



INFUENCE D'UN GALETAGE PARTIEL SUR LA FISSURATION PAR FATIGUE D'UN ALLIAGE AL 2024T351

H. HAMADACHE*; A. AMIRAT ; K. CHAOUI

Laboratoire de Mécanique des Matériaux et Maintenance Industrielle (LR3MI)

Faculté des Sciences de l'ingénieur ; Département de Mécanique

Université Badji Mokhtar, BP 12 Annaba 23000

**Email hamham36@yahoo.fr*

Résumé

Les structures aéronautiques sont souvent soumises au phénomène de fatigue dû aux conditions de chargement cyclique. Le comportement au chargement cyclique est souvent pris en compte par le concepteur pour le choix du matériau. L'alliage d'aluminium Al 2024T351 étant largement utilisé dans ces structures fait l'objet de cette étude. Cependant, La fabrication des éléments de structures aéronautiques fait appel à des procédés modernes impliquant du formage tel que le galetage qui modifie les propriétés de base du matériau. Toutefois certaines contraintes techniques font que le galetage n'affecte pas la totalité de la structure tels que : problèmes de bord, présence de trou etc...

L'étude porte sur la fissuration par fatigue en mode tridimensionnel en vue de mettre en évidence les deux phases d'amorçage et de propagation au cours d'un chargement visant une durée de vie de 10^5 cycles (retenue par les aviateurs) sur des éprouvettes traitées par un galetage partiel.

La configuration du défaut retenue est une fissure d'angle en quart d'ellipse dans deux arêtes de la section et pour laquelle on envisage l'étude de l'influence du galetage sur le contour (front de fissure).

Mots clés : Galetage, Fatigue, Amorçage, Propagation, Front de fissure.

Abstract: Effect of partially roller rolling on fatigue crack propagation in an Al2024T351 Alloy

Structures in aeronautic are often subjected to fatigue phenomenon. The choice of the structure material is made on the basis of cyclic loading resistance. Al 2024T351 Aluminium alloy is commonly used in such engineering structures. However the manufacturing process of aeronautic parts requires newer developed technics, including forming such as the roller rolling that changes the basic material properties. Meanwhile, the roller rolling does not usually affect the whole structure specifically near the edges, within holes because of the restricted technical process.

In the present work, a fatigue crack in three-dimensional mode is investigated on partially rolling roller treated specimens in order to highlight the two phases of nucleation and propagation for 10^5 cycles lifespan.

A quarter elliptical corner crack obtained allowing crack propagation observation to focus around the defect.

Key words: Roller rolling, Fatigue, Nucleation, Propagation, Crack front.

1- INTRODUCTION

Lorsqu'une pièce est soumise à un régime de chargement cyclique, elle engendre un phénomène de fatigue. Ce phénomène représente jusqu'à 90% des ruptures. On s'attache alors de nos jours à donner un intérêt particulier aux opérations de parachèvement et de renforcement des matériaux tels que les traitements mécaniques de surface [1] pour améliorer la tenue en fatigue. Le galetage est un de ces traitements qui met en œuvre une déformation plastique à froid des couches superficielles. Ce procédé conduit en général à une surface caractérisée par une faible rugosité [2, 3, 4], un écrouissage des couches superficielles [5, 6] et un développement des contraintes résiduelles de compression [7, 8, 9]. De ce nouvel état se déduit dans certaines conditions d'application du galetage une amélioration globale de la tenue en fatigue pouvant atteindre jusqu'à 300% [10]. Par ailleurs, comme pour tout autre mode de rupture, la fatigue intègre deux étapes fondamentales dans la durée de vie des matériaux à savoir : l'amorçage et la propagation des fissures [11, 12, 13].

La définition de l'amorçage bien que différente d'un auteur à l'autre [14, 15] repose sur la notion relative de taille de défaut et dépend directement de la résolution du moyen d'observation utilisé.

Finalement sont définies les notions d'amorçage microscopique et d'amorçage macroscopique qui font intervenir un paramètre lié à la taille du grain. Certains résultats [16] obtenus sur des alliages d'aluminium montrent que l'amorçage microscopique représente 1 à 5% de la durée de vie et que l'amorçage macroscopique (fissure unique menant à rupture) est de l'ordre de 50% de la durée de vie. D'une manière générale, l'amorçage des fissures se produit à la surface de l'éprouvette soumise à l'agressivité de l'environnement car les mouvements des dislocations et par conséquent les glissements sont plus faciles en surface qu'à cœur [17]. Les inclusions sont également des sites d'amorçage à cause des concentrations des contraintes qu'elles entraînent ou des clivages qui s'y développent ou même à cause de la décohésion de l'interface matrice- inclusion [18].

