C ont montré des ruptures entre 1 000 000 et 10 000 000 de cycles. Cette différence peut être expliquée par le fait qu'un essai à 120°C représente 42% de la température de fusion de l'aluminium (en kelvins). Ainsi, des phénomènes de fluage peuvent intervenir et doivent être pris en comptes comme observé par Kahl et al., [3]

2.2 Amorçage en fatigue

Afin de comprendre les mécanismes d'endommagement en fatigue, l'observation des facies de rupture a été réalisée comme détaillé Figure 5.

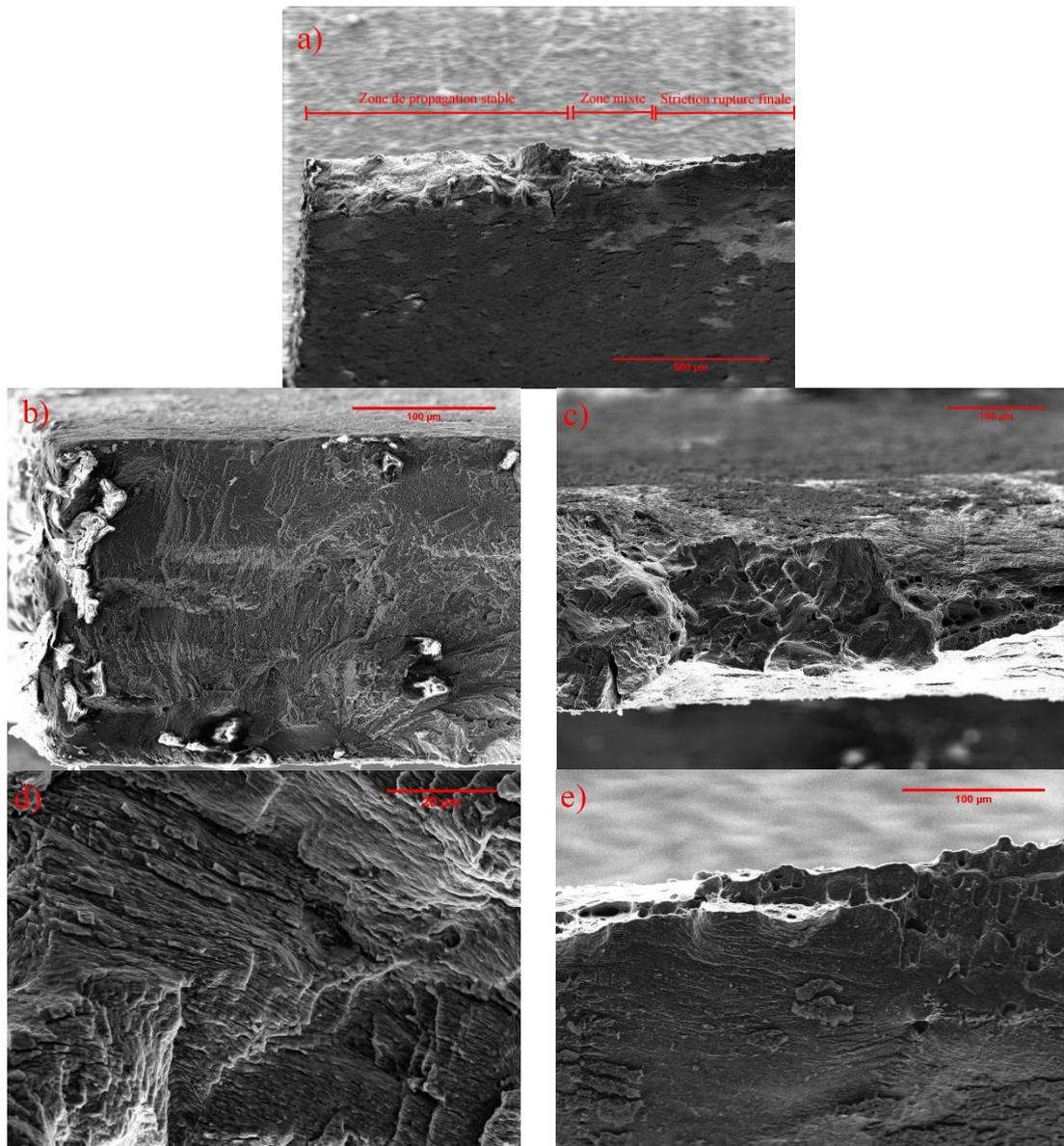


Figure 5 – Micrographies réalisées au MEB du faciès de rupture d’une éprouvette brasée après 74 544 cycles à température ambiante à une contrainte normalisée égale à 0,96 : a) vue générale du faciès de rupture, b) zone de propagation stable, c) zone mixte, d) stries de fatigue, et e) zone de striction et de rupture finale

