

Etude de la Corrosion Sous Contrainte d'alliages d'aluminium aéronautiques

I. BEN MOUSSA, M.R. KABIRI

Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, BP 4024 Béni M'Hamed – Meknès,

Email: r.kabiri@ensam-umi.ac.ma

Résumé

Des échantillons d'alliages d'aluminium, à hautes résistances, 2024T3 et 7075T6 ont été chargés en flexion simple et exposés à différents environnements corrosifs sous brouillard salin. La perte de masse relative, la densité surfacique des points de piqûration ont été suivies dans le temps. L'analyse statistique a révélé que la densité des points de piqûration suit une loi bimodale. L'analyse métallographique, sous microscope optique, a révélé que la propagation des fissures, s'effectue d'une manière essentiellement inter granulaire, dans le sens travers long, grâce à la coalescence de celles-ci avec les points de piqûration se trouvant à proximité.

Mots clefs : *Corrosion sous contrainte, 2024, 7075, piqûration, fissuration.*

1. Introduction

Les alliages d'aluminium 2024 et 7075 représentent les matériaux métalliques les plus répandus dans la construction des structures aéronautiques. Cette place de choix provient du fait que ces matériaux représentent le meilleur compromis entre caractéristiques mécaniques et masse spécifique tout en gardant un coût de revient raisonnable.

Classés dans la catégorie des alliages d'aluminiums à durcissement structural [1], l'amélioration de leurs caractéristiques mécaniques est obtenue par des traitements thermomécaniques spécifiques, basés sur les techniques de durcissement par précipitation [2, 3]. Les états métallurgiques les plus courants pour ces alliages sont l'état T3 pour les 2024 et l'état T6 pour les 7075.

L'hétérogénéité microstructurale induite par la précipitation des phases durcissantes, entraîne la création d'un déséquilibre électrochimique local entre leurs potentiels électriques et celui de la matrice [4]. Par conséquent, c'est cette hétérogénéité microstructurale qui se présente comme la principale cause de la sensibilité à la corrosion sélective (surtout la corrosion localisée et la corrosion par piqûres) dont se caractérisent ces alliages. La corrosion généralisée n'est pas aussi fréquente sur ce type de matériaux grâce à la formation de la couche d'oxyde qui joue le rôle de film protecteur freinant le processus de corrosion [4-7].

Au niveau de l'exploitation, la question du contrôle de la corrosion représente un défi double aux responsables de la maintenance des structures aéronaves :

– D'un côté, l'absence d'un modèle prédictif capable de prévoir avec précision l'évolution du phénomène dans le temps, rend extrêmement difficile d'estimer le potentiel de vie ou de fonctionnement restant des structures des aéronaves ayant atteint un niveau de vieillissement donné.

– D'un autre côté, l'absence d'un moyen pour détecter à temps ce fléau du fait que la majorité de ces attaques affectent des zones de structures cachées (piqûrations profondes et exfoliations, en premiers lieux). Dans la plupart des cas, ces endommagements ne peuvent être détectés qu'après qu'ils aient atteint des dimensions excessives rendant leur réparation extrêmement difficile et excessivement coûteuse.

De ce fait, il est nécessaire de disposer d'un modèle prédictif, spécifique aux conditions d'exploitation et de mise en œuvre des aéronaves, qui serait capable décrire correctement les effets de la corrosion sur ces deux matériaux.

Ces effets ont été largement discutés dans la littérature. Par ailleurs, si la corrélation entre la corrosion et la variation de la masse a été relativement bien établie, et des modèles mathématiques satisfaisant en ont été élaborés à l'instar de celui proposé par Klinesmith et al [8] et Melchers et al [9], ses effets sur les propriétés mécaniques restent toujours un sujet de grandes discussions. [4,10-14]. La présente étude se propose d'étudier les relations possibles entre l'évolution de la masse, la densité des piqûrations et l'évolution des fissures sous l'effet d'un processus de corrosion sous contrainte.

2. Protocole expérimental

Le protocole expérimental a consisté en une série d'exposition à différents environnements corrosifs, d'un certain nombre d'éprouvettes chargées en statique dans le sens long. Ce chargement a été obtenu en les fléchissant en arc à deux points d'encastrement (two-point loaded bent-beam), inspiré de la norme ASTM G 39 [4]. Le schéma ainsi que la photo du montage réalisé, sont donnés dans les figures 1 et 2. Les contraintes auxquelles les éprouvettes ont été soumises, sont estimées à 0,5 pour chaque matériau.

