

Mécanisme d'endommagement en fatigue à température ambiante d'alliages d'aluminium brasés de faible épaisseurs utilisés pour les échangeurs thermiques automobiles : effet du placage résiduel

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

a. INSA Lyon, MATEIS CNRS UMR5510, jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr

b. Valeo Thermal System, anne-gaëlle.noumet-villemiane.com

c. Constellium C-TEC armelle.danielou@constellium.com

Résumé :

Nowadays, most of the automotive heat exchangers are made of brazed aluminium sheets. Due to economical and environmental issues, the thickness of heat exchanger components has been reduced. Concomitantly, the stress undergone by the heat exchanger increased which raised the risk of fatigue failure, particularly for tube used in radiators. In this work, a detailed characterization of the cyclic damage mechanisms in car heat exchangers has been carried out. The standard material used to make such radiators is a very thin (<0.27mm) aluminium sheet composed by 3 layers (4XXX/3XXX/4XXX). To assess the effect of the structure of this “sandwich” on the damage mechanisms, a material composed of a single layer (3XXX) has also been studied. Both materials have been brazed in similar industrial conditions in order to obtain representative metallurgical and surface conditions. At the end of the brazing process a fully recrystallized structure composed of about 5 to 6 grains through the thickness is obtained. Fatigue properties and damage mechanisms of such microstructures have not been widely studied. To characterize the cyclic resistance of the studied materials, fatigue tests at constant stress amplitude have been performed at room temperature. Crack initiation and propagation have been observed by 2D and 3D monitoring techniques. These techniques, in addition to a detailed microstructure characterization of the materials, allowed to clarify the damage mechanisms leading to fracture in fatigue of these thin sheets and, in particular, to point out the key role of the residual clad (left by the 4XXX melting) on the damage mechanisms.

Abstract :

De nos jours, la plupart des échangeurs thermiques automobiles sont fabriqués à partir de tôles d'aluminium brasées. A cause des contraintes économiques et environnementales, l'épaisseur des composants des échangeurs thermiques a été réduite. 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 de radiateurs. Dans cette étude, une caractérisation

détaillée des mécanismes d'endommagement cyclique à l'œuvre dans les échangeurs thermiques automobiles a été effectuée. La matière standard utilisée pour fabriquer des radiateurs est une plaque très fine (<0.27 mm d'épaisseur) composée de trois alliages d'aluminium co-laminés (4XXX/3XXX/4XXX). Afin d'évaluer l'effet de la structure de ce "sandwich" sur les mécanismes d'endommagement, une matière composée d'une unique couche (3XXX) a également été étudiée. Ces deux matières ont été brasées dans des conditions industrielles similaires afin d'obtenir un état métallurgique et de surface représentatif. A la fin du procédé de brasage une structure complètement recristallisée, composée d'environ 5 à 6 grains à travers l'épaisseur, est obtenue. Les propriétés en fatigue et les mécanismes d'endommagement de telles microstructures n'ont fait l'objet que de rares études. Afin de caractériser la résistance cyclique des matières étudiées, des essais de fatigue à amplitude de contrainte constante ont été réalisés à température ambiante. L'amorçage et la propagation des fissures ont été observées par des techniques de suivi 2D et 3D. Ces techniques, en plus d'une caractérisation détaillée de la microstructure des matières, permettent de clarifier les mécanismes d'endommagement conduisant à la rupture par fatigue de ces fines tôles d'aluminium et, en particulier, de mettre en évidence le rôle clé du placage résiduel (issu de la fusion du 4XXX) sur les mécanismes d'endommagement.

Mots clefs : Fatigue, aluminium, mécanismes d'endommagement, brasage, échangeur thermique

1 Introduction

Les alliages d'aluminium sont utilisés depuis des années pour la production d'échangeurs thermiques automobiles. Ils ont peu à peu supplanté les alliages de cuivre utilisés jusqu'alors [1, 2] du fait de leur faible masse volumique, de leur bonne conduction thermique, de leur faible coût et, également, parce qu'ils ont des propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion satisfaisantes pour ce genre d'application tout en étant compatibles avec le procédé d'assemblage par brasage. Les radiateurs de refroidissement, objets de cette étude, peuvent être produits de deux façons : par assemblage mécanique ou par brasage. Bien que demandant des installations plus lourdes avec notamment l'obligation d'utiliser des fours sous atmosphère contrôlée, le brasage est la technologie la plus employée. Elle permet notamment d'obtenir un meilleur échange thermique, grâce à une continuité métallurgique entre les différents composants, ainsi que l'emploi de matière ayant une meilleure tenue à la corrosion. Les différents éléments constituant un radiateur brasé, et plus particulièrement les tubes, sont fabriqués, classiquement, à partir de trois alliages d'aluminium colaminés (4XXX/3XXX/4XXX). L'alliage de la série 3XXX est appelé l'âme, c'est lui qui assure la tenue mécanique ainsi que la résistance à la corrosion du radiateur. L'alliage de la série 4XXX, appelé placage, est utilisé en tant que métal d'apport. C'est ce dernier qui va fondre durant le brasage et permettre l'assemblage des pièces en contact en se resolidifiant lors du refroidissement.

Poussée par le durcissement des normes antipollution (EURO 6B puis EURO 6C) ainsi que par des contraintes économiques, la tendance actuelle du marché automobile est au "downsizing" et à l'allègement des véhicules. Pour les échangeurs thermiques, cette réduction de masse passe notamment par la diminution de l'épaisseur des composants [3]. 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 [4]. Même si les phénomènes de corrosion sont toujours un important sujet de recherche pour garantir une grande durée de vie des matériaux [5, 6, 7],

le facteur limitant pour la durabilité des échangeurs thermiques se déplace maintenant vers *la résistance en fatigue des échangeurs*.