Le faciès de rupture donné Figure 5a 5b et 5e montre que la fissure semble amorcer dans une zone proche de la tranche de l’échantillon ou une surface rugueuse induite par la découpe par électroérosion peut être observée. Une zone de propagation stable de la fissure traversante caractérisée par des stries de fatigue est clairement visible Figure 5d. En avant de cette zone, une zone de striction est observée comme montré Figure 5c ou des cupules et des stries de fatigue sont observées. En fonction du niveau de contrainte, la longueur de la zone de propagation stable varie de 0,8mm à 3mm. Ces observations sont qualitativement similaires à celles de Buteri et al., [7].

Les faciès de rupture des échantillons testés à 120°C montrent la même structure comme indiqué sur la Figure 6a, 6b, et 6c.

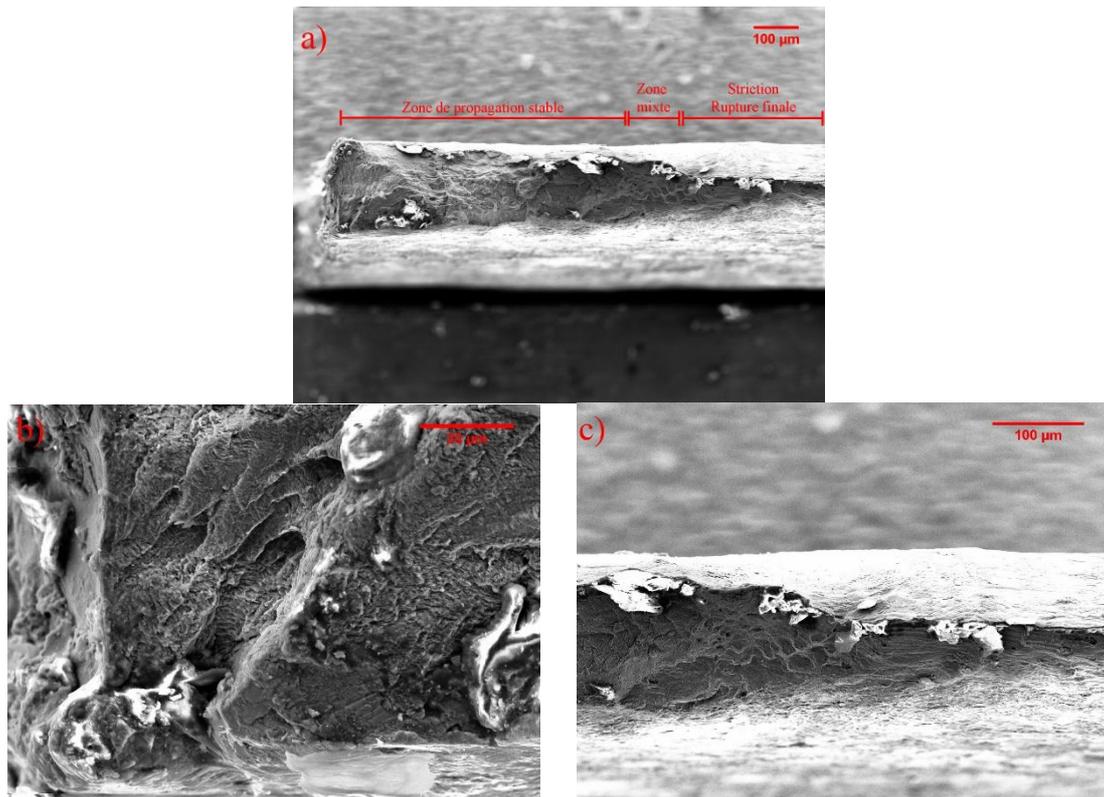


Figure 6 – micrographies réalisées au MEB du faciès de rupture d’une éprouvette brasée après 280 000 cycles à 120°C à une contrainte normalisée égale à 0,89: a) vue générale du faciès de rupture b) zone de propagation stable, et c) zone mixte et de striction

