Étude de l'amorçage de fissures de fatigue en environnement avion (humidité et température) pour un alliage d'aluminium série 7000.

Florian Mazerolle[1,2,a], Gilbert Hénaff[1] et Jérôme Rousset[2]

[1] Institut Pprime UPR 3346 CNRS
ENSMA-ISAE Téléport 2, 1 Avenue clément Ader – 86360 Chasseneuil-du-Poitou
[2] Research & Technology NSDW Integration, 1ACXNS Airbus Operations SAS
4 Rue Marius Tercé, 31300 Toulouse

Points d'intérêt.

- Une nouvelle méthode de détection de l'amorçage de fissures de fatigue a été mise en place
- Une réduction de la durée de vie en fatigue est observée dans un environnement plus néfaste
- Un taux d'exposition élevé traduit une évolution du mécanisme d'amorçage
- Un modèle d'endommagement en éléments finis à but prédictif est développé

Introduction

Lors de la conception d'un avion de ligne, les pièces sont conçues pour résister à un critère de chargement dimensionnant. En particulier, les cadres de fuselage sont conçus pour résister à un chargement de fatigue lié au cycle de la pressurisation/dépressurisation de la cabine. Ainsi, un cycle de chargement mécanique correspond à un cycle sol-air-sol. Cette thèse, qui s'inscrit dans la continuité des travaux de Sarah Saanouni [1] sur l'étude des effets environnementaux sur les structures aéronautiques, se focalise sur l'amorçage de fissures de fatigue en environnement et ses mécanismes. Des études précédentes [1] ont par ailleurs montré que la présence d'un environnement humide tel que l'air ambiant pouvait induire des changements de cinétiques de propagation de fissure de fatigue comparé à un environnement froid et sec, tout en conservant globalement le même mécanisme, dans un alliage d'aluminium série 7000 très largement utilisé dans l'aéronautique. Des études en interne chez Airbus appuient également ces observations. Ainsi, le couplage entre un chargement mécanique cyclique lent et l'exposition à un environnement qui peut être qualifié d'agressif a un effet bien établi sur la propagation de fissure de fatigue. Or, cela reste encore à être quantifié pour l'amorçage, aux vues des indices industriels.
Les objectifs de l'étude sont de comprendre les mécanismes en jeu lors de l'amorçage de fissure de fatigue dans différents environnements d'air humide représentatifs de ceux vus par le matériau en service, ainsi que de proposer une méthode de prévision de la cinétique d'amorçage en fonction des conditions d'exposition, en adaptant une loi d'endommagement de type Lemaître-Chaboche [2].
Dans ce papier, la technique de détection de l'amorçage, défini au sens de la sensibilité du suivi de potentiel, est tout d'abord détaillée. Ensuite, des premiers résultats de durée de vie de fatigue en environnement sont présentés. Une attention particulière est portée à la durée de vie à l'amorçage, détectée par suivi de potentiel, ainsi qu'aux sites d'amorçage. Enfin, le modèle d'endommagement envisagé pour simuler le comportement du matériau est également présenté.

Détection d'amorçage de fissures par suivi de potentiel

Le matériau de l'étude est un aluminium série 7000 laminé sous forme de tôle de 40 mm d'épaisseur. Des essais de fatigue ont été menés avec la température et l'humidité relative variant de 70 °C à -30 °C et de 30% à 100% respectivement. Ces valeurs sont représentatives des différentes conditions d'exposition vues en service, d'après des relevés présentés par Saanouni [1]. Afin de déterminer la cinétique d'amorçage de fissures au cours des cycles de fatigue, les méthodes conventionnelles tels que le suivi optique et l'utilisation de répliques ne sont pas adaptées, en particulier du fait de la présence d'un environnement contrôlé, qui implique l'utilisation d'une enceinte climatique. Pour cela, une méthode de détection d'amorçage macroscopique à l'aide d'un suivi de différence de potentiel a été développée sur la base de la méthode de Bär et Nahbein [3].
Une éprouvette en alliage d'aluminium série 7000 cylindrique, non entaillée au niveau de la partie utile, est instrumentée par 3 couples de sondes de potentiel électrique, fixés sur le fût de l'éprouvette par une colle conductrice. Cette éprouvette a été préalablement polie jusqu'au grade 4000. Les 3 couples de sondes sont répartis équitablement sur la circonférence de l'éprouvette, espacés à 120° les uns des autres. Pour chaque couple, les sondes sont espacées d'environ 10 mm, et ces dernières sont positionnées de part et d'autre de

[a] Auteur assurant la présentation : florian.mazerolle@ensma.fr

la partie utile, dont la section cylindrique de diamètre 8 mm est uniforme sur une hauteur de 3 mm. L'ensemble des informations géométriques sont présentés dans la figure 1.

