

L'objectif de cette ressource est de présenter les principaux mécanismes physiques de fissuration en Mode I. Une première partie détaille les mécanismes de propagation de fissures, une deuxième partie, les régimes de croissance par fatigue des fissures longues et une dernière partie présente les origines physiques des différents régimes de fissuration. Il est conseillé de lire la ressource « *La mécanique de la rupture et la mesure de la ténacité* » pour acquérir le vocabulaire utilisé ici.

En fissuration, si la zone plastique en pointe de fissure reste petite devant la dimension de la fissure, la connaissance des champs de contrainte et de déformation au voisinage de l'extrémité de la fissure permet d'identifier le facteur d'intensité des contraintes K . Ce facteur d'intensité des contraintes est très souvent utilisé pour déterminer une loi de propagation de fissure en fatigue, là où le chargement est cyclique.

1 - Différents mécanismes de propagation de fissures

Le facteur d'intensité des contraintes K et la taille de la zone plastique en pointe de la fissure par rapport à la taille de la fissure sont les principaux paramètres retenus dans cette étude de la fissuration. Les différents cas de propagation seront donc distingués en fonction des valeurs de ces paramètres.

1.1 - Pour des faibles facteurs d'intensité des contraintes

Pour les facteurs d'intensité des contraintes les plus faibles, la propagation de la fissure est fortement influencée par la microstructure du matériau. Dans les matériaux métalliques, à faible facteur d'intensité des contraintes, noté ΔK , la fissure se propage généralement sur des plans privilégiés selon l'orientation cristalline des grains. Par exemple, dans les tous premiers stades de la fissuration, il est généralement observé que la fissure se développe en mode de cisaillement sur les plans de glissement actifs (figure 1). Puis, lorsque le nombre de systèmes actifs augmente, la fissure peut alors se propager en mode d'ouverture sur un plan moyen à l'intersection de deux systèmes de glissement (figure 2).

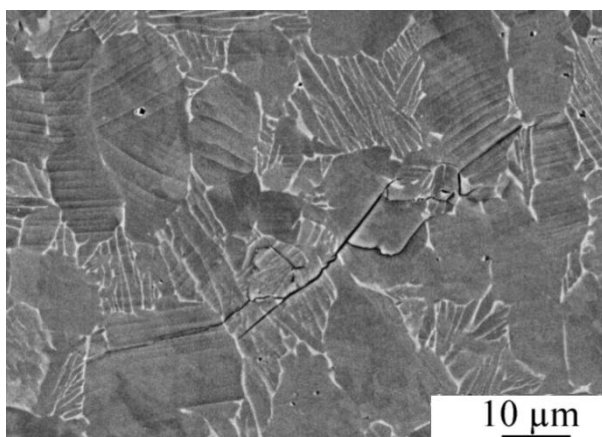


Figure 1 : Fissure de fatigue dans un alliage de Titane TA6V [Le Biavant, 2000]. La fissure se propage le long de lignes de glissement.

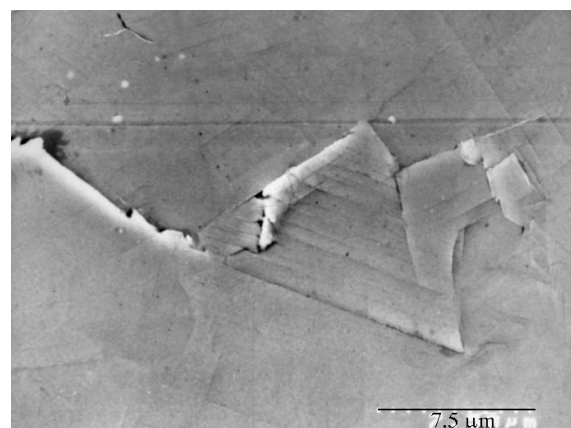


Figure 2 : Fissure de fatigue dans un alliage de Nickel N18 à température ambiante, [Pommier, 1992]. La fissure se propage sur un plan « moyen » à l'intersection de deux systèmes de glissement.

Lorsque la fissure se propage ainsi, le long de plans cristallins particuliers, l'aspect de la surface de rupture peut faire penser au clivage, bien qu'on puisse y voir aussi les marques laissées par la propagation cyclique de la fissure (figure 3). Ces faciès de rupture s'observent autour des sites d'amorçage des fissures, ou pour des fissures déjà longues qui se propagent sous l'effet d'un facteur d'intensité des contraintes faible, qui tend vers le seuil de non-propagation des fissures ΔK_{th} .