La Figure 7 montre l’état de surface de la tranche des échantillons après découpe qui est le lieu privilégié de l’amorçage des fissures.

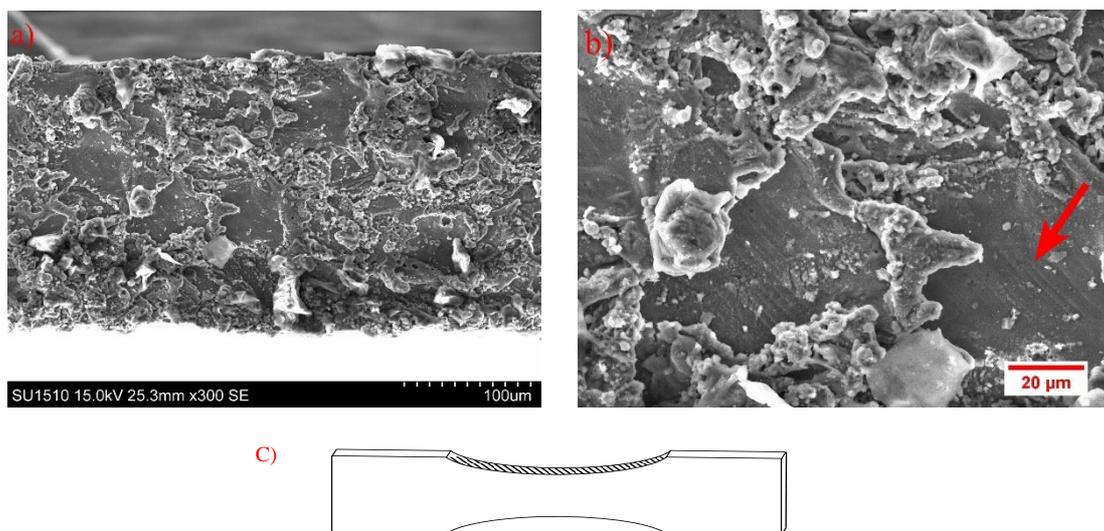


Figure 7 –Micrographies réalisées au MEB de la tranche d’une éprouvette de fatigue à température ambiante après le premier demi-cycle montrant la rugosité induite par la découpe par électroérosion. a) vue générale, b) agrandissement de la zone a) montrant des bandes de glissements (flèche) – c) vue schématique de la zone d’amorce (surface hachurée) –

La surface rugueuse due à la découpe par électroérosion empêche une étude détaillée de la chronologie de l'endommagement. De ce fait, les tranches d'une dizaine d'éprouvettes brasées ont été polies jusqu'au $3\mu\text{m}$. La moitié de ces éprouvettes a ensuite été testée en fatigue à température ambiante afin d'évaluer l'impact du polissage sur leur durée de vie en fatigue comparé aux éprouvettes non polie : aucune différence n'a été observée.

Pour pouvoir observer l'amorçage sur la tranche des éprouvettes polies mécaniquement des essais interrompus ont été réalisés sur un certain nombre d'échantillons. Les éprouvettes ont d'abord été observées à l'état initial, puis après le premier demi-cycle puis à intervalle régulier jusqu'à rupture.

La Figure 8 présente une série de micrographies optiques d'une même zone située sur la tranche d'une éprouvette polie brasée au cours d'un essai de fatigue à température ambiante à une contrainte normalisée de 0,89.

