



## 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: 5257

**To cite this document:** Chaussumier, Michel and Shahzad, Majid and Mabru, Catherine and Chieragatti, Rémy and Rezaï-Aria, Farhad *Influence du décapage sur la tenue en fatigue de l'alliage Al7010-T7451 traité par oxydation anodique chromique.* (2009) In: CFM 2009 19ème Congrès Français de Mécanique, 24-28 Aug 2009, Marseille, France.

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

# Influence du décapage sur la tenue en fatigue de l'alliage Al7010-T7451 traité par oxydation anodique chromique

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

*a. Université de Toulouse, ISAE, DMSM,,10 Av. Edouard Belin, BP54032, 31055 Toulouse Cedex 4*

*b Centre de Recherche sur les Outillages, les Matériaux et les Procédés (CROMeP), Université Toulouse, Ecole Mines Albi, Route de Tiellet, 81000 Albi*

## Résumé :

L'oxydation anodique chromique (OAC) est un procédé de traitement des alliages d'aluminium pour améliorer leur tenue à la corrosion. L'influence de ce traitement sur la durée de vie de l'alliage 7010-T7451 est étudiée à partir d'essais de fatigue en flexion rotative. Une réduction de la durée de vie par rapport à l'état usiné est observée. Il est montré que cette diminution de la durée de vie est imputable en grande partie à la dégradation de la rugosité de la surface occasionnée par la phase de décapage. Il est également montré que la correction des résultats de fatigue par le coefficient de concentration de contrainte local, déterminé par la méthode des éléments finis à partir du relevé du profil de rugosité, permet de rationaliser les courbes de fatigue de cet alliage : l'ensemble des résultats d'essais obtenus sur des éprouvettes n'ayant rien subi après l'usinage ou n'ayant subi que les phases de dégraissage et de décapage s'alignent sur une même courbe de fatigue maîtresse. Il est également montré que, traités par cette méthode du  $K_{tlocal}$ , les résultats de la durée de vie obtenus sur des éprouvettes décapées puis anodisées s'alignent sur une deuxième courbe décalée par rapport à cette courbe maîtresse.

## Abstract :

It is shown that decrease of the fatigue life of Al 7010-T7451 alloy treated with a chromic anodization can be explained by the increase of roughness due to pickling of the oxide scale. It is shown that finite element simulation can be used to represent the surface roughness leading to determine the local stress concentration factor. The  $K_{tlocal} \cdot \sigma^{max}$  criterion can well correlate both the fatigue life of untreated specimens as well as specimens with pickling. On the contrary the fatigue life of anodized specimens can't be correlated on the same fatigue life curve of the reference surface even by using the  $K_{tlocal} \cdot \sigma^{max}$  criterion as a local approach nevertheless such criterion can well correlate the fatigue life with a second curve.

**Mots clefs : fatigue, anodisation, décapage, méthode éléments finis, alliage d'aluminium**

## 1 Introduction

Les alliages d'aluminium et notamment les alliages des séries 2000 (Al-Cu) et 7000 (Al-Zn-Mg) sont très utilisés dans les constructions aéronautiques en raison de leur densité particulièrement faible et de leurs bonnes caractéristiques mécaniques. Pour augmenter la résistance à la corrosion de ces alliages, on procède à une anodisation de la surface, soit en bain chromique (OAC qui tend à disparaître), soit en bain sulfurique (OAS) soit encore en bain sulfuro-borique(OASB). Le principe de ce traitement est de développer à la surface des pièces, par une voie électrochimique d'anodisation, une couche d'oxyde d'épaisseur beaucoup plus importante (quelques microns) que celle de la couche d'oxyde  $Al_2O_3$  se formant naturellement en surface. Mais l'augmentation de la tenue à la corrosion s'accompagne d'une forte diminution de la durée de vie [1] [2] [3] [4] [5]. Cet abattement de la durée de vie est expliqué en partie par la grande fragilité de la couche d'oxyde formée lors du traitement d'anodisation, par la multi-micro-fissuration de cette couche et par les contraintes résiduelles induites lors du traitement.

