



**HAL**  
open science

## Modélisation de la multi-fissuration d'un alliage d'aluminium 7010 traité par oxydation anodique chromique

Michel Chaussumier, Majid Shahzad, Catherine Mabru, Rémy Chieragatti, Farhad Rezai-Aria

### ► To cite this version:

Michel Chaussumier, Majid Shahzad, Catherine Mabru, Rémy Chieragatti, Farhad Rezai-Aria. Modélisation de la multi-fissuration d'un alliage d'aluminium 7010 traité par oxydation anodique chromique. 29èmes journées de Printemps de la SF2M, "Influence des procédés sur la tenue en fatigue, rôle des défauts", May 2010, Paris, France. pp.0. hal-01852305

**HAL Id: hal-01852305**

**<https://hal.science/hal-01852305>**

Submitted on 1 Aug 2018

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



## Open Archive Toulouse Archive Ouverte (OATAO)

OATAO is an open access repository that collects the work of Toulouse researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <http://oatao.univ-toulouse.fr/>  
Eprints ID: 5255

**To cite this document:** Chaussumier, Michel and Shahzad, Majid and Mabru, Catherine and Chieragatti, Rémy and Rezaï-Aria, Farhad *Modélisation de la multi-fissuration d'un alliage d'aluminium 7010 traité par oxydation anodique chromique.* (2010) In: 29èmes journées de Printemps de la SF2M, "Influence des procédés sur la tenue en fatigue, rôle des défauts", 19-20 May 2010, Paris..

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository administrator: [staff-oatao@inp-toulouse.fr](mailto:staff-oatao@inp-toulouse.fr)

# **Modélisation de la multi-fissuration d'un alliage d'aluminium 7010 traité par oxydation anodique chromique**

M. CHAUSSUMIER<sup>a</sup>, M. SHAHZAD<sup>b</sup>, C. MABRU<sup>b</sup>, R. CHIERAGATTI<sup>b</sup>,  
F. REZAÏ-ARIA<sup>c</sup>

Université de Toulouse ; INSA, UPS, Mines Albi, ISAE; ICA(Institut Clément Ader),

<sup>a</sup> INSA, 135 Av. de Rangeuil,, 31077 Toulouse Cedex 4, FRANCE

<sup>b</sup> DMSM, 10 Av. Edouard Belin, BP54032, 31055 Toulouse Cedex 4, FRANCE

<sup>c</sup> Mines d'Albi Campus Jarlard, F-81013 Albi, FRANCE

**Résumé:** L'oxydation anodique chromique (OAC) est un procédé de traitement des alliages d'aluminium pour améliorer leur tenue à la corrosion mais il entraîne une très forte réduction de la durée de vie par rapport à l'état usiné. Cette diminution de la durée de vie est largement imputable à la dégradation de la rugosité de la surface occasionnée par la phase de décapage. La présente étude est consacrée à la modélisation de la fissuration à partir des piqûres de décapage observées à la surface d'échantillon en alliage 7010 traités puis testés en flexion rotative. Ces piqûres de décapage sont caractérisées par mesures topographiques. Ces topographies servent à élaborer des modèles éléments finis qui permettent de déterminer la contrainte locale maximale au droit de ces piqûres. Dans le modèle de calcul en fatigue, ces piqûres sont considérées comme des microfissures qui, en se propageant aussi bien en surface qu'en profondeur, peuvent coalescer avant de poursuivre leur propagation. Le calcul en fatigue est stoppé à la fin du stade II de la propagation.

## **1 INTRODUCTION**

Les alliages d'aluminium des séries 2000 (Al-Cu) et 7000 (Al-Zn-Mg) sont très largement utilisés en construction aéronautique en raison de leur rapport résistance/densité élevé. Pour améliorer leur résistance contre la corrosion dans des conditions d'utilisation sévère, on a recours à une oxydation anodique chromique (OAC), ou borique ou sulfuro-borique pour développer de façon contrôlée une couche d'alumine amorphe  $Al_2O_3$  colonnaire plus épaisse. Si ces traitements augmentent la tenue à la corrosion, ils entraînent une très forte diminution de la durée de vie [1] [2] [3] [4] [5] [6] qui dépend du niveau de contrainte. Cet abattement est expliqué, dans le cas de l'OAC, pour une grande part par la formation de piqûres durant la phase de décapage préalable à l'opération d'oxydation anodique ce qui entraîne une détérioration de la rugosité de la surface usinée. Cette dégradation est d'autant plus importante que la rugosité initiale était faible [7].