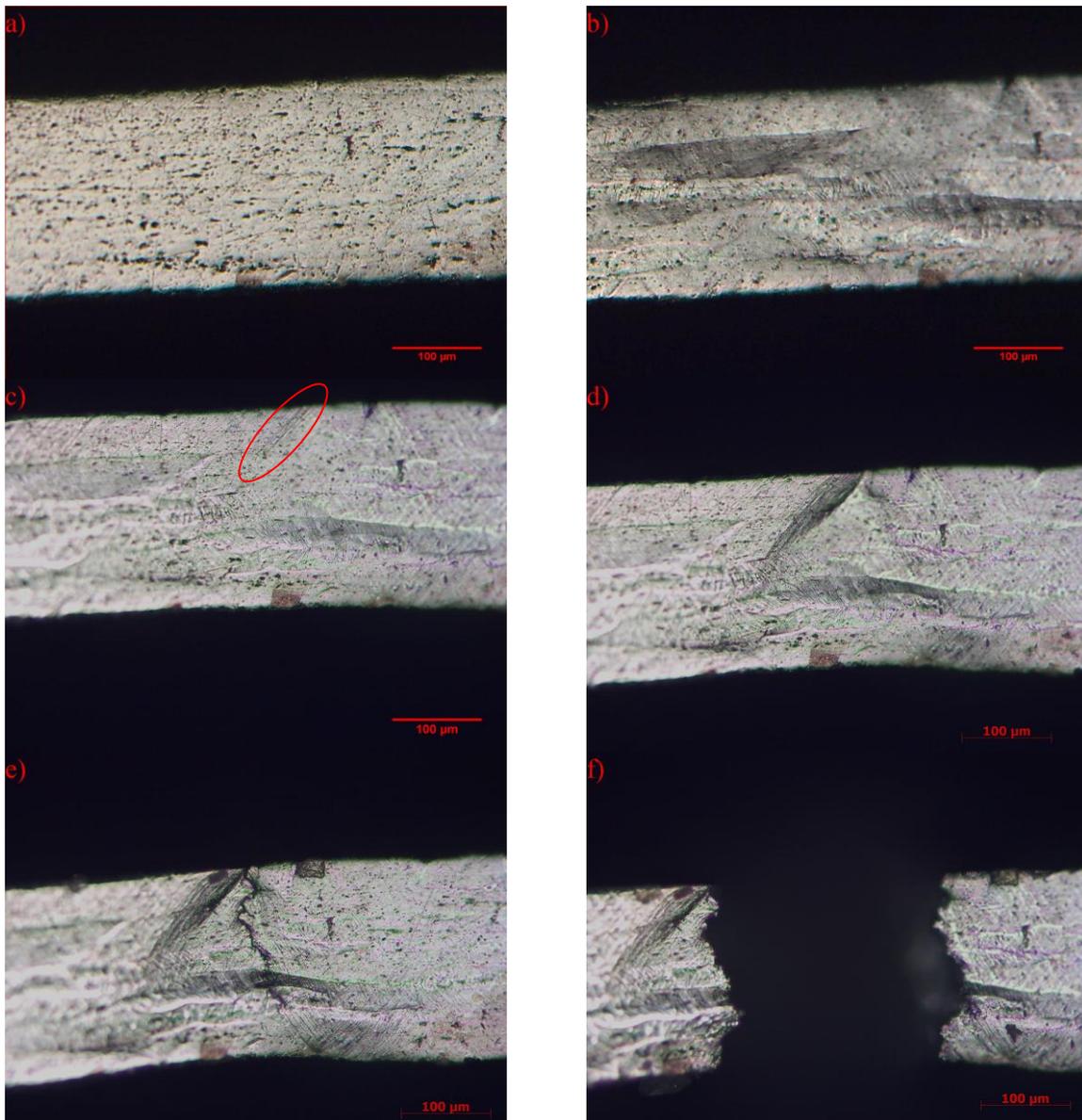


Figure 8 – micrographies optiques de la tranche polie d'une éprouvette de fatigue à température ambiante au cours d'un essai de fatigue. La même zone a été observée a) à l'état initial, b) après le premier demi-cycle, c) après 50 000 cycles, d) après 75 000 cycles, e) après 80 813 cycles, et f) après 82 200 cycles