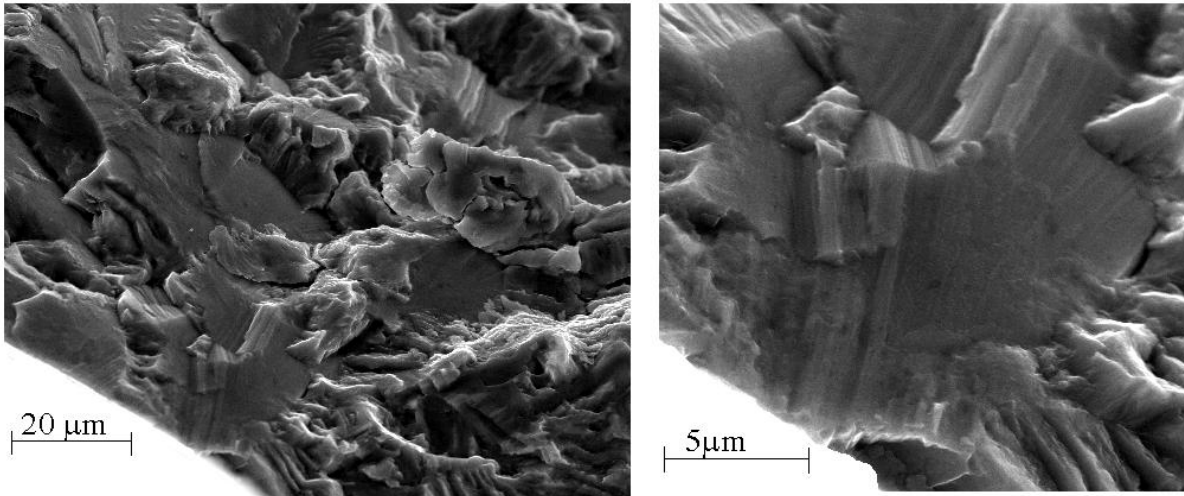


Figure 3 : Facettes de pseudo-clivage de fatigue près du site d'amorçage d'une fissure de fatigue dans l'alliage de Titane TA6V (20 °C) [Sampablo, 2000].

1.2 - Pour des facteurs d'intensité des contraintes plus élevés

Lorsque ΔK augmente, le nombre de systèmes de glissement actifs augmente également et le faciès de la fissure présente généralement un relief moins important. La fissure se propage plus régulièrement, avec une sensibilité moindre à la microstructure du matériau. On peut alors observer des stries de fatigue sur la surface de rupture (figure 4) qui sont typiques d'une propagation par fatigue. Ces stries correspondent aux émoussesments successifs à l'extrémité de la fissure qui se produisent lors des phases d'ouverture de la fissure (figure 4). Ces stries sont observées dans la plupart des matériaux ductiles (figure 5), y compris parfois dans des matières plastiques.

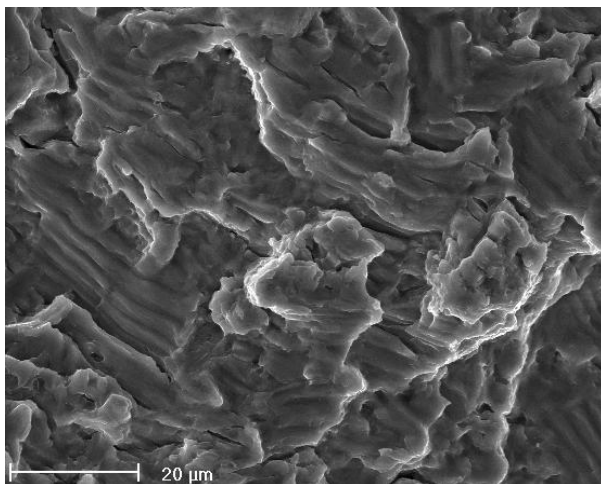


Figure 4 : Stries de fatigue dans l'alliage de Titane TA6V ($K_{max}=40 \text{ MPa}(m^{1/2})$, 20 °C) [Malherbe, 2000] (photo par I. Nedbal).

