

Influence des interactions défauts géométriques/microstructure sur l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles d'alliages métalliques

Benoît Bracquat^a, Charles Mareau^a, Nicolas Saintier^b, Franck Morel^a

a. LAMPA, Arts et Métiers Paristech Angers, benoit.bracquat@ensam.eu

b. I2M, Arts et Métiers Paristech Bordeaux, nicolas.saintier@ensam.eu

Résumé

Ce travail s'intéresse à l'influence des défauts géométriques sur la résistance en fatigue à grand nombre de cycles des alliages métalliques. Il s'agit plus précisément de caractériser l'impact de la microstructure locale sur le processus d'amorçage des fissures de fatigue.

Afin de répondre à cet objectif, une démarche expérimentale est proposée. Il s'agit d'abord d'appliquer différentes séquences de traitements thermomécaniques à des polycristaux d'aluminium 1050 (99,50% Al) pour obtenir deux microstructures avec des tailles de grains moyennes respectives de 100 et 1000 μm .

Une campagne d'essais mécaniques et d'observations est ensuite réalisée. Dans un premier temps, des éprouvettes contenant des défauts superficiels hémisphériques de diamètre 1000 μm sont soumises à des essais d'endurance à contrainte imposée. On observe que l'augmentation de la taille des grains provoque une diminution de l'amplitude de contrainte nécessaire à l'amorçage d'une fissure superficielle. Des observations in-situ montrent également que la durée de vie en FGNC est largement dépendante de la propagation plutôt que de l'amorçage.

Dans un second temps, des éprouvettes contenant des défauts de diamètre 100 μm sont sollicitées en fatigue. Les essais sont suivis d'observations EBSD qui permettent de comprendre les conditions d'amorçage des fissures de fatigue au voisinage des défauts. Ces observations indiquent que l'amorçage d'une fissure sur un défaut est fortement corrélé au facteur de Schmid théorique du cristal dans lequel il se trouve.

Mots clés : fatigue ; plasticité cyclique ; polycristal ; aluminium ; défaut ; microstructure ; EBSD.

1. Introduction

Il est largement admis que la présence de défauts géométriques provoque un abaissement de la limite d'endurance en fatigue à grand nombre de cycles des alliages métalliques. Les travaux de Lukas et al. [1] ont montré (i) que cet abaissement est d'autant plus significatif que la dimension du défaut est importante et (ii) qu'il existe une dimension critique en dessous de laquelle le défaut n'a plus d'effet. Bien que la connaissance de la taille critique soit importante pour le dimensionnement en fatigue, l'influence de la microstructure sur cette dimension reste encore mal comprise.

Dans ce travail, on étudie l'évolution du comportement en fatigue, notamment en ce qui concerne l'amorçage des fissures, en fonction non seulement des dimensions du défaut mais également des

dimensions caractéristiques de la microstructure (taille des grains). Afin de répondre à cet objectif, une démarche à la fois expérimentale et numérique est proposée. Les résultats présentés ici concernent la partie expérimentale.

2. Matériau

Le matériau étudié est de l'aluminium de pureté commerciale 1050, mis en forme par laminage. La microstructure initiale est ainsi composée de grains étirés selon la direction de laminage. Afin de contrôler la taille des grains, deux séquences de traitements thermomécaniques (déformation plastique en traction uniaxiale et traitements thermiques) sont appliquées à des bandes prélevées dans la tôle. Ces séquences permettent d'obtenir deux microstructures globalement équiaxes, avec des tailles de grain ϕ respectives de 100 et 1000 μm . Des éprouvettes sont ensuite préparées à partir de ces bandes.

3. Essais cycliques

3.1 Comportement cyclique

Des essais cycliques contrôlés en déformation sont réalisés sur les deux microstructures, à différents niveaux, en traction-compression ($R_\epsilon = -1$; 10^4 cycles). La fréquence d'essai est de 0,1 Hz, et un essai supplémentaire est réalisé à 1 Hz afin d'estimer l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement.

Les résultats (Fig. 1) montrent que pour les deux tailles de grains ϕ , la plasticité macroscopique est très importante même pour des sollicitations de faibles amplitudes, que les contraintes maximales dépendent fortement de l'amplitude de déformation, et que la sensibilité à la vitesse de déformation est négligeable. Aussi, pour une même amplitude de déformation, la contrainte maximale est plus faible pour une taille de grain plus importante.

Enfin, l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles permet de mettre en évidence trois stades : durcissement primaire, stagnation/adoucissement et durcissement secondaire. Les résultats de la littérature [2, 3] indiquent que ce comportement est lié à la formation des structures de dislocations.