La micrographie 8b montre que la déformation plastique associée à la mise en charge lors du premier demi cycle révèle les grains qui ne sont pas visibles à l'état initial Figure 8a. Après 50 000 cycles, Figure 8c, des bandes de glissements apparaissent (indiquées par le cercle rouge). Au bout de 75 000 cycles, Figure 8d, les bandes de glissement sont beaucoup plus développées preuve d'une forte déformation plastique. Figure 8e après 80 813 cycles la fissure est apparue. Celle-ci n'est pas encore traversante. Elle se propage d'une face vers l'autre. Ce n'est qu'après avoir traversé l'épaisseur que la fissure se propage dans la largeur de l'éprouvette perpendiculairement à l'axe de sollicitation et jusqu'à rupture complète.

De cet essai il est déduit d'une part que la phase de propagation est très courte devant la phase d'amorçage, la fissure n'étant visible que durant les quelques derniers cycles avant rupture. D'autre part la zone d'amorce ne se situe pas sur la tranche mais proche de la tranche sur une face de l'éprouvette. Des essais supplémentaires sont en cours de réalisation sur des éprouvettes intégralement polies afin d'obtenir plus d'informations sur le lieu exact de l'amorçage.

Conclusion

Des courbes de fatigue S-N ont été obtenues à température ambiante et 120°C sur des échantillons de fines épaisseur (0.27mm) d'alliage d'aluminium colaminés (4045/3916/4045) brasés à une température supérieure à 600°C. Les courbes obtenues sont relativement plates étant donné que tous les échantillons ont rompu pour une contrainte normalisée comprise entre 0.8 et 1.0.

Seul un effet modéré de la température est observé lorsque les propriétés mécaniques du matériau sont normalisées par la limite à rupture.

Les observations post-mortem des facies de rupture montrent que les fissures semblent amorcer sur la tranche des éprouvettes découpées par électroérosion.

Afin de déterminer plus précisément la nature des sites d'amorçage un suivi optique de la tranche polie de quelques éprouvettes a été entrepris. Après avoir vérifié que ce procédé n'a pas d'impact sur la tenue en fatigue, la tranche des échantillons a été examinée. Les observations ont permis de mettre en évidence que les fissures n'amorcent pas sur la tranche mais sur une des faces à partir de bandes de déformation nombreuses.

Références

- [1] Miller W., Zhuang L, Bottema J, Wittebrood A., De Smet P, Haszler A, Vieregge A. Mater Sci Eng A 2000;280:37.
- [2] Hisatomi Y. Weld Int 2008;22:421.
- [3] Kahl S, Ekström H-E, Mendoza J. Metall Mater Trans A 2014;45:663.
- [4] Benedictus R, NL, Keidel CJ, DE, Weber G, DE, Haszler AJP, DE. United States Patent: 6994760 - Method of Producing a High Strength Balanced Al-Mg-Si Alloy and a Weldable Product of That Alloy. 6994760, 2006.
- [5] Fortin PE, Marois PH, Evans DGS. Process for Improving the Corrosion Resistance of Brazing Sheet. EP0326337 (A1), 1989.

- [6] Kilmer RJ. United States Patent: 6555251 - Multi-Layer, Heat Treatable Brazing Sheet with Aluminum Interlayer. 6555251, 2003.
- [7] Buteri A, Buffiere J-Y, Fabregue D. Etude de l'endommagement en fatigue d'alliages d'Aluminium brasés pour échangeurs thermiques automobiles. PhD INSA Lyon. INSA Lyon, 2012.
- [8] Yao XX, Sandström R, Stenqvist T. Mater Sci Eng A 1999;267:1.
- [9] Boyer HE. Atlas of Fatigue Curves. ASM International; 1985.
- [10] Kaufman JG. Properties of Aluminum Alloys: Fatigue Data and the Effects of Temperature, Product Form, and Processing. ASM International; 2008.
- [11] Kim H-H, Lee S-B. J Mech Sci Technol 2012;26:2111.