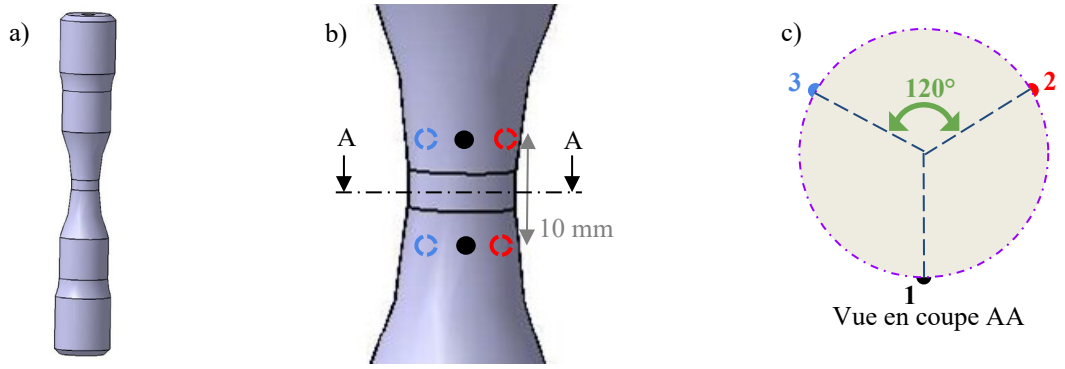


Figure 1 : *Disposition des 3 couples de sondes de suivi de potentiel sur l'éprouvette de fatigue :*
a) Géométrie de l'éprouvette de fatigue cylindrique
b) Placement des sondes de part et d'autre de la section utile (rond plein : positionnement sur la face visible, cercle vide : positionnement sur la face cachée)
c) Vue en coupe AA (plan de symétrie de l'éprouvette) pour le placement des couples sur la circonférence

A l'issu d'un essai, les valeurs de potentiels sont normées par rapport à une valeur de référence V_0, propre à chaque couple et à chaque essai. Des simulations numériques permettant de connaître la réponse théorique du matériau à l'amorçage d'une fissure principale en surface de l'échantillon ont également été mises en place afin de calibrer la réponse de potentiel, et de déterminer la taille à partir de laquelle cette méthode permet de détecter une fissure ayant amorcé. Ainsi, dans le pire des cas (lorsqu'une fissure amorce en surface, à mi-chemin entre deux couples), cette méthode détecte la fissure une fois qu'elle a atteint environ 500 µm de profondeur dans l'éprouvette. Dans la suite de ce papier, le terme « amorçage », qui est défini par le seuil de détection par DCPD, fera référence à un amorçage de fissure macroscopique de 500 µm de profondeur dans la section de l'éprouvette, qui comprend donc déjà une part de propagation conséquente. La lecture des potentiels normés, en connaissant la valeur à partir de laquelle la fissure a atteint la taille de 500 µm de profond, nous permet de remonter à une durée de vie « à l'amorçage ».

Effets de l'environnement humide sur l'amorçage de fissures

Il est depuis longtemps établi que la présence d'un environnement actif, en particulier un environnement humide, peut affecter la durée de vie en fatigue des métaux [4, 5]. En particulier, les alliages d'aluminium série 7000 montrent une certaine vulnérabilité à la fissuration assistée par l'environnement, due à la vapeur d'eau, notamment sur la phase de propagation de fissure [6].
Des essais de fatigue ont été réalisés à différentes fréquences et différents environnements humides. Afin de comparer les résultats en termes de durée de vie de ces conditions, il a été proposé de considérer un facteur d'exposition, noté ERP (pour « Exposure Rate Parameter »), démarche issue des travaux de Burns et al. [7]. C'est un paramètre d'équivalence en termes d'exposition, mais qui est à priori indépendant de la température. Il se calcule par la formule (1) :