En vue de prédire la durée de vie des structures en alliage d'aluminium anodisées, nous avons développé un modèle basé sur la multi fissuration de la surface à partir de ces piqûres de décapage. Elles sont préalablement identifiées sur des échantillons traités à l'aide d'un relevé topographique de la surface. Les piqûres sont considérées comme autant de microfissures, sur lesquelles agissent des contraintes locales. Deux stades de propagation sont considérés. Dans le premier stade, la contrainte locale en fond de chaque piqure, que l'on détermine à l'aide d'un modèle éléments finis élaboré à partir du relevé topographique, est prise en compte. La durée de ce premier stade dépend de la taille initiale de la piqure. Durant le second stade, seul le facteur de forme de la fissure est pris en compte. Selon leur position respective, ces fissures peuvent coalescer durant leur phase de propagation. Le calcul en propagation est stoppé lorsque la fin du stade II de propagation est atteinte pour la plus grande fissure.

## 2 MATERIAU, TRAITEMENTS ET ESSAIS

### 2.1 Matériau et prélèvement des éprouvettes

L'alliage étudié est l'alliage d'aluminium aéronautique 7010-T7451 dont la composition chimique est donnée dans le tableau 1 :

Tableau 1: Composition chimique de l'alliage Al 7010 (%massique)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ni	Zr	Ti	Al
Min	-	-	1.5	-	2.1	-	5.7	-	0.1	-	Bal.
Max	0.12	0.15	2	0.1	2.6	0.05	6.7	0.05	0.16	0.06	Bal.

L'alliage est reçu sous forme d'une plaque laminée d'épaisseur de 70 mm traitée T7451. La microstructure texturée est constituée de grains recristallisés et de grains non-recristallisés relativement allongés dans le sens du laminage. Cette microstructure est caractérisée également par la présence de particules intermétalliques de type  $Al_7Cu_2Fe$  et  $Mg_2Si$ , de 8 à 12 microns de diamètre, uniformément réparties principalement dans les grains recristallisés.

### 2.2 Prélèvement et préparation des éprouvettes

Les éprouvettes cylindriques ont été usinées à partir de barreaux prismatiques prélevés suivant le sens travers long de la plaque de façon à ce que la sollicitation soit appliquée perpendiculairement au sens de laminage.

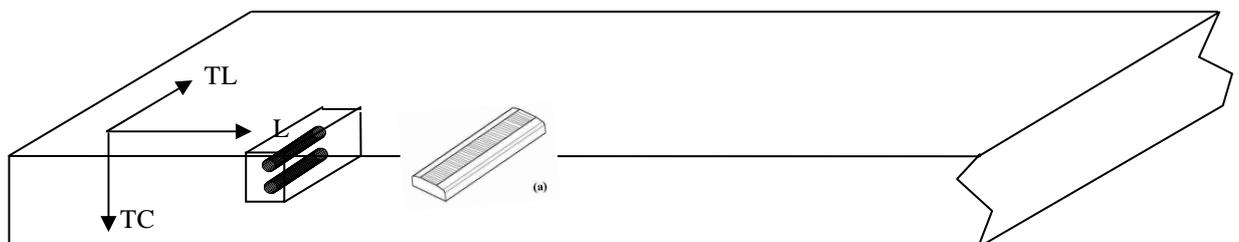


Figure 1: sens de prélèvement des éprouvettes

Deux lots d'éprouvettes ont été usinés avec deux niveaux de rugosité initiale : l'une faible ( $R_a=0,6$ ), l'autre élevée ( $R_a=3,2$ ). Les conditions d'usinage (vitesse de coupe  $V_c$ , avance par tour  $f$ , profondeur de passe  $p$ , rayon de bec d'outil  $\rho$ ) sont récapitulées dans le tableau 2.