D'autres résultats [15, 16] obtenus sur des alliages d'aluminium ont montré que les précipités, les joints de grain et souvent la jonction de trois grains sont également des sites d'amorçage. Dans les alliages légers d'Al 2024

ou 7175, ce sont les particules de fer ou de silicium qui se clivent [13].

L'évolution des fissures à contour semi elliptique ou en quart d'ellipse représente un cas pratique très fréquent [14, 19, 20, 21]. Dans ces configurations le contour de la fissure est en déformation plane avec une variation polaire du facteur d'intensité des contraintes. Eu égard à ce qu'il vient d'être écrit, il paraît nécessaire de bien caractériser l'alliage retenu afin de mieux comprendre les effets du galetage.

2- MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Le matériau utilisé est un alliage d'aluminium Al2024 à l'état T351 largement utilisé par les aviateurs. La composition chimique en % autre que Al est :

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,5	0,5	3,8÷4,9	0,3÷0,9	1,2÷1,8	0,1	0,25	0,15

Les caractéristiques mécaniques moyennes sont :

	$\sigma_{e0.2}$ [MPa]	σ_r [MPa]	A%
Sens L	334 à 339	463 à 467	14,5 à 16

La microstructure de l'alliage Al 2024 T351 est mise en évidence à l'aide d'une attaque chimique pendant 10 à 15 secondes au réactif de KELLER sur un échantillon préalablement poli mécaniquement (fig.1). Les dimensions moyennes des grains suivant les directions L, TL (travers long) et TC (travers court) sont respectivement de l'ordre :

$$d_{\text{moy}} = 0,316 \times 0,220 \times 0,050 \text{ mm}$$

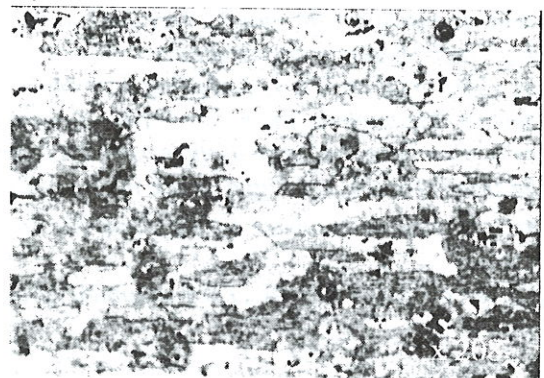


Fig.1 : Microstructure de l'alliage Al2024 T351

Les éprouvettes de fatigue (fig.2) représentatives de structures industrielles ont été prélevées dans des tôles de qualité standard.

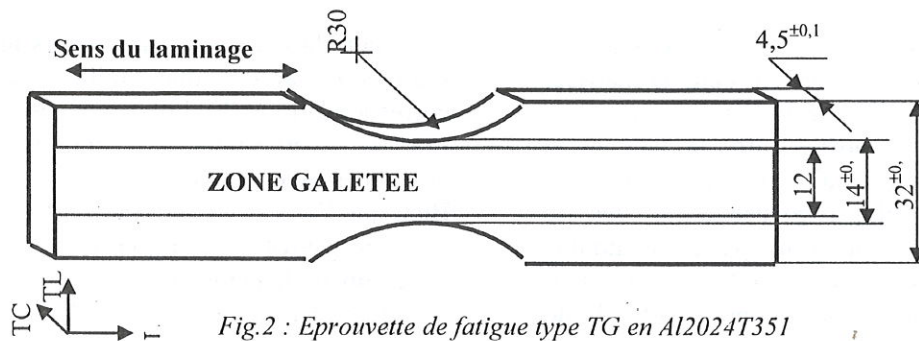


Fig.2 : Epreuve de fatigue type TG en Al2024T351

Selon le cas, ces éprouvettes ont subi un traitement de galetage partiel sous les conditions d'une pression de 140 bars en une passe, répondant aux exigences industrielles.

Les essais de fatigue en traction ondulée ont été conduits sous chargement imposé avec un rapport de charge $R = 0,1$, une fréquence de chargement $f = 30\text{Hz}$ et à une température ambiante.