Parmi les différentes études citées, seule celle de Cree et Weitmann évoque le rôle de piqûres de corrosion observées en sous-couche anodisée [1]. Les auteurs expliquent que ces piqûres de corrosion peuvent se trouver aux joints de grains ou dans les interfaces avec les précipités intermétalliques. Elles proviennent selon eux principalement de la phase de décapage mais ils suggèrent qu'elles puissent provenir également de la phase d'anodisation proprement dite.

Par ailleurs, il est connu que l'état de surface des pièces usinées influence de façon considérable la tenue en fatigue [6] [7]. Dans cet esprit, des études récentes ont montré pour certains alliages légers, notamment pour l'alliage 7010, qu'il était possible de corréler la durée de vie en fatigue à la contrainte maximale locale [8] [9] [10]. Pour cela, ces auteurs ont modélisé la surface à l'aide de la méthode des éléments finis, à partir d'un relevé du profil, et ont déterminé le coefficient de concentration de contrainte local, noté  $K_{tlocal}$ . Ce coefficient est défini comme le rapport entre la contrainte maximale obtenue en surface, au droit du creux de rugosité le plus sévère, et la contrainte nominale appliquée.

Si dans [1] la dégradation de la surface par le décapage est évoquée, nous n'avons trouvé aucune étude portant sur la relation entre la diminution de la tenue en fatigue observée après anodisation et la dégradation de l'état de surface induite par la phase de décapage. Cette relation fait l'objet de l'étude dont nous présentons ici les premiers résultats.

## 2 Expérimentations

### 2.1 Matériau

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

	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.

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

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 de fatigue

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

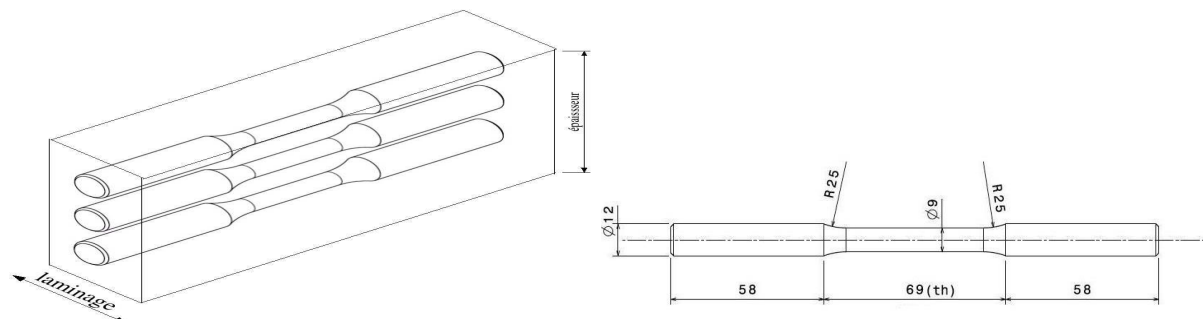


Fig. 1 - Sens de prélèvement et géométrie des éprouvettes de fatigue de flexion rotative

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.

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

Tableau 2: Conditions d'usinage des éprouvettes

Dans chacun de ces deux lots, les éprouvettes ont été regroupées en 4 sous-lots : le premier 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).

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.

La rugosité pour chacune des éprouvettes a ensuite été mesurée 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, 4 mesures ont été réalisées sur une longueur de palpation de  $5,6\text{mm}$ .

## 2.3 Résultats et discussions

Les figures 2 et 3 montrent la variation de la durée de vie en fonction de la contrainte alternée appliquée pour différents lots d'éprouvettes.