L'étude des propriétés en fatigue et des mécanismes d'endommagement de telles microstructures qui est l'objet de ce travail n'a cependant fait l'objet que de rares études et constitue un vrai challenge [8]. Ce travail s'appuie néanmoins sur les résultats obtenus lors d'une précédente étude ayant permis de mettre en évidence le rôle majeur de l'état de surface sur la tenue en fatigue des éprouvettes testées (présence de gouttes de placage résiduel) [9]. Sur la base de ces travaux antérieurs, les objectifs de cette étude sont i) de définir l'endommagement en l'absence des gouttes de placage pour une matière tri-couche et ii) d'acquérir une meilleure compréhension de l'effet des différentes couches constitutives des matières (placage et âme) sur les mécanismes d'endommagement par fatigue.

2 Matériaux et techniques expérimentales

2.1 Structure et composition des matières étudiées

La matière standard utilisée pour la fabrication des radiateurs de refroidissement consiste en une feuille d'aluminium co-laminée constituée de 3 couches et présentant une épaisseur initiale avant brasage de 0.27mm (figure 1.a). Celle-ci est symétrique et composée en son centre d'un alliage 3916 et de chaque côté d'un placage en alliage 4045 représentant chacun 10% de l'épaisseur totale. Cette matière qui est notre référence est appelée "**Std**" dans la suite de ce travail.

La figure 1.b à e montre la microstructure vue en coupe, perpendiculairement au sens de laminage, de la matière Std avant et après brasage. Les différentes micrographies optiques réalisées après attaque au réactif de Keller et oxydation anodique permettent d'illustrer les changements microstructuraux dus au brasage. Il ressort de cette comparaison les points suivants :

- Une réduction de l'épaisseur est observée après brasage, une partie du métal d'apport ayant coulé lors du brasage des bandes d'aluminium. L'épaisseur des éprouvettes après brasage est alors de l'ordre de $235 \pm 5 \mu\text{m}$ (soit 13% de réduction).
- Une fois resolidifié, le placage résiduel qui n'a pas coulé se présente sous la forme d'une couche blanche (en microscopie optique) à la surface de l'échantillon (figure 1.c). Il est important de noter que l'épaisseur de la couche de placage résiduel n'est pas homogène. Celle-ci a plus ou moins pénétré à l'intérieur de l'âme et forme un film à la surface d'une épaisseur d'environ 5-10 μm présentant des maximums d'environ 30 μm .
- La réduction de l'épaisseur ainsi que la pénétration du placage résiduel s'accompagne également de la recristallisation de l'âme durant le brasage (à une température inférieure à la fusion du 4045). Avant brasage, les éprouvettes présentent de nombreux grains dans l'épaisseur, allongés dans la direction du laminage. Après brasage et recristallisation, une certaine structure est malgré tout conservée au sein de l'âme puisque les nouveaux grains présentent encore une forme allongée. En moyenne entre 5 et 10 grains sont observés dans l'épaisseur.

Le procédé de brasage a donc un fort impact sur la microstructure. Ainsi la préparation des éprouvettes, prélevées sur une bobine utilisée en production, nécessite un traitement thermique similaire à un brasage sous flux Nocolok afin d'obtenir une microstructure et des propriétés mécaniques représentatives de celles d'un tube d'échangeur brasé ce qui inclue : un dégraissage thermique, l'application d'un flux et le brasage sur un four de brasage utilisée en production. Enfin les éprouvettes sont usinées par électro-érosion dans le sens long des formats brasés.

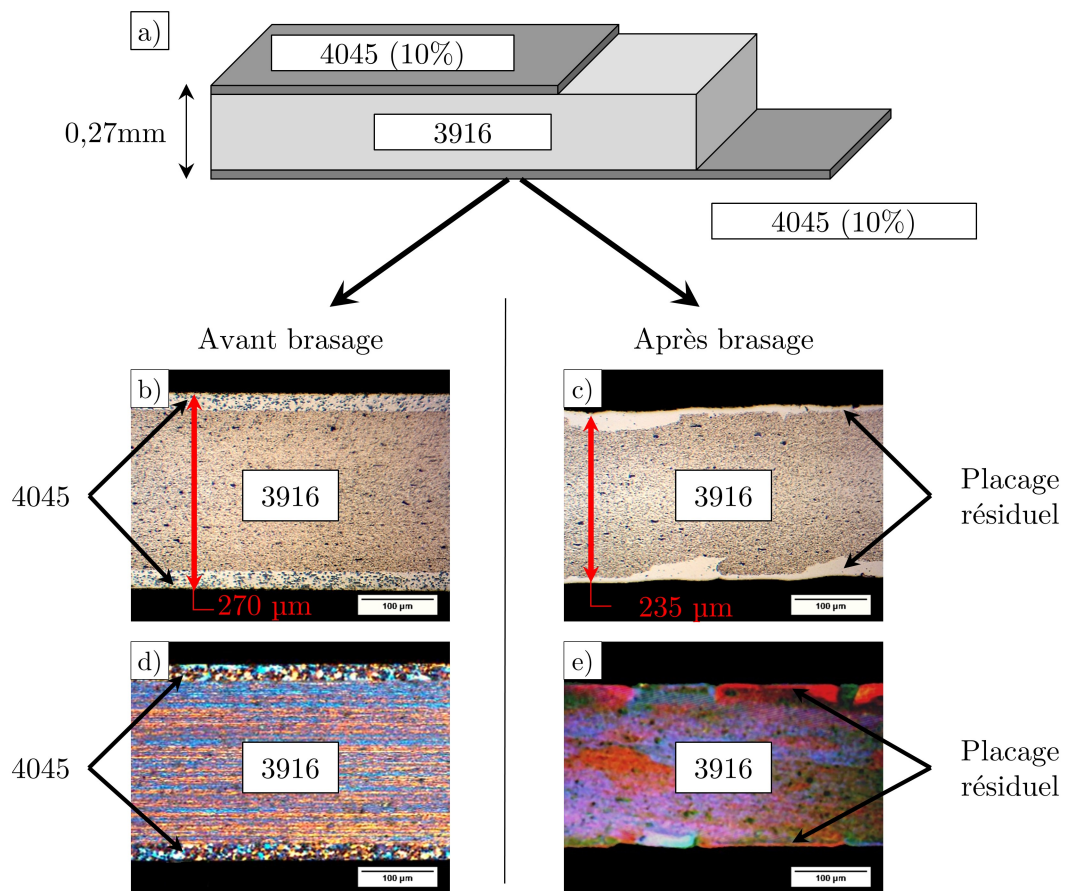


FIGURE 1 – a) Vue schématique donnant la structure de la matière Std et micrographies optiques de la matière Std vue en coupe, perpendiculairement au sens de laminage, avant brasage b) attaque au réactif de Keller et d) oxydation anodique - et après brasage c) attaque au réactif de Keller et e) oxydation anodique.