Le niveau de contrainte retenu a été déduit des courbes de Wöhler et vise une durée de vie de 10^5 cycles [19]. La détection de l'amorçage et l'examen des fissures sur éprouvettes polies ont été observés par suivi optique et/ou au MEB (microscope électronique à balayage). La forme du front de fissure et sa propagation sont déterminées à partir d'injection d'encre [14, 20].

3-RESULTATS & DISCUSSION:

3.1-Détection de l'amorçage :

En se référant à la définition de l'amorçage sus dessus indiquée, des essais de caractérisation ont révélé que dès les premiers cycles de fatigues (0,1% Na), il se forme de nombreuses microfissures. Ce sont les précipités (particules fragiles) qui sont les premiers à se fissurer par suite de leur clivage à l'intérieur de la matière (fig.3).

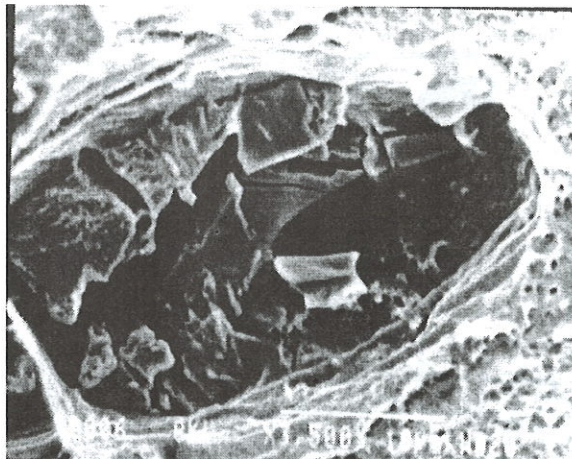


Fig.3 : Amorçage par fissuration d'un précipité dans un alliage Al2024T351

Un examen au M.E.B a permis de constater que ce sont des décohésions d'inclusions (fig. 4), des taches d'oxydes ou des creux microscopiques (concentrateurs des contraintes) dues à l'arrachement de matière par les grains abrasifs qui amorcent les fissures.

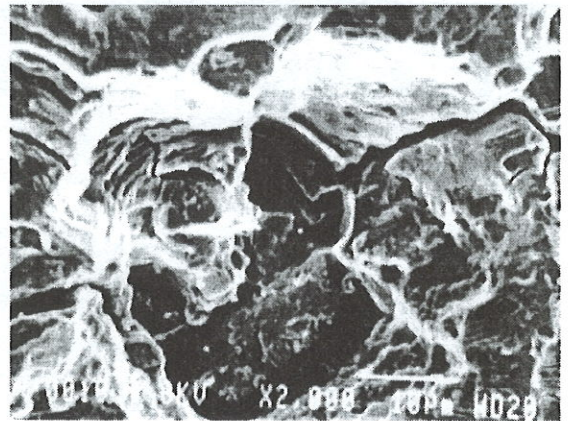


Fig.4 : Amorçage suite à une décohésion autour d'une inclusion dans l'alliage Al2024T351

Jusqu'à 5% de Na (nombre de cycle d'amorçage), les microfissures se multiplient en nombre, mais n'évoluent pas en taille. Au delà, certaines d'entre-elles commencent à atteindre une longueur supérieure à la taille du grain. D'autres évoluent pour déboucher dans la matrice et réussissent parfois à se ramifier en deux ou trois branches sur une longueur de 0,1mm (fig.5).

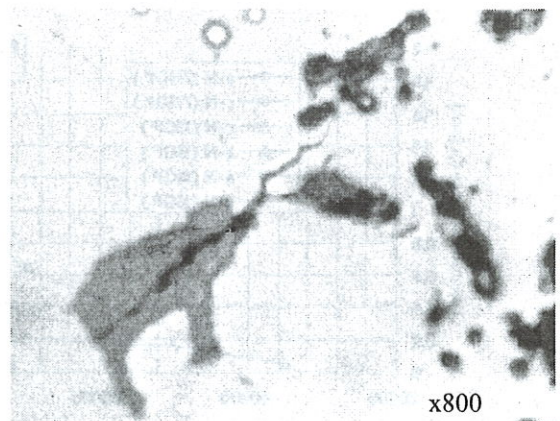


Fig.5. Ramification d'une fissure après avoir débouché dans la matrice ($N = 25c$)

Influence d'un galetage partiel sur la fissuration par fatigue d'un alliage.....

Par ailleurs d'autres fissures (en faible quantité) prennent naissance directement dans la matrice, leurs tailles sont de l'ordre de 10 à 60 μm .