Tableau 2: Conditions d'usinage des éprouvettes

Ra ( $\mu\text{m}$ )	$V_c$ (m/mm)	f (mm/tr)	p (mm)	$\rho$ (mm)	lubrification
0,6	180	0,1	0,5	0,8	à sec
3,2	180	0,3	0,5	0,5	à sec

Dans chacun de ces deux lots, les éprouvettes ont été regroupées en 4 sous-lots : un premier groupe d'éprouvettes non traitées pour établir une courbe de fatigue de référence, un second d'éprouvettes uniquement dégraissées, un troisième d'éprouvettes dégraissées puis décapées et enfin le quatrième sous-lot d'éprouvettes ayant subies l'ensemble du traitement d'anodisation chromique (dégraissage, décapage et oxydation anodique).

Les traitements de décapage et d'anodisation ont été réalisés par nos soins conformément au protocole industriels utilisé par AIRBUS. Le dégraissage des éprouvettes a été réalisé dans une solution aqueuse de Tripolyphosphate de sodium ( $\text{Na}_2\text{P}_3\text{O}_4$ ), de Borax ( $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 - 10\text{H}_2\text{O}$ ), et de tensio-actif, portée à  $60^\circ\text{C}$  durant 10 à 30 mn, suivi d'un rinçage à l'eau déminéralisée. Le décapage a été réalisé dans une solution aqueuse d'acide sulfurique ( $\text{H}_2\text{SO}_4$ ) et d'anhydride chromique ( $\text{CrO}_3$ ), portée à  $60^\circ\text{C}$ , durant 1 à 10 minutes, suivi d'un rinçage à l'eau déminéralisée. L'oxydation anodique chromique a été réalisée dans une solution aqueuse d'acide anhydride chromique ( $\text{CrO}_3$ ) porté à  $45^\circ\text{C}$ , sous une tension de 50 Volts durant 55 minutes et suivie d'un double rinçage à l'eau déminéralisée.

### 2.3 Les essais

Les essais de fatigue ont été réalisés en flexion rotative à la fréquence de 50 Hz.

### 2.4 Topographie des surfaces décapées

A l'aide d'un étai limeur, les deux types d'usinages ont été reproduits sur des éprouvettes plates, prélevées identiquement aux précédentes (figure 1). Ces éprouvettes ont ensuite été décapées dans les mêmes conditions et les surfaces décapées ont été topographiées à l'aide d'un perthomètre Mahr PKG-120 équipé d'un palpeur à pointe conique d'angle  $90^\circ$  au sommet et de rayon de  $2\mu\text{m}$ . Le filtre de profil a été réglé sur  $2,5\mu\text{m}$  conformément à la norme ISO 4287 96. Sur chacune des éprouvettes, plusieurs zones, de dimensions  $2\text{mm} \times 0,5\text{mm}$  ont été mesurées de façon à permettre une étude statistique des piqûres de décapage. Les échantillons sont placés sur la table de l'appareil de façon à ce que la direction de palpation du rugosimètre coïncide avec la direction de la contrainte appliquée au cours de l'essai, i.e. suivant la direction perpendiculaire à la direction d'usinage. Le pas de mesure suivant la direction de mesure de profil (axe x) et le pas de balayage transversal (table) ont été fixés à 5 microns

La caractérisation de ces piqûres a été réalisée grâce à un programme développé spécifiquement. A partir du relevé topographique, on effectue un redressement du plan de mesure par la méthode des moindres carrés. Durant cette phase, on définit l'écart-type de la distribution des hauteurs de tous les points d'acquisition. On néglige l'influence de la profondeur des piqûres présentes sur cet écart-type vis-à-vis de l'étendue de la surface palpée. Une fois le plan redressé, on soustrait le profil théorique de la surface. Ce profil théorique est déterminé à partir des conditions d'usinage : avance par coup et rayon de bec d'outil. Les piqûres sont alors définies pour les points tels que la différence entre la profondeur mesurée et la profondeur théorique est inférieure à la rugosité arithmétique définie préalablement par des mesures de rugosité :

$$z_{ij} - \hat{z}_{ij} < Ra \quad (1)$$

Le traitement de toutes les zones permet d'établir les graphes de répartition des profondeurs des piqûres ainsi que celles des longueurs (suivant la direction perpendiculaire à la direction de sollicitation).