2.2 Protocole expérimental

Les essais de fatigue ont été réalisés à température ambiante à l'aide d'une machine servo-hydraulique Instron 8516 avec une cellule de force de 5kN. L'intégralité des essais de fatigue a été réalisée de façon uni-axiale, en contrôle de force avec un rapport de charge $R=0,1$, ceci afin de prévenir tout risque de flambement, à une fréquence sinusoïdale de 10 Hz. A noter que des essais de traction ont également été menés afin de déterminer la limite à rupture de la matière Std.

Afin d'observer la zone d'amorçage et la propagation des fissures des essais de fatigue avec observation par microscopie optique *ex situ* ont été mis en place. Dans ce but, les éprouvettes de fatigue ont été préalablement polies (polissage jusqu'à la pâte diamantée $1\mu\text{m}$). Le choix a été fait de les polir à la fois sur les faces et également sur les tranches.

Pour pouvoir détecter la zone d'amorçage et la propagation des fissures l'intégralité des surfaces polies des éprouvettes a été observée, avant chaque essai, au microscope optique. Les éventuels défauts (dûs au polissage ou au brasage par exemple) et autres hétérogénéités microstructurales, étant des sites potentiels d'amorce, sont systématiquement répertoriés.

Une fois l'état initial caractérisé, l'éprouvette est placée dans la machine de fatigue. Le premier cycle est réalisé à l'aide d'une rampe jusqu'à la contrainte maximale à une vitesse de 20N/s , puis l'éprouvette est déchargée et démontée avant d'être une nouvelle fois intégralement observée au microscope optique, les nouveaux défauts étant alors répertoriés.

L'éprouvette est alors remontée sur la machine de fatigue puis un essai est lancé pour un nombre de cycles donné. L'échantillon est à nouveau démonté, observé et tous les défauts et hétérogénéités microstructurales sont photographiés avant remontage. Cette démarche est répétée jusqu'à l'observation de la propagation d'une ou de plusieurs fissures.

Lorsqu'une fissure est détectée, l'intervalle entre deux observations est réduit progressivement puis l'essai est interrompu avant la rupture finale de l'éprouvette pour permettre une caractérisation précise de la fissure.

3 Résultats et discussion

3.1 Amorçage et propagation avec suivi optique des fissures

La surface d'un échantillon à l'état initial et après le premier cycle en fatigue est illustré figure 2. Il apparaît que dès le premier cycle une forte déformation plastique est présente à la surface de l'éprouvette. Les grains, déformés, contiennent de nombreuses bandes de glissement et la rugosité de la surface augmente également. De plus, de nombreuses fissures se forment au niveau de ce qui semble être des joints de grains (voir notamment la présence du joint triple indiqué par une flèche noire). Celles-ci, entourées en rouge figure 2.b, sont formées dès le premier cycle.

Ces ruptures ont fait l'objet d'un suivi optique détaillé. L'évolution de l'une d'entre elles est montrée sur la figure 3. Afin de pouvoir mieux visualiser la propagation de la fissure, une représentation schématique est systématiquement donnée en vis à vis de la micrographie optique. La région colorée en vert correspond à la rupture initiale qui se produit lors du premier cycle. Les zones rouges correspondent à la propagation de la fissure depuis ce défaut.

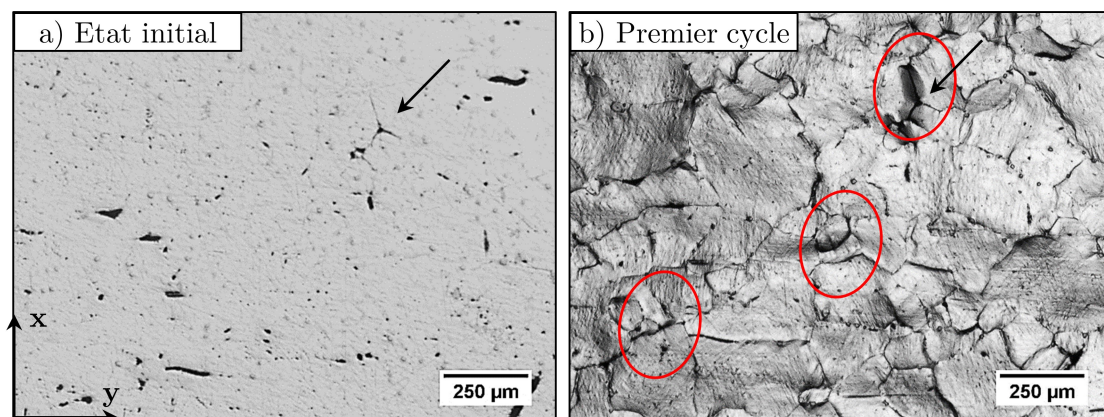


FIGURE 2 – Micrographies optiques montrant la même zone de la surface d'une éprouvette testée à température ambiante a) à l'état initial et b) après le premier cycle de fatigue ($\sigma_{max}/R_m = 0.88$). Les cercles rouges indiquent la formation de fissures et les flèches noires la présence d'un joint triple. Le chargement s'effectue selon l'axe y.