La différence de rugosité entre la face et le champ de l'éprouvette fait que la première zone (la face) qui est plus rugueuse est le lieu de naissance d'une fissure principale. Néanmoins cette fissure s'associe en général avec un défaut d'angle où le front se développe à partir d'une forme en quart d'ellipse (quarter elliptical corner crack).

Le franchissement des deux premiers joints de grain est souvent compromis par un arrêt total de la fissure pendant environ un kilocycle après quoi l'on observe un changement de direction de la fissure (fig. 6).

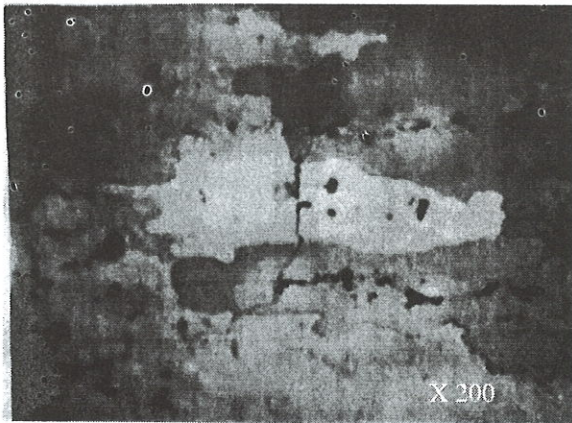


Fig. 6 : Arrêt et changement de direction d'une fissure au niveau d'un joint de grain

En présence du galetage, il a été constaté que la fissure ayant conduit à la rupture s'est développée sur la face à environ 0,16mm du bord de l'éprouvette. Ceci pourrait être une conséquence du galetage qui a épargné la zone de la fissuration et mis la zone non galetée (lieu d'amorçage) sous contraintes résiduelles de tension donc défavorables à la tenue en fatigue [25].

D'ailleurs la fissure progresse vers le bord pour l'atteindre après une taille de 70 μm correspondant à 70 kilocycles de fatigue. Le front de fissure se développe à partir d'un défaut de coin en quart d'ellipse.

Bien que l'amorçage ait lieu indifféremment sur les éprouvettes galetées et non, les fronts se développent de la même façon dans les deux cas. Il a été remarqué qu'il fallait 75 kilocycles pour qu'une fissure atteigne une taille de 0,1mm en l'absence du galetage contre 95 kilocycles en présence de celui-ci.

Pour un chargement visant 10^5 cycles à rupture, malgré ses blocages une fissure présente dans une éprouvette non galetée franchira le 2ème joint de grain après environ 110 kilocycles alors qu'elle peut aller jusqu'à 120 kilocycles pour une éprouvette galetée (fig.7). Bien que le nombre de cycles à l'amorçage macroscopique N_a soit surestimé, l'on constate que le galetage a retardé l'amorçage. Au-delà du 2ème joint de grain et jusqu'à la rupture (phase de propagation), on compte environ 29 kilocycles pour les éprouvettes vierges alors qu'en présence du galetage cette phase est réduite à 24 kilocycles ; soit une chute de 18%.

3.2-Influence du chargement

A chargement imposé ($\sigma_{\text{max}} = 270 \text{ MPa}$), l'état non galeté résiste globalement mieux à la fatigue que l'état galeté. La durée de vie ayant chuté d'environ 36 %. Cette différence entre le nombre de cycles à rupture N_R est du même ordre de grandeur que celle fournie par les courbes de Wöhler.

En dépit du blocage de la fissure sur-le-champ de l'éprouvette non galetée (fig.7), on remarque que pour franchir le 2ème joint de grain (phase