### 3 MODELISATION

Pour prédire la durée de vie des éprouvettes décapées, nous utilisons un modèle multi fissuration basé sur la théorie de la mécanique linéaire de la rupture avec prise en compte de la plasticité en pointe de fissure. Dans ce modèle, chaque piqûre  $i$ , est considérée comme une microfissure semi-elliptique de rapport de forme  $a(i)/c(i)$ .

#### 3.2 Modèle de coalescence

La propagation de ces fissures est influencée par la présence des autres fissures présentes sur leur trajectoire [8]. Dès le début, selon leur disposition relative, ces microfissures interagissent avant même que leurs extrémités ne se rejoignent. Lorsque les zones plastiques qui se forment en front de ces fissures se rejoignent, les microfissures n'en forment plus qu'une seule mais qui n'est pas forcément de forme semi-elliptique. Elle va alors évoluer peu à peu et retrouver une forme semi-elliptique. C'est la phase de coalescence. Une fois coalescée, la fissure va poursuivre sa progression. Cette phase de coalescence est difficile à modéliser. Dans ce modèle, la coalescence de deux piqûres  $i, j$ , centrées en deux points  $M_i$  et  $M_j$  de coordonnées  $(x_i, y_i)$ ,  $(x_j, y_j)$ , et de longueur respective  $c_i$  et  $c_j$ , est seulement prise en compte au travers de la condition de contact des zones plastiques, d'étendue respective  $z_{pi}$  et  $z_{pj}$ . La formulation de cette condition dépend donc de la position respective des fissures dont un exemple est illustré par la figure.2:

$$d_{ij} \leq z_{pi} + z_{pj} \quad \text{avec} \quad z_p = \frac{1}{\pi} \cdot \left( \frac{K^{\max}}{Rp} \right)^2$$

et  $d_{ij} = \sqrt{(x_{i1} - x_{j2})^2 + (y_i + c_i - y_j - c_j)^2}$   
où  $R_p$  représente la limite d'écoulement plastique.

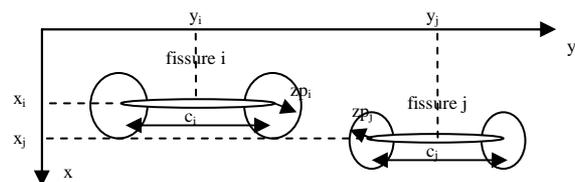


Figure 2: Exemple de condition de coalescence pour deux fissures

### 3.3 Modèles de propagation

Dans ce modèle de calcul de durée de vie, deux stades de propagation ont été considérés pour la propagation suivant la profondeur.

Dans un premier stade, les contraintes locales en fond de piquûres  $\sigma_{i,loc}^{max}$  sont supposées gouverner la vitesse de propagation. Ces contraintes locales ont été déterminées préalablement à l'aide de modèles éléments finis de la surface décapée élaborés directement à partir de la topographie de cette surface. La finesse du maillage est définie par la résolution choisie pour la topographie ( $5\mu\text{m} \times 5\mu\text{m}$ ). Dans ce premier stade de propagation, la vitesse de propagation est supposée constante. Elle est définie à partir du seuil  $\Delta K_{th,a}$  correspondant à la profondeur initiale  $a$  de la microfissure, obtenu à l'aide du modèle de El Hadad [9]:

$$\Delta K_{th,a} = \Delta K_{th} \cdot \sqrt{\frac{a}{\frac{a_0}{\alpha^2} + a}} \quad (2)$$

avec

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \cdot \left( \frac{\Delta K_{th}}{\sigma_D} \right)^2 \quad (3)$$

où  $\sigma_D$  représente la limite d'endurance et le  $\Delta K_{th}$  seuil de propagation des fissures longues.