$$ERP = P_{H_2O}/f \quad (1)$$

Où ERP est le facteur d'exposition auquel est soumis le matériau en Pa×s, P_{H_2O} correspond à la pression partielle de vapeur d'eau de l'environnement de sollicitation en Pa, et f la fréquence de sollicitation en Hz. Les résultats des durées de vie en fonction de l'ERP sont présentés en figure 2. On observe une décroissance de la durée de vie en fonction de l'ERP, et notamment de la durée de vie à l'amorçage. La dispersion des durées de vie est aussi beaucoup moins importante à une valeur d'ERP élevée. La diminution de la durée de vie totale ou à l'amorçage indique un effet néfaste de l'exposition à l'environnement, en accroissant la cinétique d'amorçage. En outre, la faible dispersion des durées de vie totales à ERP élevé pourrait traduire un phénomène d'amplification de la sensibilité à la présence d'une particule intermétallique Al_7Cu_2Fe débouchant en surface, cause de l'amorçage de fissures de fatigue.

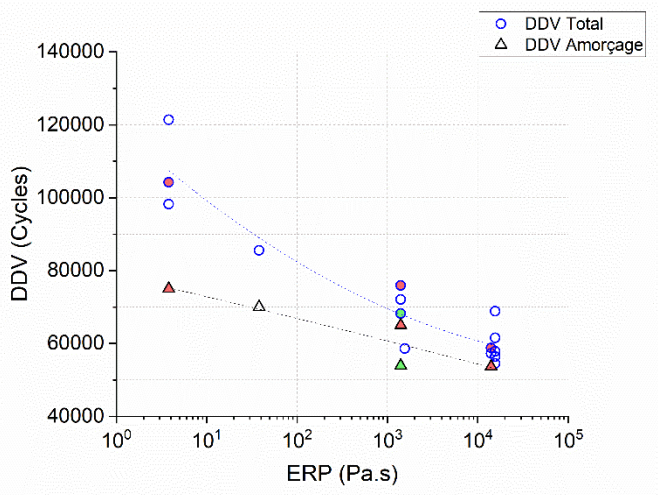


Figure 2 : *Évolution de la durée de vie en fatigue totale et à l'amorçage en fonction du facteur d'exposition. Les triangles pleins correspondent à l'amorçage détecté par suivi de potentiel du cercle plein de la même couleur et alignés verticalement*

Comme le montre le faciès de rupture en figure 3, l'amorçage de fissure de fatigue sur cet alliage d'aluminium série 7000 se fait en surface, sur une particule intermétallique débouchant. C'est un résultat bien connu de la littérature [8, 9], et la composition de la particule est de type Al_7Cu_2Fe, ce qui a été vérifié par analyse EDS X.

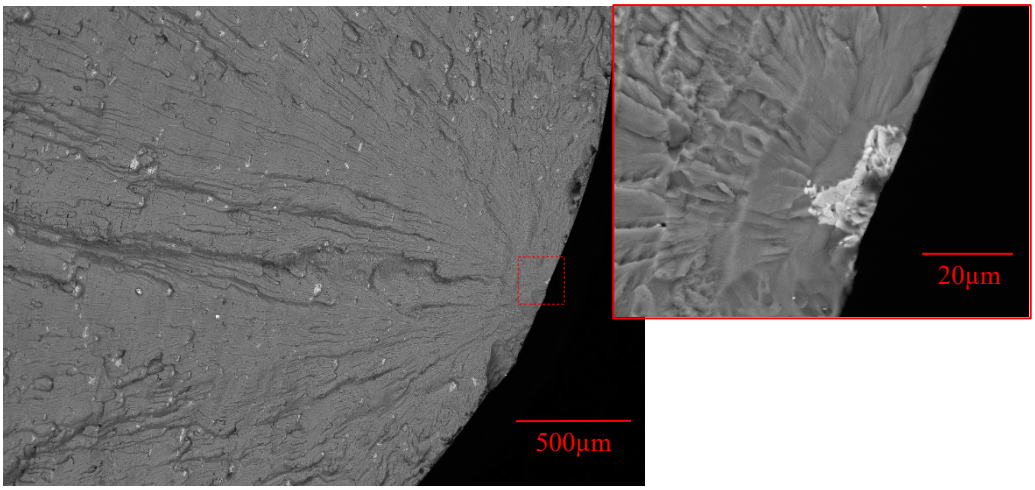


Figure 3 : *Image BSE de faciès de rupture et site d'amorçage de fissure de fatigue sur une particule intermétallique Al_7Cu_2Fe débouchant en surface*