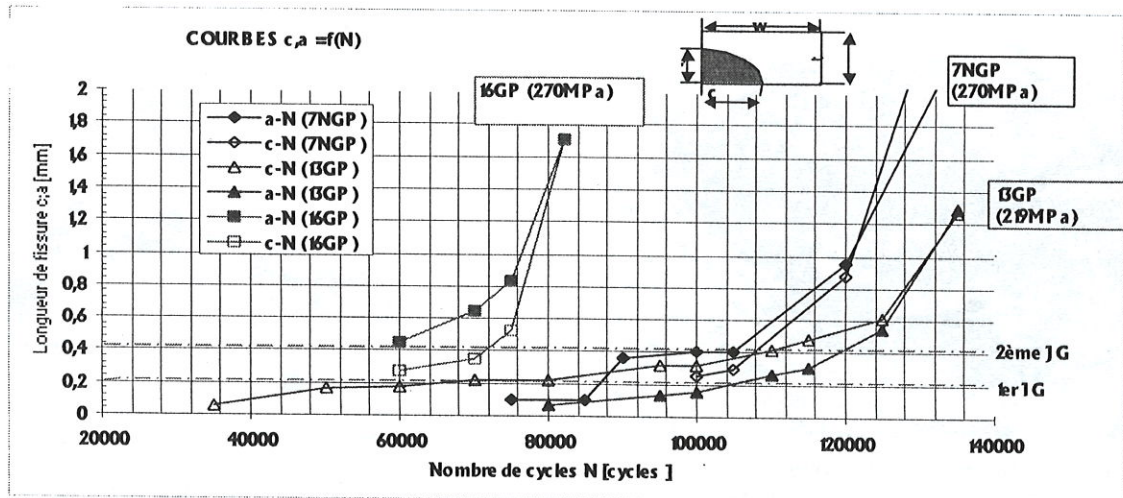


Fig. 7 : Evolution des fissures au cours des essais de fatigue

Influence d'un galetage partiel sur la fissuration par fatigue d'un alliage.....

d'amorçage), il faut consommer un nombre de cycles N_a à l'amorçage tel que $N_a/N_R = 78\%$. En présence du galetage, ce rapport est réduit à 70%. Dans ce cas, on perd jusqu'à 44% de N_a par rapport à l'état vierge.

Entre le franchissement du 2^{ème} joint de grain suivant TL et la rupture (phase de propagation), la perte en nombre de cycles impartis à cette phase est dérisoire (la différence est de 11%). L'efficacité du galetage est donc plus appréciée dans cette phase de propagation.

Dans le cas du galetage, l'élévation de la contrainte n'influe pas sur le lieu de l'amorçage ni même sur la forme du front de fissure. Comme le montre la figure 7, le niveau de chargement influe sur la durée de vie globale. Toutefois, le tout semble se jouer dans la phase d'amorçage. Cette phase constitue 70 à 80% de la durée de vie globale selon le chargement imposé.

3.3-Evolution du front de fissure

Pour un chargement visant une durée de vie donnée (10^5 kilocycles), l'évolution du front de fissure (fig.8) semble être différente entre les éprouvettes non galetées et celle ayant subi le traitement.

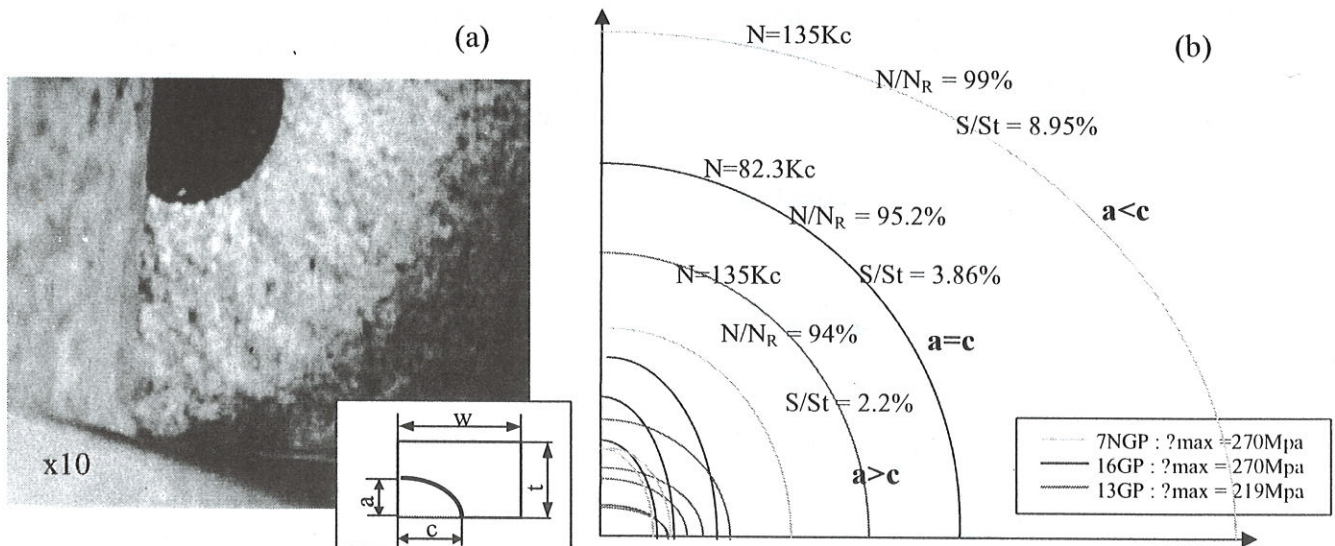


Fig.8 : Propagation 3D des fronts de fissures ; a) photo du front résultant d'un marquage à l'encre ; b) Illustration schématique de l'évolution des différents fronts

Au cours de la phase d'amorçage, l'éprouvette galetée voit son front évoluer avec un rapport $c/a > 1$ (fig.9) ; il est donc plus allongé sur la face affectée par le galetage.