En se basant sur ces observations, représentatives des mécanismes observés pour la matière Std, mais également sur celles réalisées sur l'ensemble des éprouvettes observées un certain nombre de conclusions peuvent être tirées :

- Suite à la rupture initiale lors du premier cycle, aucune propagation de surface n'a pu être observée jusqu'au 100 000^{ème} cycle, à la surface, par microscopie optique. Ce qui témoigne d'un temps d'incubation avant la propagation.
- Les premiers stades de la propagation de la fissure sont détectés après 110 000 cycles (soit 64% de la durée de vie).
- La propagation stable de la fissure se poursuit entre le 110 000^{ème} et le 170 000^{ème} cycles. Ce qui correspond, en considérant que l'interruption de l'essai a été réalisée quelques milliers de cycles avant rupture, à environ 36% de la durée de vie de l'éprouvette.

Les ruptures ayant lieu lors du premier cycle sont donc bien des zones d'amorçages privilégiées. Notons également que, du fait de la formation d'un grand nombre de fissures à la surface lors du premier cycle, plusieurs fissures se propagent de façon simultanée. La matière Std est donc sensible à la multi-fissuration.

3.2 Étude des faciès de rupture

Le faciès de rupture d'une des éprouvettes étudiées est montré sur la figure 4. Différentes régions sont identifiables sur ce faciès. La première, figure 4.b, correspond à l'amorçage de la fissure. Deux zones peuvent être distinguées sur cette micrographie MEB, une zone facettée semblant indiquer une rupture intergranulaire ainsi qu'une zone plus rugueuse correspondant à la propagation stable par fatigue de la fissure. Celle-ci se propage tout d'abord dans l'épaisseur de l'éprouvette comme le montre le figure 4.c puis dans la largeur (figure 4.d). Enfin, avant la rupture ductile finale de l'éprouvette (figure 4.f), une zone de propagation mixte est observée sur la figure 4.e. Cette zone, déjà identifiée par A. Buteri [9], présente à la fois des stries de fatigue et des cupules, témoignant d'un important endommagement ductile. La matière présente, lors du dernier cycle de fatigue, un mode mixte I/III caractérisé par le couplage d'un important endommagement ductile (mode I) à une localisation de la déformation dans des bandes de

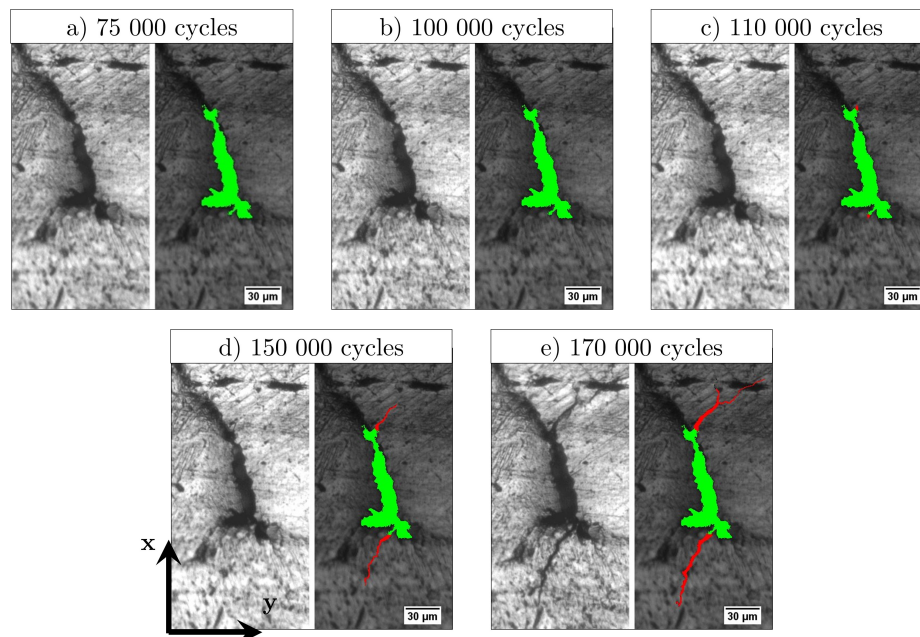


FIGURE 3 – Micrographies optiques et représentation schématisque d'une fissure sur l'une des faces d'une éprouvette au cours d'un essai de fatigue à température ambiante. Un joint de grain rompu montrant une forte ouverture (en vert sur les représentations schématisques) est observé après un cycle de chargement. La propagation, après un temps d'incubation (entre environ 58% et 64% de la durée de vie), d'une fissure depuis ce joint rompu est indiquée en rouge sur les vues schématisques. Le chargement s'effectue suivant l'axe y.

cisaillement orientées à 45° par rapport à l'axe de sollicitation.

3.3 Morphologie et microstructure des fissures

La microstructure autour de la fissure présentée figure 3 est détaillée figure 5. La coupe réalisée par polissage ionique selon le plan indiqué par les pointillés en rouge, (voir micrographie optique figure 5.a), a permis l'acquisition d'une carte EBSD qui renseigne sur la cristallographie locale au voisinage de la fissure (figure 5.c), celle-ci nous permet de dresser les constatations suivantes :

- Le caractère intergranulaire de l'amorçage semble confirmé ; le léger décalage par rapport à la position du joint de grain s'explique par la position du plan de la cartographie EBSD qui est situé à l'extrémité de l'amorce (il est assez délicat de bien contrôler la localisation de la zone de polissage par faisceau ionique).
- Cette cartographie montre clairement en outre que la propagation interne de la fissure se fait de façon intragranulaire et est sensible à la présence des joints de grains qui induisent des déviations.
- Enfin, certains grains apparaissent fortement déformés, des bandes de cisaillement à 45° sont observées. Cette observation rejoint celle de Hurley *et al.* ainsi que d'Albou *et al.*, ces auteurs ayant observé de telles bandes lors de la déformation d'alliages d'aluminium [10, 11]. A noter que la base de la fissure est située entre un grain fortement déformé (en bleu) et un plus faiblement déformé (en vert) comme le montrent respectivement les figures de pôles inverses de ces deux grains.