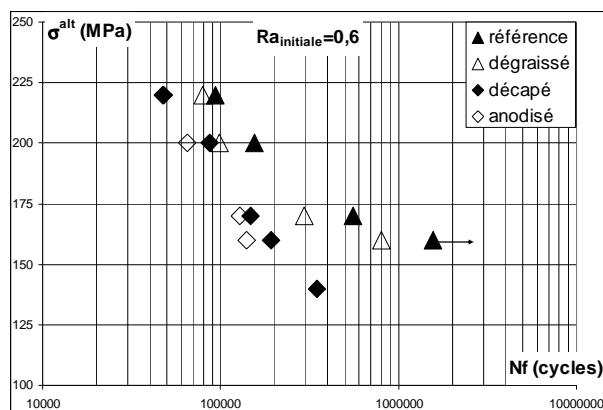


Fig. 2 - courbes de fatigue pour les différents états pour la faible rugosité initiale

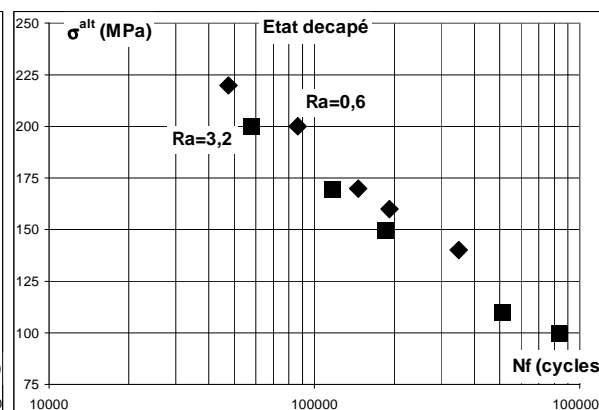


Fig. 3 - courbes de fatigue pour l'état décapé pour les deux niveaux de rugosité

Quelle que soit la rugosité initiale, il est constaté que le dégraissage influe peu sur la durée de vie par rapport à l'état usiné seul (état de référence). La figure 2 illustre ce constat pour la faible rugosité initiale. Par contre, 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 : il augmente lorsque la contrainte alternée diminue. Ces résultats sont conformes à ceux de la littérature. 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.

La figure 3 montre qu'à l'état décapé, les courbes de fatigue pour les deux niveaux de rugosité initiale sont presque superposées. Ceci tend à prouver que le décapage est plus nocif lorsque la rugosité initiale est faible et qu'il est bien à l'origine de la réduction de la durée de vie en fatigue par rapport à l'état de référence.

Les observations au MEB des faciès de rupture des différentes éprouvettes ont clairement montré que les sites d'amorçage des fissures sont multiples sur les éprouvettes décapées et décapées-anodisées (figures 4 et 5) contrairement aux éprouvettes de référence et seulement dégraissées, pour lesquelles il n'a été observé qu'un seul site d'amorçage.