Cependant, la présence d'un environnement humide semble avoir un impact sur les mécanismes d'amorçage, ainsi que la propagation de fissures courtes, de l'ordre de quelques dizaines de micromètres. En effet, la figure 4 présente deux sites d'amorçage de fissures de fatigue dans deux conditions environnementales extrêmes. La première éprouvette a été sollicitée à 10 Hz dans un environnement à -30°C et en supposant la saturation de la vapeur d'eau, ce qui correspond à un facteur d'exposition de 3.80 Pa×s. La deuxième éprouvette a été soumise à une sollicitation à 1 Hz dans un environnement à 70°C et 50% d'humidité relative, correspondant à un facteur d'exposition de 1.56×10^4 Pa×s. Ces deux sites d'amorçage indiquent un mécanisme similaire, mais exacerbé dans le cas du site exposé à un environnement plus actif. Dans le cas du site b), une zone de facette de quasi-clivage beaucoup plus étendue autour de la particule responsable de l'amorçage est visible, dont la périphérie est bien marquée, comparativement au site a) où la surface est moins étendue est moins bien marquée.

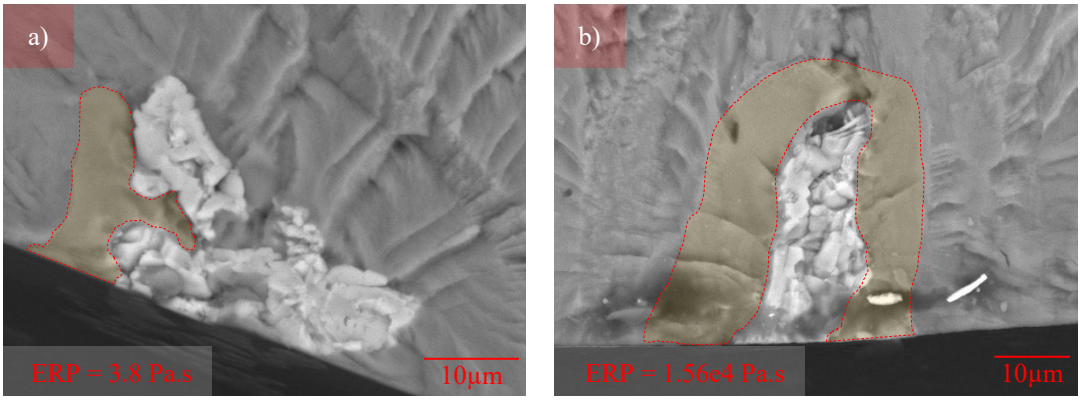


Figure 4 : *Images BSE des sites d'amorçage de fissure de fatigue, avec les zones de quasi-clivage autour des particules en évidence, pour différents ERP :*
a) Conditions d'essai : {T = -30 °C, HR = 100%} → P_{H2O} = 38 Pa, f =10 Hz
*b) Conditions d'essai : {T = 70 °C, HR = 50%} → P_{H2O} = 1.56*10⁴ Pa, f =1 Hz*

La présence de cette zone de quasi clivage étendue autour de la particule rompue semble indiquer un effet de l'environnement comme fragilisant et facilitant la décohésion. Cette observation peut être attribuée au phénomène de fragilisation par hydrogène HEDE (pour « Hydrogen Enhanced DEcohesion »). En effet, il est également connu que, lorsque des atomes d'hydrogène entrent dans le matériau via exposition à l'environnement, ceux-ci vont se localiser et être piégés aux interfaces. La zone entre ce type de composé intermétallique Al_7Cu_2Fe et la matrice d'un aluminium série 7000 lors de sollicitation de fatigue correspond à ce genre de région, comme présenté par [10].