L'échantillon, une fois analysé par EBSD, a été attaqué au réactif de Keller (micrographie optique figure 5.b) révélant la présence du placage résiduel au niveau de la base de la fissure. Celle-ci se situe au niveau

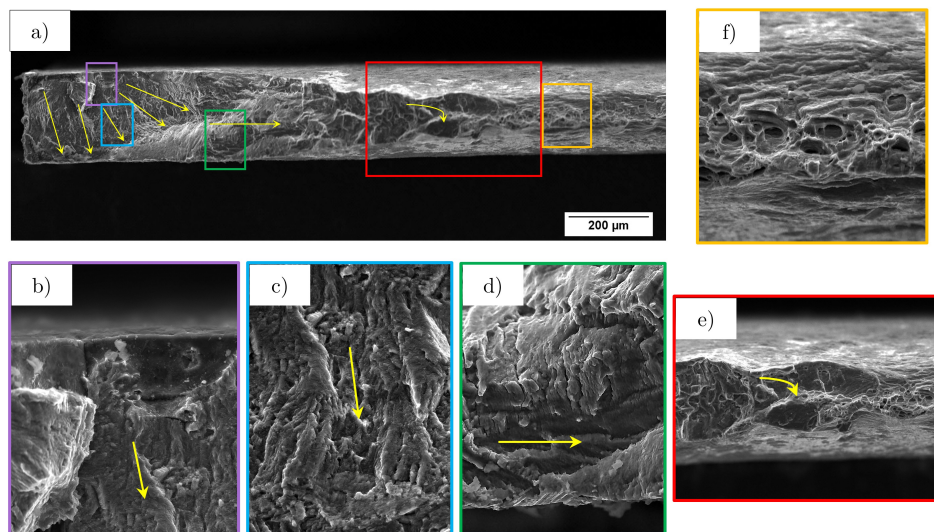


FIGURE 4 – Fractographies réalisées au MEB montrant le faciès de rupture de l'éprouvette Std-NP-01. a) vue générale du faciès, b) zone d'amorçage de la fissure, la zone lisse correspond aux décohésions intergranulaires, c) propagation stable par fatigue dans l'épaisseur de l'éprouvette, d) propagation stable par fatigue dans la largeur, e) zone mixte présentant à la fois des cupules et des stries de fatigues et f) zone de rupture brutale ductile présentant une forte striction. Les flèches jaunes indiquent la direction de propagation.

d'une zone où une forte diffusion est observée et surtout entre un grain ayant été peu affecté et un grain fortement pénétré.

Les propriétés mécaniques du placage résiduel qui apparaît en blanc sur les micrographies optiques et de l'âme ont été évaluées par nanoindentation. Les mesures ont été réalisées en coupe dans l'épaisseur sur un échantillon préalablement poli et attaqué au réactif de Keller. Il apparaît que le placage résiduel est sensiblement plus dur que l'âme avec une dureté de 1.3 ± 0.05 GPa contre 1.1 ± 0.03 GPa pour l'âme.

3.4 Caractérisation 3D - essais de fatigue in-situ

Afin de confirmer et compléter les observations faites sur éprouvettes macroscopiques durant des essais ex-situ, des essais de fatigue in-situ ont été réalisés à l'ESRF sous rayonnement synchrotron [12].

La figure 6 met en vis à vis des coupes reconstruites dans le plan XY (parallèle à l'axe de sollicitation et à la grande surface de l'éprouvette) et dans le plan YZ (parallèle à l'axe de sollicitation et à la tranche de l'éprouvette) à l'état initial (figure 6.a) et après 65 000 cycles (figure 6.b).

Les coupes dans le plan XY ont été réalisées à une dizaine de microns sous la surface de sorte à visualiser les zones de diffusion du placage résiduel (celles-ci apparaissent en sombre sur les coupes). L'identification de ces zones en tomographie synchrotron est rendue possible par une différence d'atténuation entre le placage résiduel, constitué d'une solution solide faiblement alliée (1.5% en Si), et l'âme riche en dispersoïdes (α -Al(Mn, Fe)Si). A l'état initial, figure 6.a, il apparaît que les joints de grains cassés se situent principalement au niveau des zones d'interfaces entre le placage résiduel et l'âme (zones entourées en jaune). Après 65 000 cycles, figure 6.b, ce sont ces zones qui ont donné lieu à la propagation de fissures.

Les coupes réalisées dans le plan YZ permettent de mieux visualiser le cheminement des fissures à travers l'épaisseur des éprouvettes (figure 6.a-b). Les ruptures intergranulaires se font, dans un premier temps,