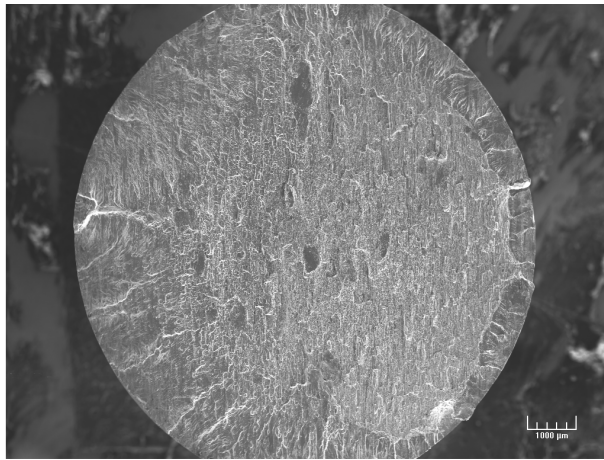


Fig. 4 - multi amorçage sur éprouvette décapée

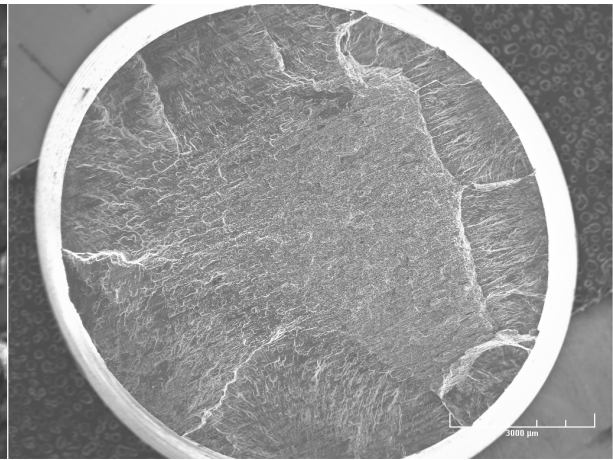


Fig. 5 - multi amorçage sur éprouvette anodisée

### 3 Approche locale par simulation EF et discussion

A partir du relevé du profil de la surface et après filtrage afin de redresser le profil et d'écarter les détails non influents du profil, l'éprouvette est localement modélisée par la méthode des éléments finis afin de déterminer les états de contraintes locaux [8]. La taille des éléments est raffinée en surface jusqu'à 5 microns. Les conditions limites relatives à un chargement de flexion rotative sont appliquées. La résolution numérique se fait sous l'hypothèse axisymétrique en élasticité linéaire. Le site de contrainte maximale est repéré et l'on calcule la valeur du coefficient de concentration de contrainte local  $K_{tlocal}$ , comme étant le rapport entre la contrainte maximale et la contrainte nominale.

Le tableau 2 montre que le dégraissage influence très peu la rugosité et par conséquent le coefficient de concentration de contrainte local ( $K_{tlocal}$ ). En revanche, le décapage dégrade fortement l'état de surface quelle que soit la rugosité initiale (jusqu'à 17%). Comparativement à cet état décapé, il est constaté une forte diminution de la rugosité et une diminution conséquente du coefficient de concentration de contrainte pour l'état anodisé. La surface peut même devenir moins rugueuse qu'à l'état initial dans le cas de la forte rugosité initiale (-3%).

	Lot1 éprouvettes référence	Lot 2 éprouvettes dégraissées	Lot 3 éprouvettes dégraissées décapées	Lot 4 éprouvettes dégraissées, décapées et anodisées
Rugosité faible	1,12	1,11	1,28	1,19
Rugosité élevée	1,25	1,24	1,47	1,21
Diminution relative de la durée de vie	référence	négligeable	14 à 17%	6 à -3%

Tableau 3 - valeurs du coefficient de concentration de contrainte maximal déterminées pour chacun des états

Tous les résultats d'essais ont été exploités par la méthode décrite ci-dessus et toutes les courbes de fatigue ont été corrigées en multipliant les contraintes alternées par les  $K_{tlocal}$  correspondants à chaque éprouvette. Cette correction a conduit à un rapprochement des différentes courbes les unes des autres. Ceci est particulièrement évident pour les courbes de durée de vie pour l'état décapé qui se calent particulièrement bien sur les courbes à l'état de référence correspondantes (figure 6). Ceci confirme les observations faites par Suraratchai dans son étude sur l'influence de la rugosité sur la tenue en fatigue de cet alliage [8][10]. D'autre part, l'ensemble des résultats de durée de vie corrigés correspondant aux états de référence, dégraissé et décapé, une fois corrigés par la méthode du  $K_{tlocal}$ , s'alignent relativement bien autour d'une même courbe de fatigue maîtresse (figure 7). Ceci traduit la

très forte sensibilité de la tenue en fatigue de cet alliage à la rugosité comparativement aux contraintes résiduelles comme noté dans [8] où celles-ci (comprises entre -200 et -20MPa) n'avaient pas d'influence sur la limite d'endurance.

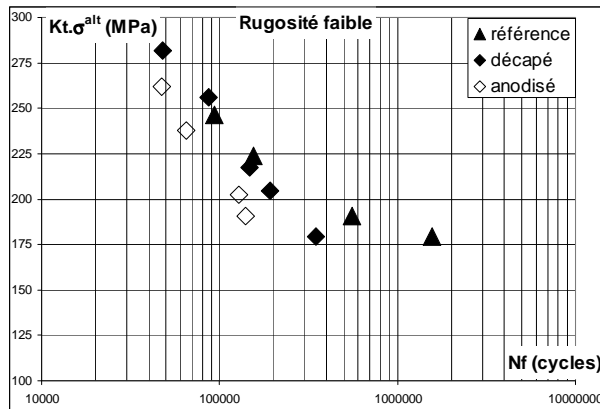


Fig 6 - résultats de fatigue corrigés pour différents états  
– cas de la faible rugosité initiale