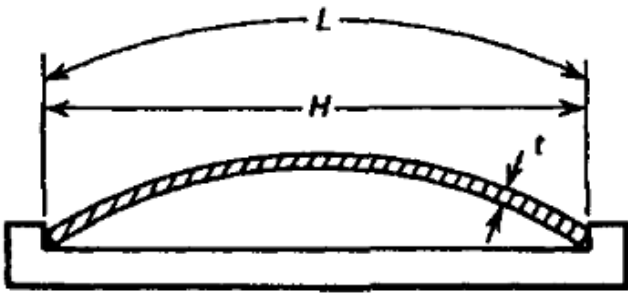


Figure 1 : Schémas du montage du chargement en flexion à deux points d'encastrement (H=50mm)



Figure 2 : Photo du montage

Les éprouvettes des tests ont été prises sur des tôles plaquées (AlCladsheets), d'une épaisseur de 1,6 mm chacune. Dans un objectif d'assurer une reproductibilité des paramètres dans les différents tests, toutes les éprouvettes du même matériau, proviennent du même lot de tôle. Les standards appliqués sont, AMS-QQ-A-250/5 pour le 2024 et AMS-QQ-A-250/13 pour le 7075.

Après leur découpage, les éprouvettes de 100 x 30 mm de dimensions, ont été polies avec des papiers de silicate, de 400 grains jusqu'à 1000 grains. Ensuite elles ont été trempées, successivement, dans des solutions de 10% du poids de NaOH (0.75M) à 70°C pendant 30s, puis dans 30% du poids du HNO₃ (pureté: 60%) à 25°C pendant 30s pour en éliminer la corrosion antérieure. Enfin, ces pièces ont été pesées avant leur montage sur le dispositif de chargement et leur exposition. Trois cycles de brouillard salin ont été appliqués: 20°C, 30°C et 45°C, tous à 5% de NaCl en concentration massique.

Après chaque exposition, les échantillons ont été lavés à et séchés avant d'être pesés et la variation de la masse relative a été enregistrée.

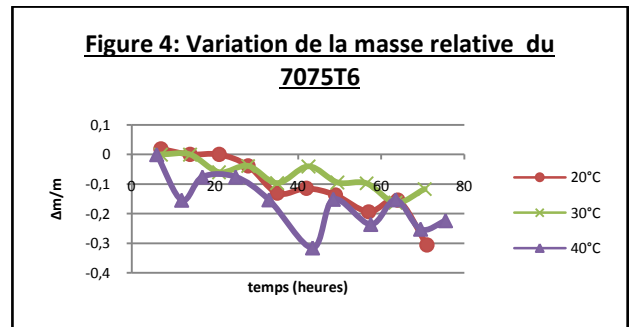
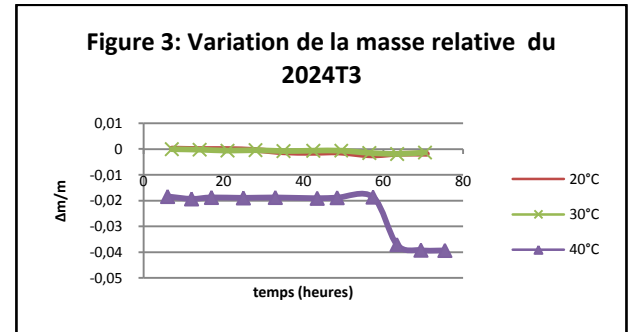
L'évaluation de la densité des points de piqûration ainsi que de la vitesse de propagation des fissurations a été effectuée par microscopie optique. Cette analyse a porté sur des pièces de 10 x 10 mm, prises au niveau du centre des éprouvettes (point culminant de la flexion). Toutes les observations ont été effectuées sur la surface L-T.