La vitesse de propagation  $C_a$  de la fissure courte alors est obtenue à l'aide de la courbe de propagation en fissure longue : c'est la valeur correspondant à  $\Delta K_{th,a}^m$  :

$$C_a = C \cdot \Delta K_{th,a}^m \quad (4)$$

où  $C$  et  $m$  représentent les coefficients de la loi de Paris pour les fissures longues.

Dans un second stade, la vitesse de propagation est supposée ne plus dépendre que de la taille de la fissure et la concentration de contrainte en fond de pique n'est plus prise en compte. Ce second stade correspond au régime de Paris.

La transition entre les deux stades de propagation en profondeur est définie par le seuil  $\Delta K_{th,a}^m$ .

Par contre, en surface, un seul stade de propagation est considéré et la concentration de contrainte au droit des piquûres est remplacée par la concentration de contrainte liée au profil de rugosité théorique. Cette concentration de contrainte a été préalablement calculée par la méthode du  $Kt_{local}$  [10].

Pour la propagation en profondeur, durant le deuxième stade, et la propagation en surface, la loi de Paris est considérée :

$$\frac{dl}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (l = a \text{ ou } c) \quad (5)$$

avec

$$\Delta K = \alpha \cdot Kt \cdot \sigma_{nom}^{max} (1 - R_\sigma) \cdot \sqrt{\pi l} \quad (6)$$

Le facteur géométrique  $\alpha$  dépend du point étudié le long du front de fissure semi-elliptique et du facteur de forme  $c/a$  de la pique. Plusieurs modèles ont été développés pour ce facteur de correction géométrique dans le cas de fissures longues dont celle de Murakami [11] qui a été retenue pour la simplicité de sa formulation.

Pour l'alliage étudié,  $C$ ,  $m$  et  $\Delta K_{th}$  valent respectivement  $3.17 \cdot 10^{-11}$ , 3.41 et  $3.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ;  $a_0$  vaut alors environ 150 microns.

#### 4 RESULTATS ET DISCUSSIONS

La figure 3 montre la variation de la durée de vie en fonction de la contrainte alternée appliquée pour différents lots d'éprouvettes. Il est observé un fort abattement entre l'état de référence et l'état décapé-anodisé et que cet abattement dépend du niveau de contrainte alternée appliquée. La proximité des courbes de fatigue pour les états décapé et décapé-anodisé indique le rôle prédominant du décapage sur l'abattement de la durée de vie [7].

Le traitement statistique des relevés topographiques réalisés sur une surface de  $4 \text{ mm}^2$  a permis de caractériser dans ce cas 117 piqûres. Comme on peut le voir sur la figure 4, la plupart de ces piqûres de décapages sont de faible profondeur, la moyenne étant de 6 microns. Seules 2% des piqûres ont une profondeur supérieure à 10 microns.

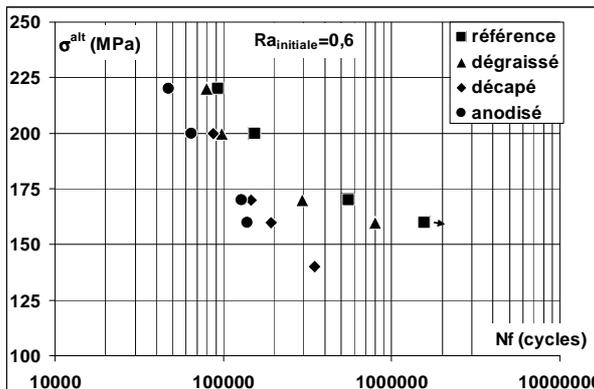


Fig. 3 : Résultats de fatigue pour les différents états ( $R_a=0.8$ )