Toutefois ce rapport c/a décroît au fur et à mesure du cyclage pour tendre vers 1 peu avant la rupture c'est à dire qu'une fois que la fissure a pénétré dans la zone galetée, le front de fissure a tendance à prendre une forme semi circulaire et

la propagation va en décélérant sur la face galetée par rapport au champ. En revanche, le phénomène inverse ($c/a < 1$)

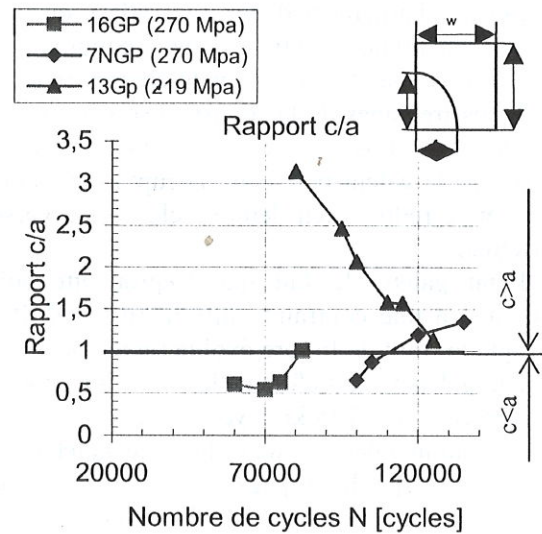


Fig.9 : Evolution du rapport c/a en fonction du nombre de cycles

a été observé sur les éprouvettes non galetées où le rapport c/a croît jusqu'à plus de 120 kilocycles après quoi le front de fissure s'inverse ($c/a > 1$) durant tout le reste de la propagation. L'élévation de la contrainte fait que le front des éprouvettes galetées évolue avec un rapport $c/a < 1$ jusqu'à 95% de la durée de vie totale pour se redresser en forme de demi cercle ($c/a = 1$). Cet inversement a lieu tôt puisqu'il faut attendre

jusqu'à 122 kilocycles chez les éprouvettes non galetées pour observer le même phénomène. La figure 8b illustre les fronts de fissures pour différentes fractions de la durée de vie. Pour un niveau de chargement donné (270MPa), qu'il y ait galetage ou non. Le front dégénère moins vite sur la face galetée que sur-le-champ malgré quelques freinages de la fissure observés sur-le-champ. Toutefois, ce raccourcissement tend à perdre de la valeur peu avant la rupture puisque le front se redresse en demi-cercle ou s'inverse carrément.

A l'état galeté, le fait que l'éprouvette soit sollicitée à une contrainte inférieure (219MPa) fait que le front de fissure évolue rapidement sur la face galetée. Toutefois cette évolution tend à s'inverser ($a > c$ à 135 kilocycles) une fois que la fissure aurait pénétrée dans la zone galetée. Il semble donc que la propagation de la fissure sur la face ait été ralentie par le traitement de galetage.

Pour un nombre de cycles qui représente 94 à 95 % de la durée de vie, l'aire du front qui caractérise la rupture par fatigue (fig.8b) représente 2,2% de la section totale rompue et peut passer à 3,86% lorsque le niveau de chargement augmente sur les éprouvettes galetées. Par contre à 99% de la durée de vie des éprouvettes non galetées, l'aire du front représente 9% de l'aire totale. Il semble donc que le galetage améliore la ténacité du matériau en offrant le front de rupture le plus petit et donc un meilleur facteur d'intensité des contraintes.

niveau du premier joint de grain la propagation de la fissure décélère jusqu'à environ 3.10^{-6} mm/cycles.

Peu avant le 2^{ème} joint de grain, la fissure peut ne plus avancer du tout et sa vitesse peut chuter à zéro (fig.10).