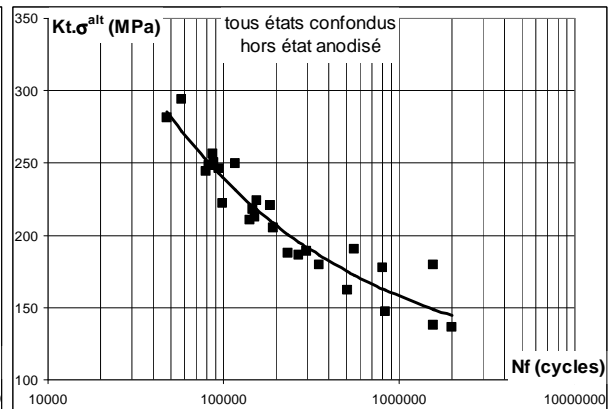


Fig 7 - courbe de fatigue maîtresse

La figure 8 montre que les résultats corrigés pour l'état anodisé (les deux niveaux de rugosité initiale confondus), s'alignent sur une même courbe. Ceci est à rapprocher de l'observation faite sur la superposition des courbes de fatigue à l'état décapé (figure 3). Par contre cette courbe de fatigue à l'état anodisé ne se superpose pas à la courbe de fatigue maîtresse. Ceci indique que le profil de rugosité mesuré après anodisation ne permet pas de déterminer la durée de vie de la pièce traitée. Ceci est corroboré par les études sur la croissance et la morphologie de couches anodisées qui montrent que la croissance de ces couches d'oxydes se fait au détriment du substrat, ce qui se traduit par un déplacement vers l'intérieur de la pièce de l'interface substrat-couche d'oxyde, modifiant la rugosité de l'interface que l'on devrait prendre en compte dans ce type d'approche locale. Ce décalage est également dû pour une bonne part à la présence de fissures dans la couche d'oxyde et à celle de piqûres de décapage qui se sont développées durant la phase de décapage par dissolution des particules de  $Mg_2Si$  [11] (figure 9). Nous sommes en présence de fissures courtes, dont on sait que la vitesse de propagation est plus rapide que celle des fissures longues dans le domaine des facteurs d'intensité de contrainte proche du seuil  $\Delta K_{th}$ .

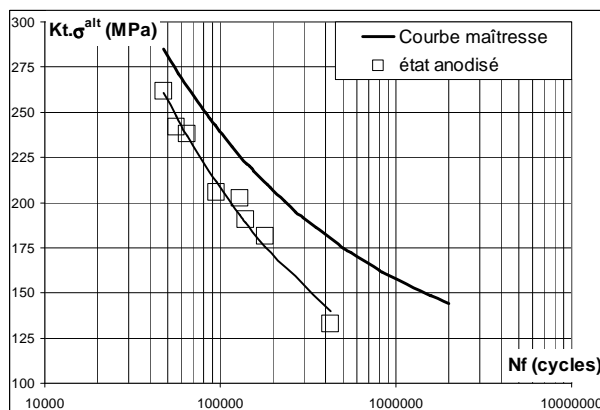


Fig 8 - courbe de fatigue pour l'état décapé

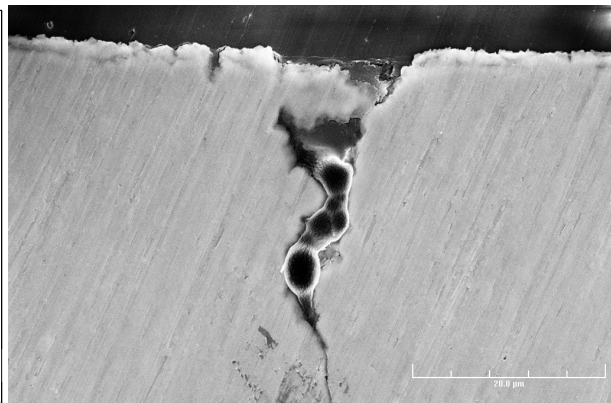


Fig 9 - amorçage d'une fissure sur une piqûre de décapage (éprouvette anodisée)