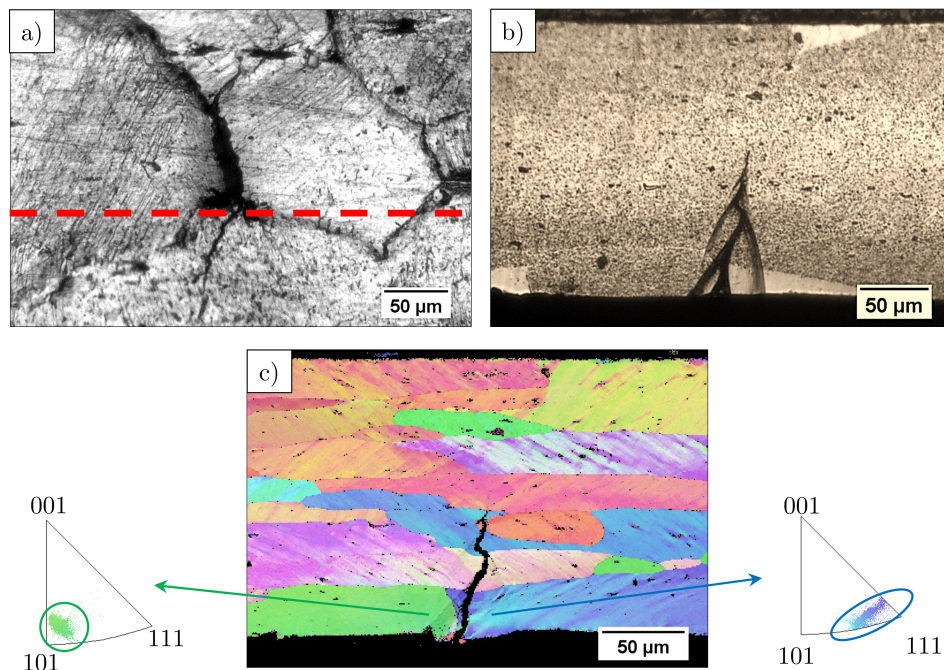


FIGURE 5 – a) Micrographie optique de la fissure montrée figure 3, les pointillés rouges indiquent la localisation de la coupe effectuée en b et c, b) micrographie optique après attaque au réactif de Keller, la base de la fissure se trouve dans une zone où le placage résiduel a diffusé et c) carte EBSD IPF-Y (pas : 0.7 μm) montrant la propagation de la fissure. Les figures de pôle inverse montrent que la fissure a amorcé entre un grain vert peu déformé et un grain bleu qui a subi une rotation/déformation plus importante.

perpendiculairement à l'axe de sollicitation sur une trentaine de microns de profondeur à l'interface entre le placage résiduel (entouré en jaune) et l'âme. Puis, lorsque la fissure atteint la seconde couche de grains, celle-ci est déviée parallèlement à l'axe de sollicitation par décohérence intergranulaire avant de s'arrêter (figure 6.a). Néanmoins, comme observé sur les éprouvettes macroscopiques, il faut attendre 65 000 cycles (figure 6.b), avant qu'une fissure ne commence à se propager (entourée en rouge), ce qui correspond, par ailleurs, à ce qui a été observé en surface.

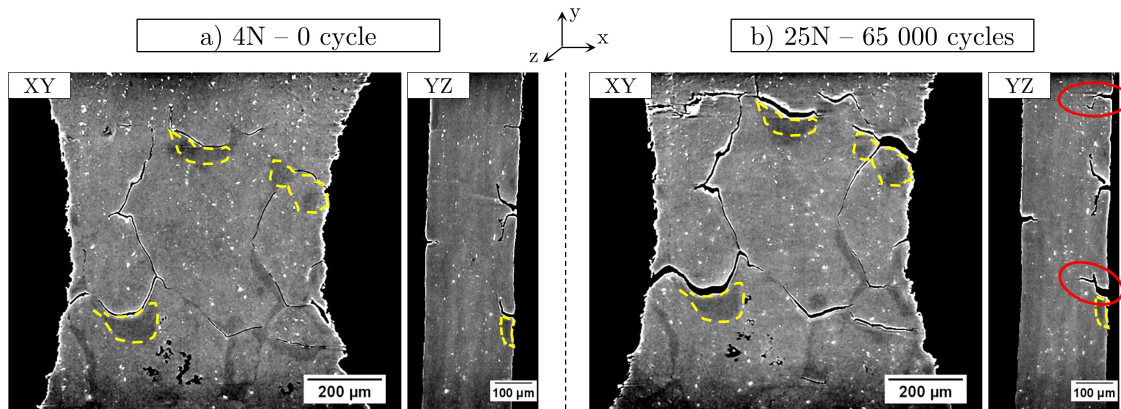


FIGURE 6 – Coupes reconstruites dans le plan XY, une dizaine de microns sous la surface de l'éprouvette, et suivant le plan YZ a) à l'état initial (4N-0 cycle) et b) après 65 000 cycles à 25N. Les joints de grains cassés se trouvent au niveau des interfaces placage résiduel /âme (entourées en pointillés jaunes) et sont déviées par la seconde couche de grains. Taille de voxel $0.7\mu\text{m}$.

3.5 Synthèse sur les mécanismes d'endommagement

Les paragraphes précédents ont révélé le rôle clé du placage 4045 sur l'endommagement en fatigue de la matière Std. Le suivi optique de la fissuration, l'étude des faciès de rupture, ainsi que les données issues de la tomographie X permettent de proposer un scénario pour le développement de l'endommagement à température ambiante. Celui-ci peut se résumer selon les étapes suivantes (voir aussi le schéma de la figure 7).

- Après brasage, la microstructure de la matière Std n'est pas homogène : en plus de former un film à la surface (environ $5\text{-}10\mu\text{m}$ d'épaisseur), le placage résiduel, plus dur que l'âme, diffuse dans le 3916 au niveau des joints de grains (figure 7.a) sur une profondeur d'environ $30\mu\text{m}$.
- Lors du premier cycle, la matière est déformée et des joints de grains situés à la surface sont rompus. Ces ruptures, probablement dues à des incompatibilités de déformations, interviennent dans le joint de grain au niveau de l'interface entre le placage résiduel et l'âme et sont déviées, parallèlement à la direction de sollicitation, par la seconde couche de grains donnant une forme caractéristique en "virgule" à cette rupture intergranulaire (figure 7.b).
- A partir de ces ruptures (pouvant représenter jusqu'à 30% de l'épaisseur) plusieurs fissures de fatigue s'amorcent, témoignant de la sensibilité de la matière Std à la multi-fissuration, et ce, après environ 50% de la durée de vie de l'éprouvette. Ce temps d'amorçage, relativement long compte tenu de l'importance des ruptures intergranulaires et des forts niveaux de chargement, pourrait être expliqué par la forme en "virgule" qui atténue l'effet d'entaille perpendiculairement à la direction du chargement (figure 7.c).
- La propagation stable de la fissure se fait ensuite de façon intragranulaire, avec de légères déviations au niveau des joints de grains traversés (figure 7.d), tout d'abord dans l'épaisseur de

l'éprouvette puis dans sa largeur jusqu'à ce que la réduction de section soit telle que la limite à rupture est atteinte entraînant une rupture brutale de type "flat to slant" (à 45° par rapport à l'axe de sollicitation).