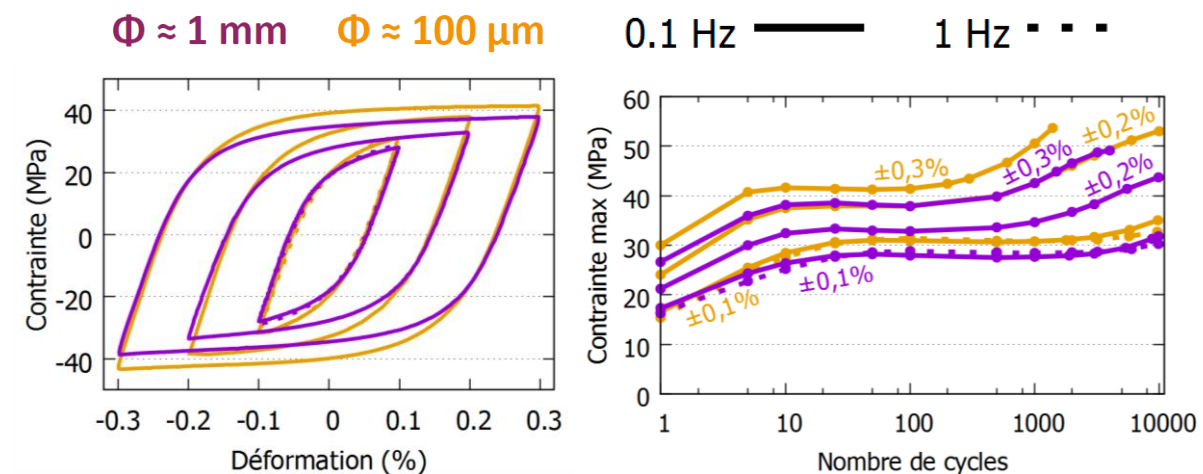


Figure 1. Boucles σ - ϵ au 100^e cycle (gauche), et évolution de σ_{\max} en cours de cyclage (droite)

3.2 Fatigue

Des essais de traction-compression à contrainte imposée ($R_\sigma = -1$; $f = 10$ Hz ; 10^6 cycles) sont ensuite réalisés sur des éprouvettes contenant un défaut superficiel hémisphérique de diamètre $d = 1000$ μm . Les essais sont accompagnés d'observations *in-situ* permettant de suivre l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (Fig. 2). Il est ainsi possible de tracer deux courbes de Wöhler, correspondant respectivement à l'amorçage d'une fissure et à la rupture de l'éprouvette (Fig. 3). Le nombre de cycles à l'amorçage est défini comme celui nécessaire à l'observation d'une fissure de surface de longueur 100 μm .



Figure 2. Exemple de suivi de fissure (de gauche à droite : cycles 0, 60 000, 100 000)

On observe que la dispersion en fatigue diminue lorsque la contrainte appliquée augmente, tant pour le nombre de cycles à rupture que pour celui nécessaire à l'amorçage d'une fissure de surface. Aussi, pour une même taille de défaut, l'augmentation de la taille de grain diminue l'amplitude de contrainte nécessaire à l'amorçage d'une fissure de 100 μm . Enfin, la durée de vie des éprouvettes est largement dépendante de la propagation plutôt que de l'amorçage de fissure.

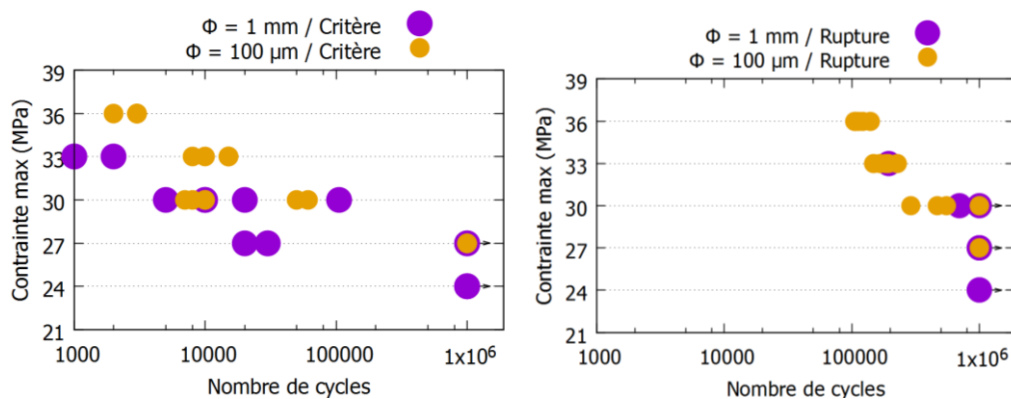


Figure 3. Courbes de Wöhler à amorçage (gauche) et à rupture (droite)

4. Observations EBSD

Afin de mieux comprendre l'influence de la microstructure locale sur l'amorçage de fissure, des éprouvettes avec une taille de grain moyenne $\phi = 1000$ μm , contenant des défauts de diamètre $d = 100$ μm , ont été cyclées jusqu'à 10^6 cycles à ± 27 MPa. A l'issue des essais, après avoir repéré par microscopie électronique les défauts pour lesquels des fissures sont amorcées, des cartographies EBSD sont réalisées afin d'identifier les facteurs microstructuraux qui conduisent à l'amorçage.