Ce n'est qu'après avoir réussi à franchir le 2^{ème} joint de grain et pris une taille de 0,45mm que la fissure réussit à accélérer jusqu'à rupture quoique la pente de la courbe de vitesse diminue pour une taille entre 0,65 et 1,7 mm. En revanche sur la face, la propagation de fissure prend le dessus avec une vitesse dc/dN qui croît continuellement. Ce n'est que peu avant la rupture que le phénomène s'inverse et que la vitesse da/dN reprenne l'avance.

Pour un même chargement (270 MPa), la vitesse de fissuration est plus rapide sur la face galetée que sur le champ malgré qu'aucun freinage n'a été constaté sur celui-ci (fig.10). Toutefois, au-delà d'une taille de 0,45mm, la pente de la courbe de vitesse sur la face diminue fortement ; il y a lieu de juger que la zone galetée retarde la propagation des fissures.

Le chargement visant 10^5 cycles à rupture des éprouvettes galetées fait que malgré l'importance de sa taille sur la face, la fissure se propage plus rapidement sur-le-champ que sur celle-ci. Des chutes de vitesses ont été constatées avant même que la fissure pénètre dans la zone galetée (fig. 10). Dans la zone de

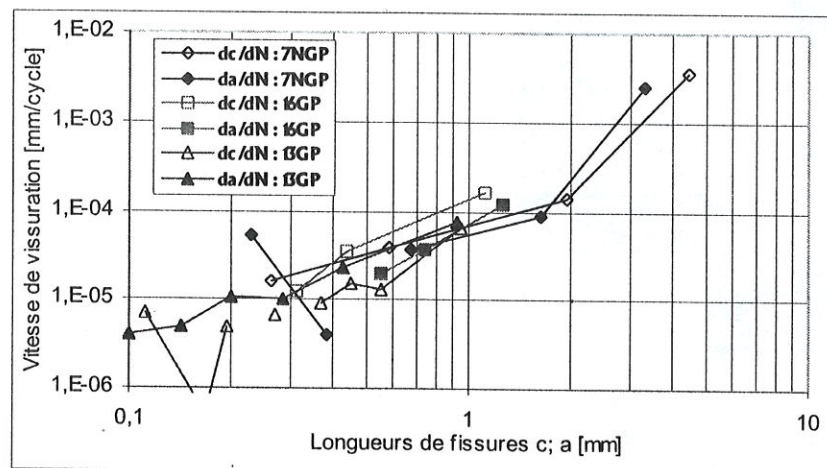


Fig. 10 : Synthèse des courbes de vitesses

3.4-Vitesse de fissuration

En l'absence du galetage, la fissure principale se propage sur-le-champ avec une vitesse da/dN qui croît jusqu'à 5.10^{-5} mm/cycle. Arrivée au

transition entre le galetage et le non galetage, la fissure a accéléré considérablement sans pour autant pénétrer dans la zone galetée jusqu'à la rupture finale. Dans ce cas, la vitesse de propagation dc/dN est de l'ordre de 10^{-5} à 10^{-4}

mm/cycles (fig.10). Toutefois une chute de vitesse est observée pour une taille de la fissure $c = 0,45$ à $0,55$ mm probablement due au blocage de la fissure au niveau du joint de grain après quoi la courbe de vitesse présente une pente moins raide sur la face. On pense alors qu'en surface, une fois la fissure ait pénétré dans la zone galetée, sa propagation soit ralentie par la présence de cette zone.

4-CONCLUSION

La taille du grain est un paramètre microstructural essentiel auquel il faut comparer la taille du défaut pour mieux caractériser l'amorçage.

Le nombre de cycles à l'amorçage macroscopique devant représenter $N_A = 50\%N_R$ pour un défaut de taille $a = (1 \text{ à } 3)d$ est parfois surestimé.

Les sites d'amorçage dans l'Al 2024 T351 sont généralement localisés sur les précipités. Ces derniers peuvent parfois renfermer jusqu'à 2 à 3 micro fissures dont quelques-unes réussissent à déboucher dans la matrice une fois leur taille est de l'ordre de 13 à 20 μm . Par ailleurs certaines fissures peuvent s'amorcer directement dans la matrice en mode II.

Les ramifications dues à l'interaction de deux fissures ainsi que les arrêts de celles-ci aux niveaux des joints de grains sont responsables d'une chute à zéro de la vitesse de fissuration. Toutefois ce phénomène d'arrêt est limité à une taille du défaut de l'ordre de deux grains.

Le rapport c/a caractérise bien l'évolution du front de fissure.