Il est également observé que le décalage de durée de vie dépend du niveau de la contrainte alternée : il diminue lorsque la contrainte alternée augmente. A l'extrême, pour les hauts niveaux de contrainte alternée, la courbe de durée de vie en fatigue à l'état anodisé et la courbe de fatigue maîtresse semblent se rejoindre, ce qui laisse penser que la couche d'oxyde, qui à ce niveau est très largement fissurée, ne joue plus aucun rôle sur la tenue en service de la pièce.

## 4 Conclusions

Des essais de fatigue en flexion rotative sur des éprouvettes en alliage 7050-T7451 usinées avec deux niveaux de rugosité initiale ont été réalisés. Certaines n'ont subi aucun traitement après l'usinage, d'autres ont été seulement dégraissées, d'autres dégraissées puis décapées, les dernières dégraissées, décapées puis anodisées. Les résultats d'essais ont montré que le dégraissage n'entraîne pas d'abatement notable de la tenue en fatigue en termes de durée de vie, et que, par contre, le décapage et l'anodisation entraînent un fort abatement dont l'amplitude dépendait notamment du niveau de contrainte appliquée. Le traitement de ces résultats par la méthode du  $K_{t_{local}}$ , déterminé par la méthode des éléments finis à partir des profils de rugosité, a permis de montrer que le comportement en fatigue de cet alliage dépend pour une très grande part de la rugosité : l'ensemble des résultats pour les états de référence, dégraissé et décapé s'alignent sur une courbe de fatigue unique. Les résultats à l'état anodisé, traités par la même approche, s'alignent sur une seconde courbe, décalée par rapport à la précédente. Ce décalage diminue lorsque le niveau de la contrainte alternée augmente. Ceci est à mettre sur le compte de deux choses : la première est que la rugosité relevée après oxydation n'est pas représentative de celle de l'interface ; la seconde est le régime de propagation des fissures courtes qui se sont développées dans l'épaisseur de la couche d'oxyde et/ou de la présence de piqûres de décapage.

## Références :

- [1] Cree A.M., Weidmann G.W., Effect of anodized coatings on fatigue cracks rates of aluminium alloy, *Surface Engineering*, Vol. 13, N° 1, pp; 51-55, 1997
- [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*, Vol. 43, pp.121-132, 2005
- [3] Lonyuk B., Apachitei I, Duszczuk J., The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 201, N°, 21, pp. 8688-8694, august 2007.
- [4] Camargo A, Voorwald, Influence of anodization on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminium alloy, *Fatigue Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 30, pp. 993-1007, 2007.
- [5] Cyrik E., Genel K., Effect of anodic oxidation on the fatigue performance of 7075-T6 alloy, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 202, pp. 5190-5201, 2008.
- [6] Siebel E., Gaier M., Influence de la rugosité superficielle sur la résistance à la fatigue d'aciers et d'alliages non-ferreux, *Engineering Digest*, 1957.
- [7] Chieragatti R., Degallaix G., Flavenot J.F., Influence d'un polissage sur la tenue en fatigue d'un alliage 7075, *Journées de printemps : fatigue et traitement de surface*, pp. 197-206, 1995
- [8] Suraratchai M., Influence de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium 7010, *Thèse de Doctorat, Université Toulouse III*, 2006.
- [9] As S.K., Skallerud B., Tveiten B.W., Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis, *International Journal of Fatigue*, Vol. 30, pp. 2200-2209, 2008.
- [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*, Vol. 30, N° 12, pp. 2119-2126, 2008.
- [11] Mizuno K., Nylund A., Olefjord I., Surface reactions during pickling of an aluminium-magnesium-silicium alloy in phosphoric acid, *Corrosion Science*, Vol. 43, N° 2, pp. 381-396, 2001.