Les résultats (Fig. 4) montrent que l'amorçage de fissure sur un défaut est lié à l'orientation cristallographique du cristal qui le contient. En particulier, il semble que les fissures ne s'amorcent préférentiellement que dans les cristaux pour lesquels le facteur de Schmid maximal est élevé (Fig. 4a). Le processus d'amorçage des fissures semble donc contrôlé par les contraintes de cisaillement qui s'appliquent aux systèmes de glissement. A l'opposé (Fig. 4b), l'amorçage des fissures de fatigue semble peu influencé par les contraintes normales s'appliquant sur ces systèmes.

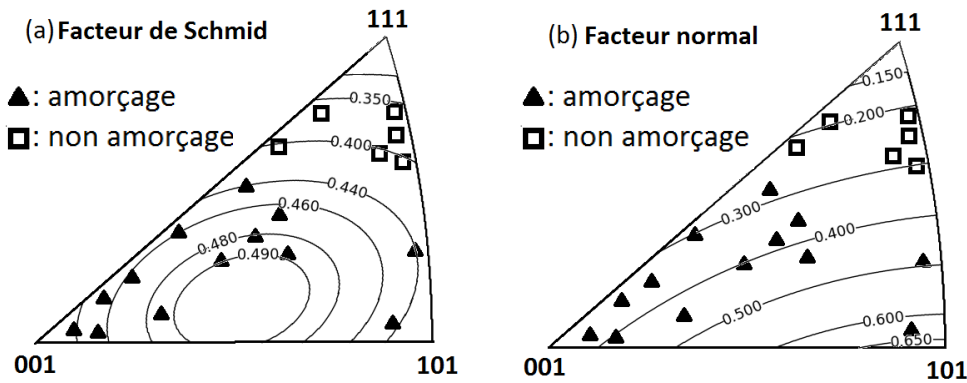


Figure 4. Intensité des contraintes de cisaillement (a) et normale (b) sur le système de glissement actif, et orientations des grains englobant les défauts

5. Conclusion

Dans le but d'étudier l'influence du rapport entre la taille de défaut et la taille de grain dans l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles, deux microstructures avec des tailles de grains respectives de 100 et 1000 μm ont été obtenues à partir d'une tôle d'aluminium 1050.

Des essais à déformation imposée montrent qu'il existe trois stades de comportement (écrouissage, stagnation, écrouissage) et que la sensibilité à la vitesse de déformation est négligeable.

Des essais en contrainte imposée en présence d'un défaut de diamètre $d = 1000 \mu\text{m}$ ont permis de mettre en évidence l'influence de la taille de grain : plus celle-ci est grande, plus le nombre de cycles à amorçage d'une fissure est réduit. L'observation in-situ de l'avancée des fissures montre également que la durée de vie en FGNC est largement dépendante de la phase de propagation.

Pour des défauts de diamètre $d = 100 \mu\text{m}$ et des éprouvettes de taille de grain moyenne $\phi = 1000 \mu\text{m}$, des essais en contrainte imposée, suivis d'observations EBSD, ont été réalisés. Les résultats ainsi obtenus montrent que l'amorçage de fissure est largement gouverné par l'orientation cristallographique. En particulier, l'amorçage semble se produire uniquement lorsque la contrainte de cisaillement appliquée au système de glissement le plus favorablement orienté est suffisante.

Les données expérimentales serviront à générer des modèles numériques de microstructures réalistes contenant des défauts de différentes dimensions. La prise en compte de l'anisotropie du comportement élasto-plastique cristallin ainsi que des dimensions caractéristiques de plasticité permettra d'estimer les champs mécaniques locaux, inaccessibles via l'expérience.

Remerciements

Les auteurs remercient l'institut Carnot ARTS et la région Pays de la Loire pour leur financement.

Références

- [1] P. Lukas et al. Notch size effect in fatigue. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 12(3), 175-186, 1989.
- [2] A. Giese. Cyclic hardening behaviour of polycrystalline aluminium under tension-compression. *Materials Science and Engineering A124* L 11-L 13.1990.
- [3] Y. B. Xia et al. Secondary hardening and dislocation evolution in low cycle fatigue of polycrystalline aluminium. *Phys. Stat. Sol. (a)* 120, 125. 1990.