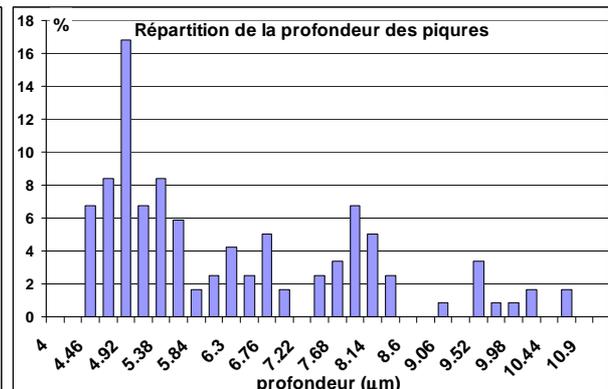


Figure 4 : Graphes de répartition des profondeurs des piqûres de décapage

Les figures 5 et 6 illustrent les résultats obtenus. Dans les simulations, l'arrêt du calcul correspond à la fin du stade II de propagation pour la plus grande fissure. La figure 5 illustre les résultats obtenus avec un modèle de base (non détaillé ici) dans lequel seules la multi-fissuration et la coalescence ont été prises en compte. La propagation y est modélisée avec une loi de Paris unique et la taille initiale des défauts est supposée identiquement égale à 150 microns ( $a_0$ ). Cette figure montre clairement le rôle important de la multi-fissuration (courbe  $N_{pm}$ ) sur l'abattement de la durée de vie (écart à la courbe  $N_{pu}$  correspondant à une fissure unique). La courbe  $N_{Rm}$  correspond à la courbe de Wohler en multifissuration : elle est construite en additionnant le nombre de cycles de

propagation en multifissuration ( $N_{pm}$ ) et le nombre de cycles à l'amorçage  $N_a$  déduit empiriquement de la courbe de fatigue obtenue pour les lots d'éprouvettes de référence (courbe  $N_R$  non représentée sur le graphe).

$$N_{Rm} = N_{pm} + N_a \quad (7)$$

avec 
$$N_a = N_R + N_{pu} \quad (8)$$

où  $N_{pu}$  correspond au nombre de cycles de propagation d'une fissure unique de 150 microns et  $N_R$  le nombre de cycles à rupture pour une éprouvette simplement usinée.

La figure 6 illustre les résultats obtenus à l'aide du modèle complet détaillé dans cet article. La courbe  $N_{Rm}$  correspond à la phase de propagation-coalescence mais la phase d'amorçage des microfissures en fond de piqûre est supposée être suffisamment petite pour que l'on puisse assimiler le nombre de cycles de propagation au nombre de cycles à rupture. Les durées de vie prévues sont très proches des durées de vie expérimentales pour les niveaux de contrainte élevés pour lesquels la phase de propagation représente la plus grande part de la durée de vie totale. Les prévisions deviennent plus pessimistes lorsque le niveau de contrainte diminue, domaine dans lequel l'amorçage des fissures constitue l'essentiel de la durée de vie. Ces écarts sont à mettre sur le compte de la définition du régime de propagation des fissures courtes, du seuil de propagation de ces fissures courtes, du paramètre qui gouverne leur propagation et d'une éventuelle phase d'amorçage à une échelle cristallographique (négligée ici).