3. Résultats et discussion

La perte de masse relative pour les deux matériaux est donnée dans les graphiques illustrés dans les figures 3 et 4. Sur ces graphiques, on remarque que le 2024T3 est plus susceptible à la corrosion dans les hautes températures. La variation à 40°C se passe en deux temps : une première phase quasi stationnaire, suivie

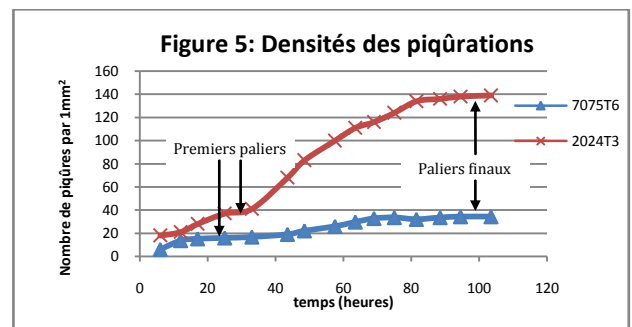
d'une chute brusque qui donne naissance à une seconde phase encore quasi stationnaire. Ceci peut s'expliquer par le fait que, la couche passive formée à la surface du 2024T3, est plus résistante à la fissuration que celle associée au 7075T6. Contrairement, le 7075T6, présente un comportement beaucoup plus changeant avec une dominance oscillatoire apparente. Ces oscillations sont probablement dues au cycle formation/rupture de la couche passive [1,4].

La densité des piqûrations, quant à elle, suit des



comportements plus uniformes entre les deux alliages comme en témoignent les graphiques élaborés pour le cycle de 40°C (figure 5). Initialement, elle suit une évolution à tendance polynomiale avant de se stabiliser dans un premier palier, pour continuer avec une tendance logarithmique et finit par se stabiliser dans un deuxième palier. Le premier palier peut s'expliquer, probablement, par une progression en profondeur des piqûres survenues dans les premiers instants du processus de corrosion. Cette supposition est corroborée par le fait que la chute de masse notable pour les deux alliages à l'issue de cette phase qui reflète une perte importante en volume, compte tenu de la superficie moyenne des piqûrations. Dans cette étape, il est à noter aussi que le 7075T6 présente un palier beaucoup plus étendu que le 2024T3, ce qui pousse à supposer que l'évolution en profondeur et plus importante dans ce type d'alliages.

Le deuxième palier, est probablement le résultat de saturation reflétant le nombre maximale de phases secondaires susceptibles de développer des foyers de corrosion [6, 12, 15].



L'étude métallographique des échantillons pris sur différentes éprouvettes de test ont révélé que la vitesse d'apparition et de propagation des fissures est beaucoup plus importante pour le 7075T6 que pour le 2024T3. La première fissure, visible sous microscope optique, a été détectée après juste 17h d'exposition (sous 40°C) pour le 7075T6, tandis qu'il a fallu atteindre 57h d'exposition (sous 40°C) pour pouvoir observer la première fissure sur le 2024T3. Ce constat, est en accord avec le fait que les alliages d'aluminium sont plus susceptibles à la SCC lorsqu'ils sont dans un état métallurgique de revenu complet (T6) [1,4].

Cette analyse a, surtout, permis de constater que les fissures, se concentrent d'avantage au niveau des joints de grains avec une orientation majoritaire dans le sens travers long. En outre, leur progression s'effectue grâce à leur coalescence avec des points de corrosion se trouvant sur le même joint de grains où bien sur des joints de grains liés à celui sur lequel s'étale la fissure initiale. Cependant, aucun facteur n'a pu être établi à même de déterminer la probabilité d'initiation d'une fissure, ni celle de son évolution ni même le sens d'une éventuelle évolution.