Prédiction de l'amorçage par un modèle d'endommagement

L'observation expérimentale confirme un effet de l'environnement sur la durée de vie en fatigue de cet alliage d'aluminium série 7000, tant à l'amorçage qu'à rupture. Ainsi, un modèle d'endommagement du matériau doit être implémenté pour prédire cet effet. Ce modèle, à but d'exploitation industrielle pour le dimensionnement de pièces volantes, se doit d'être simple dans sa formulation et dans les éléments qu'il inclut. En particulier, un modèle qui inclurait de la plasticité cristalline serait trop complexe pour ce genre d'utilisation. Le modèle d'endommagement en fatigue retenu est celui de Lemaître-Chaboche dans sa formulation uniaxiale [4].
L'utilisation d'une variable d'état D propre à ce type de modèle, caractérisant le niveau d'endommagement d'un élément de matière, évolue ainsi suivant la loi incrémentale phénoménologique (2) Cette nouvelle variable d'état est comprise dans l'intervalle [0 ;1], ces bornes représentant respectivement un état non endommagé lorsque $D = 0$, et l'apparition d'une fissure macroscopique dans le cas $D = 1$, donc l'amorçage. Le postulat fondamental de ce modèle est que le matériau, avant toute sollicitation en fatigue, possède déjà un état d'endommagement non-nul, reflétant son histoire mécanique et métallurgique. On a alors l'incrément du dommage après un cycle de fatigue calculé par la fonction suivante (2) :

$$dD = D^{\alpha(\dots)} \left(\frac{\sigma_{max} - \bar{\sigma}}{M(\bar{\sigma})}\right)^{\beta} dN \qquad (2)$$

Où dD et D les valeurs du dommage et de l'incrément du dommage respectivement, $\alpha(\dots)$ la fonction définissant l'effet du dommage actuel sur son incrément définit par l'équation (3), $M(\bar{\sigma})$ une fonction quantifiant l'effet de la contrainte moyenne $\bar{\sigma}$, définit par l'équation (4) et β un paramètre du modèle, dépendant du matériau.

$$\alpha(\dots) = 1 - a\frac{\langle \Delta\sigma/2 - \sigma_l(\bar{\sigma})\rangle}{\langle \sigma_u - \sigma_{max}\rangle} \qquad (3)$$

$$M(\bar{\sigma}) = M_0(1 - b_2\bar{\sigma}) \qquad (4)$$

Des paramètres du chargement apparaissent dans les équations (2), (3) et (4), à savoir $\bar{\sigma}$ la contrainte moyenne, $\Delta\sigma/2$ l'amplitude du cycle de fatigue la contrainte maximale en traction, et σ_{max} est la contrainte maximale du cycle écoulé. La contrainte maximale en traction σ_u est également un élément pris en compte par le modèle Finalement, la dépendance de la limite de fatigue $\sigma_l(\bar{\sigma})$ à la contrainte moyenne est prise en compte par l'équation (5).

$$\sigma_l(\bar{\sigma}) = \sigma_{l0}(1 - b_1\bar{\sigma}) \qquad (5)$$

Où σ_{l0} est la limite de fatigue à contrainte moyenne nulle. Les paramètres a, β, b_1, b_2 et M_0 sont donc des paramètres du modèle et doivent être calibrés. Cette identification a été réalisé sur la base d'essais

d'endurance conduits à $R = 0.1$, pour différentes valeurs de contrainte maximale, en environnement ambiant, en se basant sur la forme intégrée du modèle d'endommagement présenté plus tôt, qui est l'équation (6).

$$N_R = \frac{1}{aM_0^{-\beta}} \frac{\langle \sigma_u - \sigma_{max} \rangle}{\langle \Delta\sigma/2 - \sigma_{l0}(1 - b_1\bar{\sigma}) \rangle} \left(\frac{\Delta\sigma/2}{1 - b_2\bar{\sigma}} \right)^{-\beta} \quad (6)$$

L'implémentation de ce modèle dans ABAQUS via des « User Subroutine » couplée à une stratégie d'attribution d'un endommagement initial faible, continu spatialement, a permis de représenter les durées de vie en fatigue à l'amorçage. La figure 5 représente l'évolution du dommage en surface d'une éprouvette soumise à ce modèle. Plusieurs étapes sont remarquables, notamment la localisation du dommage dans un premier, puis l'amorçage de fissures macroscopiques, de l'ordre de 100µm, taille des éléments supprimés de la solution.