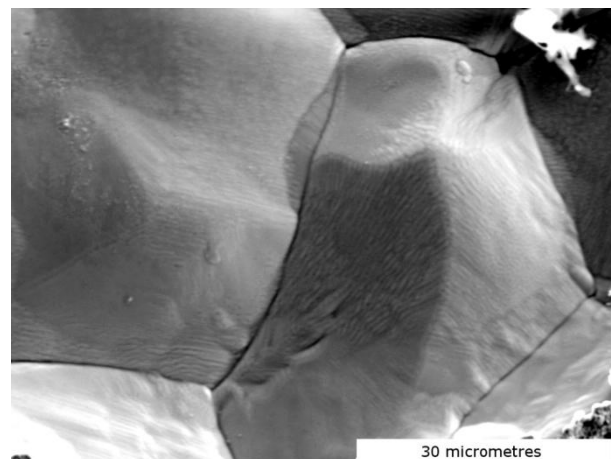


Figure 5 : Stries de fatigue dans du cuivre OFHC (Photo S. Pommier).

1.3 - Pour des faibles niveaux de chargement

Les deux mécanismes de propagation en mode I illustrés par la figure 4 et la figure 2 ont été expliqués par McMillan et Pelloux, puis par Laird [Laird, 1967] et Neumann [Neumann, 1969].

Lorsque le nombre de systèmes de glissement actifs est faible à l'extrémité de la fissure, soit du fait du faible niveau de contrainte appliqué, soit du fait de la structure du cristal, la fissure peut néanmoins se propager en mode I. Elle glisse alternativement (figures 6 et 7) sur un système puis un autre [Neumann, 1969] lors de l'ouverture. Une branche de fissure se forme sur chaque plan de glissement. A la décharge, une déformation plastique en retour se produit, mais les nouvelles surfaces, exposées à l'environnement externe lors de l'ouverture de la fissure, ne se résorbent pas lors de la décharge. La fissure s'est donc étendue d'une longueur qui dépend du cosinus de l'angle entre la direction de glissement et le plan de la fissure. La propagation provient donc d'une composante du glissement dans la direction de propagation. La fissure se propage alors, sur un plan moyen à l'intersection des deux systèmes de glissement actifs et laisse de nombreuses branches secondaires de part et d'autre de ce plan (figure 2).

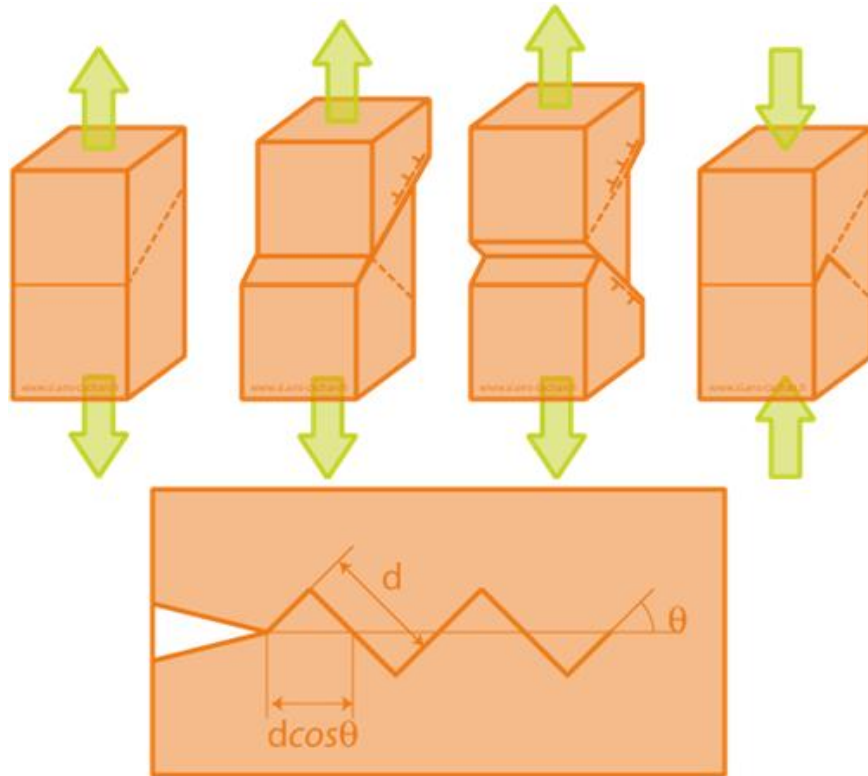
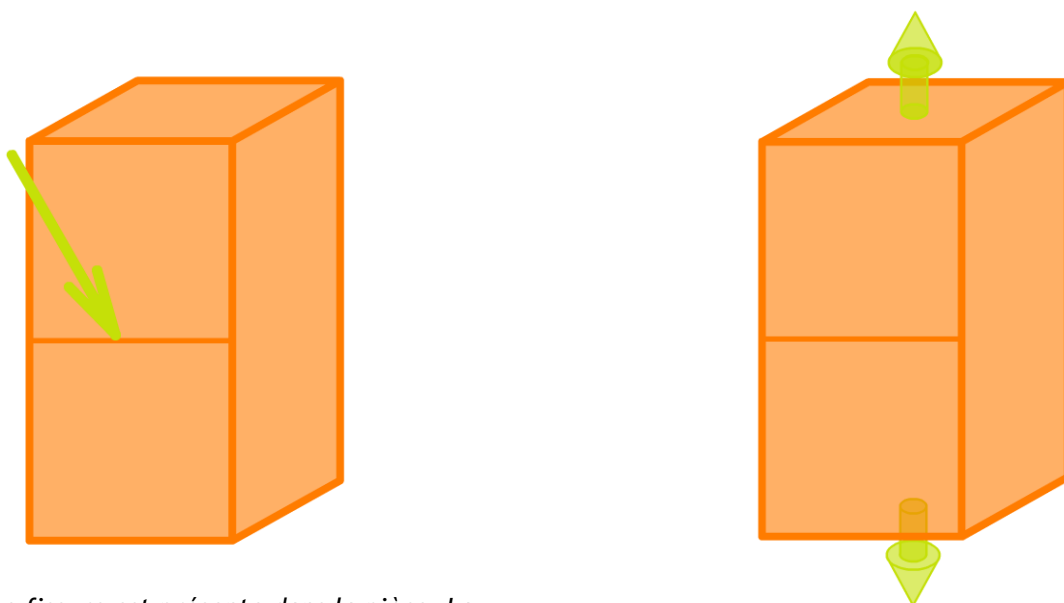
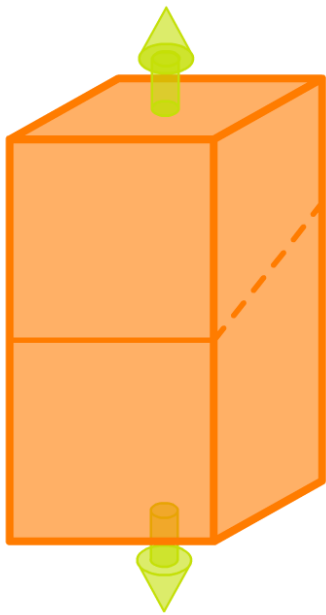