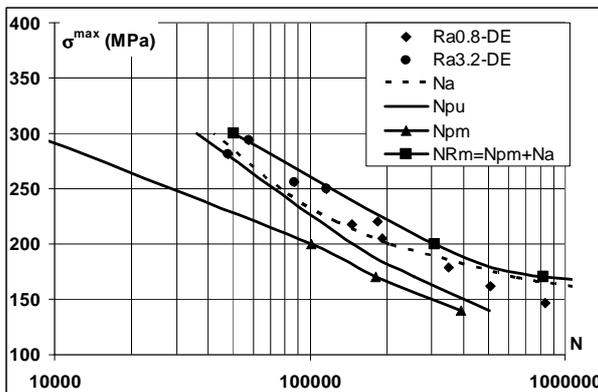


Figure 5 : Prévisions de durée de vie fournies par le modèle de base

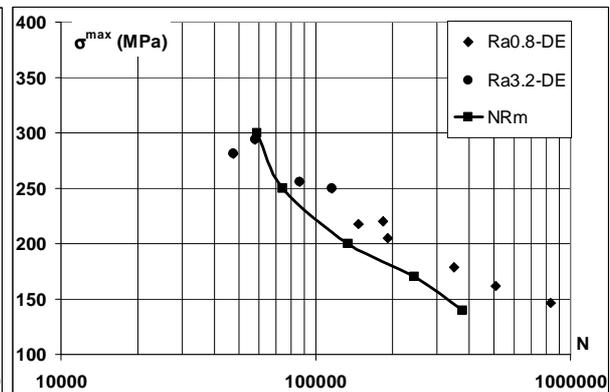


Figure 6 : Prévisions de durée de vie fournies par le modèle complet

## 5 CONCLUSION

Des essais en flexion rotative sur des éprouvettes en alliage d'aluminium 7010, usinées, usinées puis décapées et usinées, décapées puis anodisées ont été réalisés. Un abattement très important entre l'état usiné et décapé-anodisé a été observé. Cet abattement est principalement dû au décapage. Il est à mettre sur le compte des piqûres qui se forme durant la phase de décapage. Un modèle de calcul de durée de vie basé sur la multi-fissuration avec prise en compte de la

coalescence entre fissures et de deux régimes de propagation a été développé. La vitesse de propagation durant le premier stade de chacune des fissures est supposé contrôlée par la taille de la pique d'où émane la fissure. Le modèle montre clairement le rôle prédominant de la multi fissuration sur l'abatement de la durée de vie. Les prévisions fournies par le modèle s'accordent de façon satisfaisante avec les résultats expérimentaux d'autant plus que le niveau de contrainte est élevé, domaine pour lequel la phase de propagation est prépondérante. Le principal intérêt de ce modèle, qu'il faut encore affiner, notamment en caractérisant au mieux le régime de propagation des microfissures, est de s'affranchir de la part empirique correspondant à la définition de la courbe d'amorçage.

## 6 REFERENCES

1. Cree A.M., Weidmann G.W., Effect of anodized coatings on fatigue cracks rates of aluminium alloy, *Surface Engineering*, 1997, 13(1): 51-55
2. Kermanidis AL. Th., Petroyiannis P.V., Pantelakis Sp. G., Fatigue damage tolerance behaviour of corroded 2024 T351 aircraft aluminium alloy, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2005, 43: 121-132
3. Lonyuk B., Apachitei I, Duszczyk J., The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy, *Surface and Coatings Technology*, 2007, 201(21): 8688-8694
4. Sadeler R., Effect of a commercial hard anodizing on the property of a 2024-T6 aluminium alloy, *Journal of Materials Science*, 2006, 41: 5803-5809
5. Camargo A, Voorwald, Influence of anodization on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminium alloy, *Fatigue Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2007, 30: 993-1007
6. Cyrik E., Genel K., Effect of anodic oxidation on the fatigue performance of 7075-T6 alloy, *Surface and Coatings Technology*, 2008, 202: 5190-5201
7. Chaussumier M., Shahzad M., Mabru C., Chieragatti R., Rezaï-Aria F., Influence du décapage sur la tenue en fatigue de l'alliage Al7010-T7451 traité par oxydation anodique chromique, 19ème Congrès Français de Mécanique, Marseille, 2009
8. DeBartolo E.A., Hillberry B.M., Effects of constituent particle clusters on fatigue behaviour of 2024-T3 aluminium alloy, *International Journal of Fatigue*, 1998, 20 (10):. 727-735
9. El Haddad M.H., Topper T.H., Smith K.N, Prediction of non propagating cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, 1979, 11 (3): 573-584
10. Suraratchai M., Limido J., Mabru C., Chieragatti R., Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy, *International Journal of Fatigue*, 2008, 30 (12): 2119-2126
11. Murakami Y., Nishitanni H., Stress intensity factor for interacting two equal semi-elliptical cracks in tension, *Trans. Jap Soc. Mech. Eng. Serv*, 1981, A 47 : 295-303