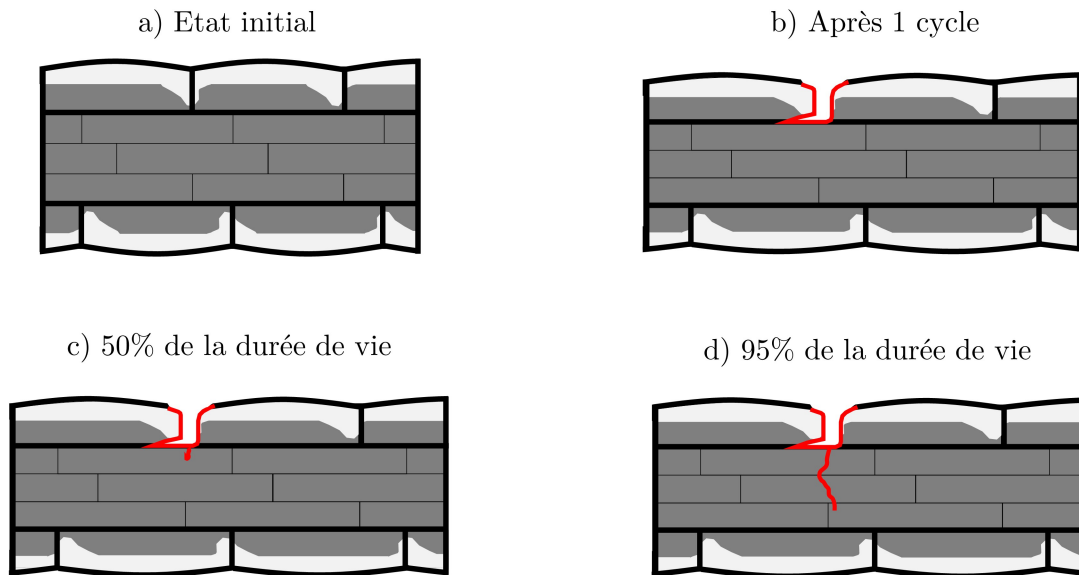


FIGURE 7 – Schéma représentant les mécanismes d'endommagement observés à température ambiante sur la matière Std après brasage - a) microstructure à l'état initial après brasage, le placage résiduel a diffusé au niveau des joints de grains, b) lors du premier cycle, rupture des joints de grains à l'interface entre l'âme et le placage résiduel, la fissure est alors déviée par la seconde couche de grain parallèlement à l'axe de sollicitation, c) après environ 50% de la durée de vie en fatigue, une fissure amorce et commence à se propager de façon intragranulaire et d) la propagation continue durant les 50 derniers pourcents de la durée de vie de façon transgranulaire avec de légères déviations au niveau des joints de grains.

4 Influence du placage résiduel : comparaison avec une matière non plaquée

Afin de montrer l'influence du placage sur les propriétés de tenue en fatigue, une matière non plaquée (UC) a été utilisée. Celle-ci a subi un traitement thermique similaire à un brasage afin d'obtenir une microstructure et des propriétés mécaniques représentatives d'une matière brasée.

Les propriétés mécaniques de cette matière non plaquée ont été comparées à celle de la matière Std (figure 8.a). Il s'agit des courbes de traction conventionnelles ne tenant pas compte de la striction au cours de l'essai. Il apparaît que les matières UC et Std présentent les mêmes propriétés mécaniques, les courbes de traction se superposant quasi parfaitement. Ainsi, le placage résiduel ne semble pas avoir d'impact sur les propriétés en traction monotone de la matière Std comparée à la matière UC. Étant donné que l'âme en 3916 de la matière Std représente près de 94% de l'épaisseur après brasage, c'est ce dernier qui semble conférer ses propriétés mécaniques à l'ensemble. En effectuant une loi des mélanges et en considérant, en première approximation, que le placage résiduel ait les propriétés mécaniques du 4045 avant brasage (contrainte à rupture 131MPa), la contrainte à rupture calculée pour la matière Std pour un allongement de 20% est de 145MPa soit quasiment la valeur mesurée (147MPa).

Des essais de fatigue ont été réalisés sur la matière UC et comparés aux résultats obtenus pour la matière Std (figure 8.b). Sur ce graphique, donnant la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles, les essais issus respectivement des matières UC et Std sont donnés par les points en orange et vert. A noter que les points comportant une flèche correspondent aux essais non rompus.

Pour les deux matières, les essais de fatigue sont réalisés à très forte contrainte (proche du Rm) et il a été impossible de rendre compte du domaine oligocyclique. En revanche, et contrairement à ce qui a pu être observé en traction monotone, les essais cycliques montrent une nette différence entre les matières Std et UC ; cette dernière possède de meilleures propriétés en fatigue que la matière Std. Ainsi, pour une contrainte équivalente à 99% du Rm (soit environ 145MPa) la matière UC peut endurer 300 000 cycles contre environ 100 000 cycles pour la matière Std. De plus, la courbe de fatigue de la matière UC présente une pente plus faible que celle de la matière Std. Cette différence s'accroît donc à plus faible contrainte. Ainsi les limites de fatigue des matières UC et Std à 1 000 000 de cycles sont respectivement de 140MPa (soit 90% du Rm) et 120MPa (soit 80% du Rm).