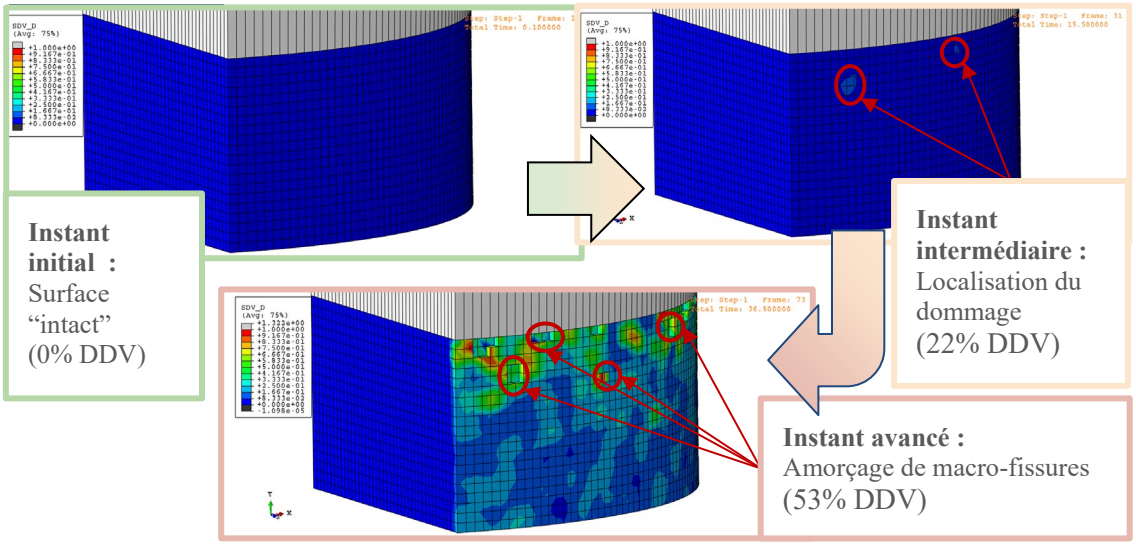


Figure 5 : *Différents instants, donnés en pourcentage de durée de vie totale, d'endommagement de la surface après sollicitation en fatigue*

La cinétique d'endommagement d'un élément est également dépendante de l'état d'endommagement, et notamment de l'état de fissuration, de son voisinage. En effet, lorsqu'un élément présent en surface vient à atteindre un dommage de 1 signifiant l'amorçage d'une fissure dans son volume, alors l'élément sous-jacent va s'endommager beaucoup plus rapidement que le premier. C'est ce qui est visualisé par la figure 6 a), où le comportement de deux éléments a été observé dans le détail. Un premier élément est situé à la surface de l'échantillon, tandis que le deuxième en situé en sous-surface, juste derrière le premier. Cela s'explique par une concentration de la contrainte au niveau de l'élément de sous-surface suite à la suppression de l'élément de surface. Ce phénomène est représenté par la figure 6 b).

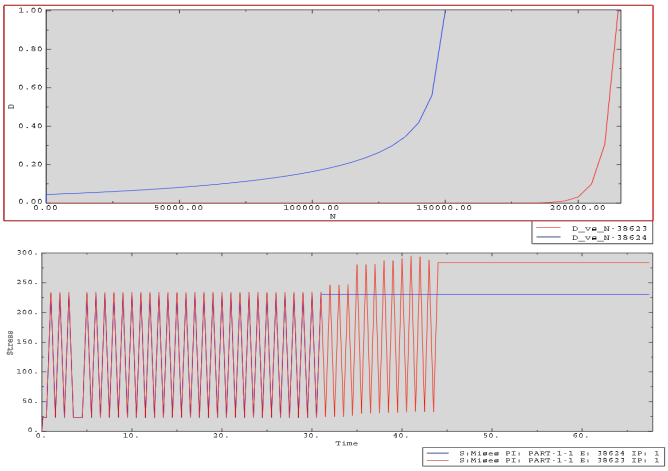


Figure 6 : *Cinétique d'endommagement (a) et contrainte équivalente de Von Mises (b) de deux éléments : en bleu : élément 1 situé en surface et en rouge, élément 2 situé en sous-surface, juste en dessous*