Figure 6 : Mécanisme de formation des stries de fatigue selon Neumann [Neumann, 1969].

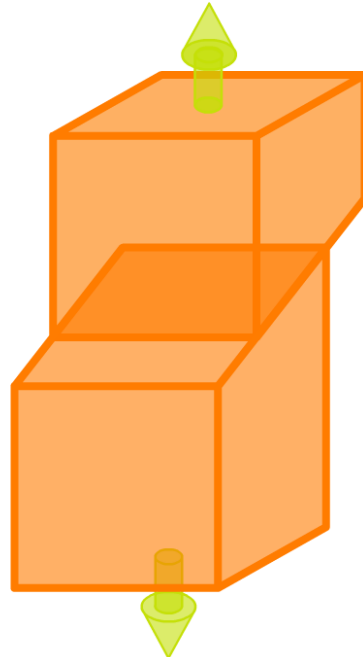


1 - Une fissure est présente dans la pièce. La position du front de fissure est indiquée en trait fort.

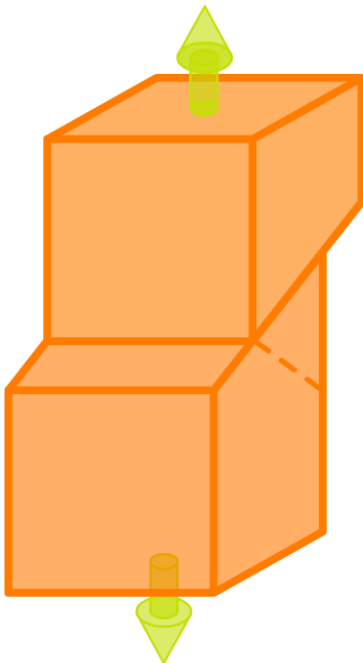
2 - Le chargement cyclique est dans une phase de traction.