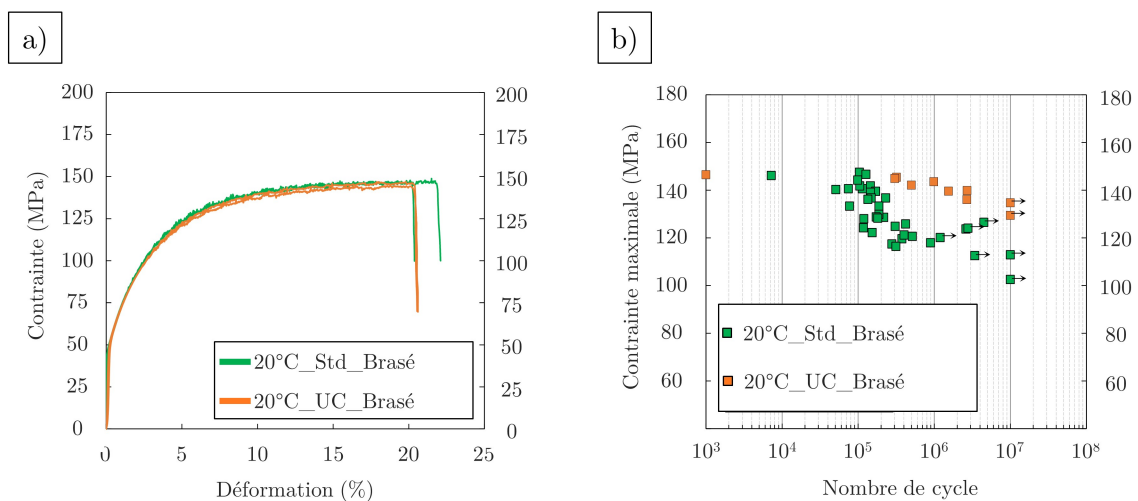


FIGURE 8 – a) Courbes de traction conventionnelles de la matière UC (en orange) et de la matière Std (en vert) après brasage et b) Courbes de fatigue à température ambiante donnant la contrainte maximale (en MPa) en fonction du nombre de cycles à rupture pour les matières : UC (en orange) et Std (en vert). Les points avec les flèches représentent les éprouvettes non rompues ($R=0.1$, $\Delta\sigma = cte$, température ambiante et $f=10\text{Hz}$).

L'absence de placage améliore donc grandement les propriétés de tenue en fatigue de la matière UC comparées à la matière Std. Afin d'en déterminer la cause, les mécanismes d'endommagement de la matière UC ont été étudiés suivant la même méthodologie que celle mise en place pour la matière Std. Il apparaît alors que, du fait de l'absence de placage résiduel, seuls quelques joints de grains cassent lors du premier cycle. Ces ruptures intergranulaires sont moins profondes et moins nombreuses que celles observées pour la matière Std ce qui réduit la sensibilité de la matière UC à l'amorçage et à la multi-fissuration et contribue alors à expliquer ses meilleures propriétés de tenue en fatigue.

Le rôle clé du placage résiduel dans les mécanismes d'endommagement et de durée de vie des matières étudiées est donc confirmé.

5 Conclusion

Dans ce travail, les mécanismes d'endommagement d'une matière utilisés pour la fabrication d'échangeurs thermiques automobiles brasés ont été étudiés. Les différentes techniques expérimentales de suivi de fissures 2D et 3D et de caractérisation de la microstructure, ont permis d'étudier les phases d'amorçage et de propagation des fissures. Ces différentes observations, couplées à l'étude d'une matière non plaquée, ont permis de clarifier les mécanismes d'endommagement conduisant à la rupture par fatigue et de pointer ainsi le rôle clé du placage résiduel sur ces mécanismes.

Références

- [1] W. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler, and A. Vieregge, Recent development in aluminium alloys for the automotive industry, *Material Science and Engineering A*, vol. 280, no. 1, (2000) 37-49.
- [2] R. Shah, *Advances in Automotive Heat Exchanger Technology*, SAE Technical Paper (2003)
- [3] Y. Hisatomi, Recent advance of brazing sheet and flux for aluminium brazing, *Welding International*, vol. 22, no. 7, (2008) 421-426.
- [4] S. Kahl, H.-E. Ekström, and J. Mendoza, Tensile, Fatigue, and Creep Properties of Aluminum Heat Exchanger Tube Alloys for Temperatures from 293 K to 573 K (20°C to 300 °C), *Metallurgical and Materials Transaction A*, vol. 45, no. 2, (2014) 663-681.
- [5] S. Tierce Etude de la corrosion des alliages d'aluminium brasés constituant les échangeurs thermiques utilisés dans les véhicules automobiles Thèse INP Toulouse (2006)
- [6] R. Benedictus, C.J. Keidel, G. Weber, and A.J.P. Haszler, United States Patent : 6994760 - Method of producing a high strength balanced Al-Mg-Si alloy and a weldable product of that alloy, (2006)
- [7] R. J. Kilmer, United States Patent : 6555251 - Multi-layer heat treatable brazing sheet with aluminum interlayer, 6555251, (2003).
- [8] X. X. Yao, R. Sandström, and T. Stenqvist, Strain-controlled fatigue of a braze clad Al-Mn-Mg alloy at room temperature and at 75 and 180°C, *Materials Science and Engineering A*, vol. 267, no. 1, (1999) 1-6.
- [9] A. Buteri, Etude de l'endommagement en fatigue d'alliages d'Aluminium brasés pour échangeurs thermiques automobiles, Thèse Insa Lyon 2012. <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01080904/file/these.pdf>
- [10] P. J. Hurley, F.J. Humphreys, The application of EBSD to the study of substructural development in a cold rolled single-phase aluminium alloy, *Acta Materialia*, vol. 51, no. 4, (2003) 1087-1102.
- [11] A. Albou, J.H. Driver, and C. Maurice, Microband evolution during large plastic strains of stable {110} < 112 > Al and Al-Mn crystals *Acta Materialia*, vol. 58, no. 8, (2010) 3022-3034.
- [12] J.-Y. Buffiere, E. Maire, J. Adrien, J.-P. Masse, and E. Boller, In Situ Experiments with X ray Tomography : an Attractive Tool for Experimental Mechanics, *Experimental Mechanics*, vol. 50, no. 3, (2010), 289-305