A contrainte égale (270 MPa), l'évolution du front galeté suit la même allure que celui des éprouvettes vierges. Toutefois le galetage décale les courbes $c/a = f(N)$ vers la droite pour retarder l'amorçage.

A durée de vie égale (10^5 cycles), l'on observe une évolution totalement inverse des fronts de fissure entre les deux états.

L'application du galetage partiel agit sur deux points :

- L'application de ce traitement réduit la pente des courbes de vitesse d'autant plus que le chargement ($\sigma_{\max}$) est moindre.

- A durée de vie imposée, le galetage réduit légèrement la vitesse de propagation.

5-REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[1] Wagner L., *Mechanical surface treatments on Ti, Al, and Mg alloys; Materials science*

and Engineering, Vol. A263 pp. 210-216, 1999.

- [2] Hamadache H., Chaoui K., *Aspect of superficial layers of 40Rb steel under ball and roller burnishing effect. Second Symposium on Heat Treatment of Metals and Alloys, Cairo, Egypt Dec. 2004.*
- [3] Khabeery M.M., EL-Axir M.H., *Experimental techniques for studying the effects of milling roller burnishing parameter on surface integrity, Mach.Tools & Manufact. Vol.41, p.p1705-1719, 2001.*
- [4] Mahmood Hassan A., *The effect of ball and roller burnishing on the surface roughness of some non-ferrous metals, Journal of materials processing technology, pp. 385-391, 1977.*
- [5] Kudryavtsev P.I., *Surface work-hardening delays fatigue development, Russian Engineering journal, Vol. LII N°1, pp.61-65, 1983.*
- [6] CLOCHE F., LIERMAN J., *Roller burnishing of hard turned surfaces, Int.J.Mach.Tools Manufact. Vol.38, 1998.*
- [7] Braham S., *Modélisation du galetage des vilebrequins. Evolution des contraintes résiduelles sous chargement cycliques, Thèse de doctorat, Palaiseau, Oct.1991.*
- [8] Nicolazo B., Paris D. *Mesures des contraintes résiduelles de galetage, Mémoire de DEA E.C.NANTES, 1994.*
- [9] Fattouh M.O, EL Khabeery M.M., *Residual stress distribution in burnishing solution treated and aged 7075 Al alloy, Int. J. Mach. Tools Manufact. Vol. 29 N°1, pp. 153-160, 1989*
- [10] Lemerrier J., *Emploi rationnel du galetage Métaux et déformation N° 41, pp.5-18, 1976*
- [11] Lieurade H.P., *La pratique des essais de fatigue, Pyc éditions, Paris, 1982.*
- [12] Waeckerlé R., *Sur l'analyse morphologique des cassures, revue de métallurgie CIT ,pp.221-216 1985.*
- [13] RABBE P., *L'amorçage des fissures de fatigue- La fatigue des matériaux et des structures (Edité par C.BATHIAS & J.P BAILLON) Presse de l'université de Montréal 2è édition, pp.71-99 1998.*
- [14] ISSAM JK., *Contribution à l'étude des fissures se propageant en mode tridimensionnel dans un alliage d'aluminium, thèse de doctorat, UTC, Compiègne 1991.*
- [15] FOUGERES R., *Aspects physiques de l'endommagement par fatigue (SFM-*

- commission de fatigue des métaux), journées de printemps 28-29 Mai Paris. pp.13-32 1991.*
- [16] SOEHARTO, *Etude des mécanismes d'amorçage et de propagation des microfissures en traction -torsion à partir de Deux nuances d'aluminium, Thèse de 3è cycle, UTC, Compiègne 1986.*
- [17] FORSYTH P., *Fatigue behaviour and its dependence on microstructure, 15è colloque de métallurgie de Saklay, juin. pp.225-233 1972.*
- [18] LANKFORD J., KUSSENBURGER F.N., *Acta Metal Trans. Vol.4, pp.81-89 1973.*
- [19] HAMADACHE H, ROYER J., CLERIVET A., *Influence du galetage sur la tenue en fatigue d'un alliage d'aluminium Al 2024 T351, colloque des doctorants Paris 1992*
- [20] CLERIVET A., BATHIAS C., *Influence of some mechanical parameters on the crack closure effect in fatigue crack propagation in aluminum alloys. ASTM STP 982, pp583-597, Philadelphia 1988.*
- [21] NEWMAN J.C., RAJU I.S., *Stress intensity factor equation for cracks in 3D finites bodies subjected to tension and bending loads NASA. Technical Memorandum 85793, pp.1-36, April 1984.*