Finalement, ce modèle d'endommagement rend compte convenablement d'une cinétique d'amorçage de fissure de fatigue pour un environnement ambiant, qui sera considéré comme une référence. Néanmoins, cela ne rend pas compte de l'effet de l'environnement, car aucun effet de l'exposition à un air humide n'est intégré. Plusieurs pistes sont envisagées pour ajouter un tel effet, que ce soit en attribuant une évolution des paramètres du modèle de Lemaître-Chaboche en fonction de l'environnement, ou encore en intégrant une nouvelle variable d'endommagement environnemental, couplée ou non avec la mécanique.

Conclusion

Les résultats de cette étude montrent un effet délétère de l'environnement sur la durée de vie en fatigue du matériau, élément déjà bien établi dans la bibliographie. Toutefois, un effet sur l'amorçage de fissure peut être observé, en réduisant la durée de vie à la détection de la fissure par suivi de potentiel. De plus, la présence de facettes de quasi-clivage proche de la particule à l'origine de l'amorçage lors d'une sollicitation à environnement plus humide semble indiquer une fragilisation par hydrogène, notamment de type HEDE. La mise en place d'un modèle d'endommagement type Lemaître-Chaboche a également permis de rendre compte de la cinétique d'amorçage de fissures de fatigue. Ce modèle sera, à terme, modifié de façon à intégrer l'effet d'environnement sur la cinétique d'endommagement en fonction du taux exposition. Une des perspectives de ce modèle est d'intégrer la présence des particules intermétalliques Al_7Cu_2Fe, via leur statistique de distribution, morphologie, et propriétés mécaniques.

Références

1. S. Saanouni, *Effet de l'humidité, de la température et de la fréquence sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium7175 T7351,* ISAE-ENSMA, (2021)
2. J. Lemaitre, J.L. Chaboche, A.Benallal, R. Desmorat, *Mécanique des Matériaux Solides*, *3e édition*, (2020)
3. J. Bär, M. Nahbein, *Multiple potential drop measurement – A new method for crack detection and crack length measurement*, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, (2024)
4. H.J. Gough, D.G. Sopwith, *Atmospheric action as a factor in fatigue of metals*, Acta Materiala, (1932)
5. J. Petit, G. Henaff, C. Sarrazin-Baudoux, *Environmentally Assisted Fatigue in the Gaseous atmosphere*, ISAE-ENSMA, (2003)
6. Y. Aboura, A.J. Garner, R. Euesden, Z. Barrett, C. Engel, N.J.H. Holroyd, P.B. Prangnell, T.L. Burnett, *Understanding the environmentally assisted cracking (EAC) initiation and propagation of new generation 7xxx alloys using slow strain rate testing*, Corrosion Science, (2022)
7. J.T. Burns, R.W. Bush, J.H. Ai, J.L. Jones, Y. Lee, R.P. Gangloff, *Effect of water vapor pressure on fatigue crack growth in Al–Zn–Cu–Mg over wide-range stress intensity factor loading*, Engineering Fracture Mechanics, (2015)
8. V.K. Gupta, S.R. Agnew, Sean R., 2011, *Fatigue crack surface crystallography near crack initiating particle clusters in precipitation hardened legacy and modern Al–Zn–Mg–Cu alloys*, Int. J. Fatigue, (2011)
9. J. Payne, G. Welsh, R.J. Christ Jr., J. Nardiello, J.M. Papazian, *Observations of fatigue crack initiation in 7075-T651*, International Journal of Fatigue, (2010)
10. H. Yamada, M. Tsurudome, N. Miura, K. Horikawa, N. Ogasawara, *Ductility loss of 7075 aluminum alloys affected by interaction of hydrogen, fatigue deformation, and strain rate*, Materials Science and Engineering: A, (2015)