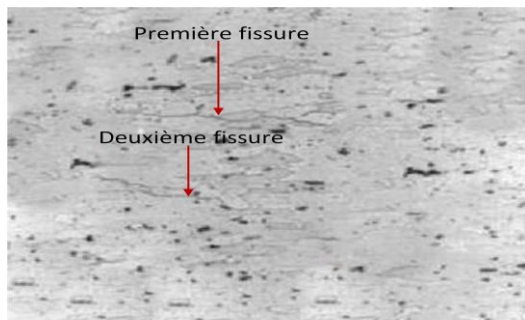


Figure 6 : Micrographie (L-T) du 7075T6 après 33h d'exposition sous 40°C

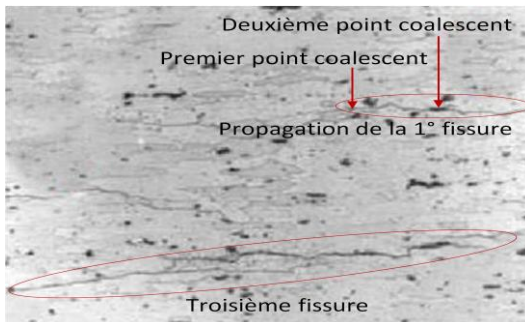


Figure 7 : Micrographie (L-T) du 7075T6 après 69h d'exposition sous 40°C

Conclusion

Dans la présente étude, on a pu établir, grâce à la comparaison de l'évolution de la masse avec celle de la densité des piqûrations (dans le plan L-T), que l'évolution du phénomène de corrosion s'effectue beaucoup plus en profondeur (sens court) qu'en surface, lorsque des éprouvettes d'alliages d'aluminium 2024T3 et 7075T6 ont été chargés en flexion simple et exposées à un environnement corrosif.

L'analyse métallographique, associée à cette étude, a révélé que la propagation des fissures dans le cas d'une Corrosion Sous Contrainte (SCC), s'effectue essentiellement, dans le sens travers long, d'une manière intergranulaire, en prenant naissance et en se propageant principalement au niveau des joints de

grains. Sa propagation est effectuée grâce à la coalescence de celles-ci avec les points de piqûration se trouvant à proximité. Néanmoins, ni les paramètres déterminant son initiation ni ceux influençant la probabilité de son évolution ni son sens de propagation, n'ont pas pu être établis.

Références

- [1] Christian Vargel, Corrosion of Aluminum, Elsevier 2004.
- [2] MIL-HDBK-694A(MR), Aluminum and aluminum alloys, 15 December 1966.
- [3] Charlie R. Principles of heat treating of nonferrous alloys, AMS handbook®, Volume 4, Heat Treating, Copyright © 1991 by ASM International.
- [4] J.R. Davis (editor), Corrosion of aluminum and aluminum alloys, ASM International® 1999.
- [5] N. Birbilis, B. Hinton, Corrosion and corrosion protection of aluminium, © Woodhead Publishing Limited, 2011, chap 19, pp 574-604.
- [6] J. Soltis, Passivity breakdown, pit initiation and propagation of pits in metallic materials-review-Corrosion Science 90 (2015) 5–22.
- [7] L.C. Abodi, J.A. DeRose, S. VanDamme, A. Demeter, T. Suter, J. Deconinck, Modeling localised aluminum alloy corrosion in chloride solution under non-equilibrium conditions: Steps toward understanding pitting initiation, Electrochimica Acta 63 (2012).
- [8] D. E. Klinesmith, R. H. Mc Cuen, P. Albrecht, Effect of Environmental Conditions on Corrosion Rates, Journal of Materials in Civil Engineering, Vol 19 (2007), pp 121-129.
- [9] R. E. Melchers, Bi-modal trend in the long-term corrosion of aluminium alloys, Corrosion Science 82 (2014), pp 239–247.
- [10] G.K. Cole, G. Clark and P.K. Sharp: The implications of corrosion with respect to aircraft structural integrity, DSTORR-0102, 1997.
- [11] B. R. Crawford, C. Loader, Q. Liu, T. J. Harrison, P. K. Sharp, Can pitting corrosion change the location of fatigue failures in aircraft? International Journal of Fatigue 61(2014).
- [12] Y. Zhang, G. Ly, B. Si, Y. Cheng, Corrosion damage evolution and residual strength of corroded aluminum alloys, Journal of University of Science and Technology Beijing, Vol 15, Number 4, August 2008, pp 430-433.
- [13] N. D. Alexopoulos, P. Papanikos, Experimental and theoretical studies of corrosion-induced mechanical properties degradation of aircraft 2024 aluminum alloy, Material Science and Engineering A, Vol 498 (2008), pp 248-257.
- [14] N. D. Alexopoulos, On the corrosion-induced mechanical degradation for different artificial aging conditions of 2024 aluminum alloy, Material Science and Engineering A, Vol 520 (2009), pp 40-48.
- [15] R. H. Jones, R. E. Ricker, "Stress-Corrosion Cracking," in Metals, Handbook, 9th ed. vol. 13: ASM International, 1987, pp 145-163.