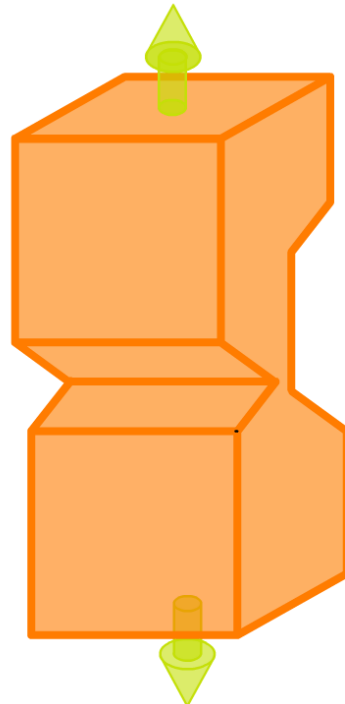
3 - Le premier système de glissement s'active sous l'effet du chargement.



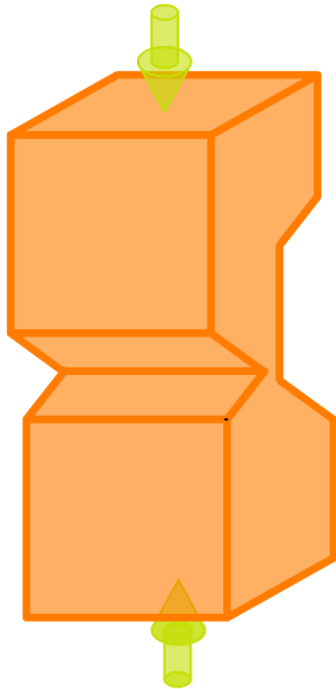
4 - Un glissement relatif des deux faces de la fissure se produit du fait de l'activation de ce premier système de glissement.



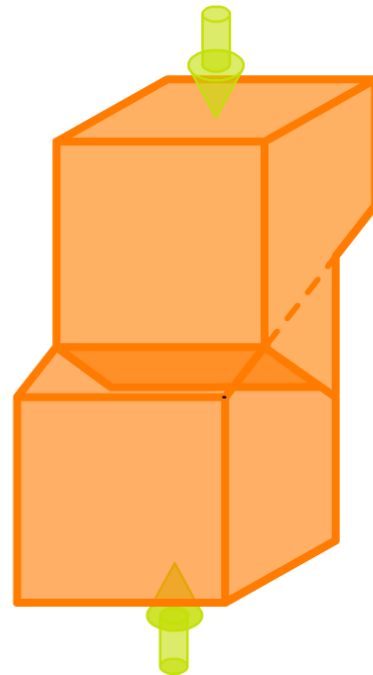
5 - Le deuxième système de glissement s'active.



6 - La fissure continue de s'ouvrir suivant le deuxième système de glissement.



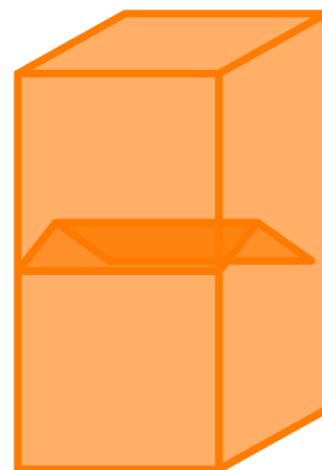
7 - Le chargement passe dans une phase de compression.



8 - La fissure de referme suivant le deuxième système de glissement.



9 - La fissure se referme suivant le premier système de glissement.



10 - La fissure est refermée mais les surfaces exposées à l'air ne sont pas résorbées. Le front de la fissure a donc avancé.

Figure 7 : Détails en 10 vues du mécanisme de propagation de fissure par fatigue par Neumann.

1.4 - Propagation par éroussage plastique

Lorsque la déformation plastique à l'extrémité de la fissure est plus homogène, parce que le nombre de systèmes de glissement activés dans le matériau est plus important, le mécanisme de formation des stries est essentiellement géométrique [Mc Millan & Pelloux], [Laird, 1967] (figure 8). La fissure, sollicitée en mode I, s'ouvre sous l'effet des contraintes appliquées (a), et s'érousse au fur et à mesure que le niveau de contrainte augmente (d). L'éroussage plastique correspond à un allongement dans la direction normale au plan de la fissure et une contraction dans la direction de propagation. Lors de la décharge, la fissure se referme (e-f). Comme les champs semi-lointains sont élastiques, à charge nulle, la déformation imposée à la zone plastique

est aussi nulle. L'extrémité de la fissure subit donc une déformation plastique en retour. Cependant cette déformation plastique en retour se produit en bas du cycle de fatigue lorsque la fissure est presque refermée et ne peut pas compenser exactement la déformation plastique à l'aller qui s'était produite lorsque la fissure était largement ouverte. La fissure s'est donc propagée d'une longueur approximativement égale au rayon d'émoussement (figure 8).

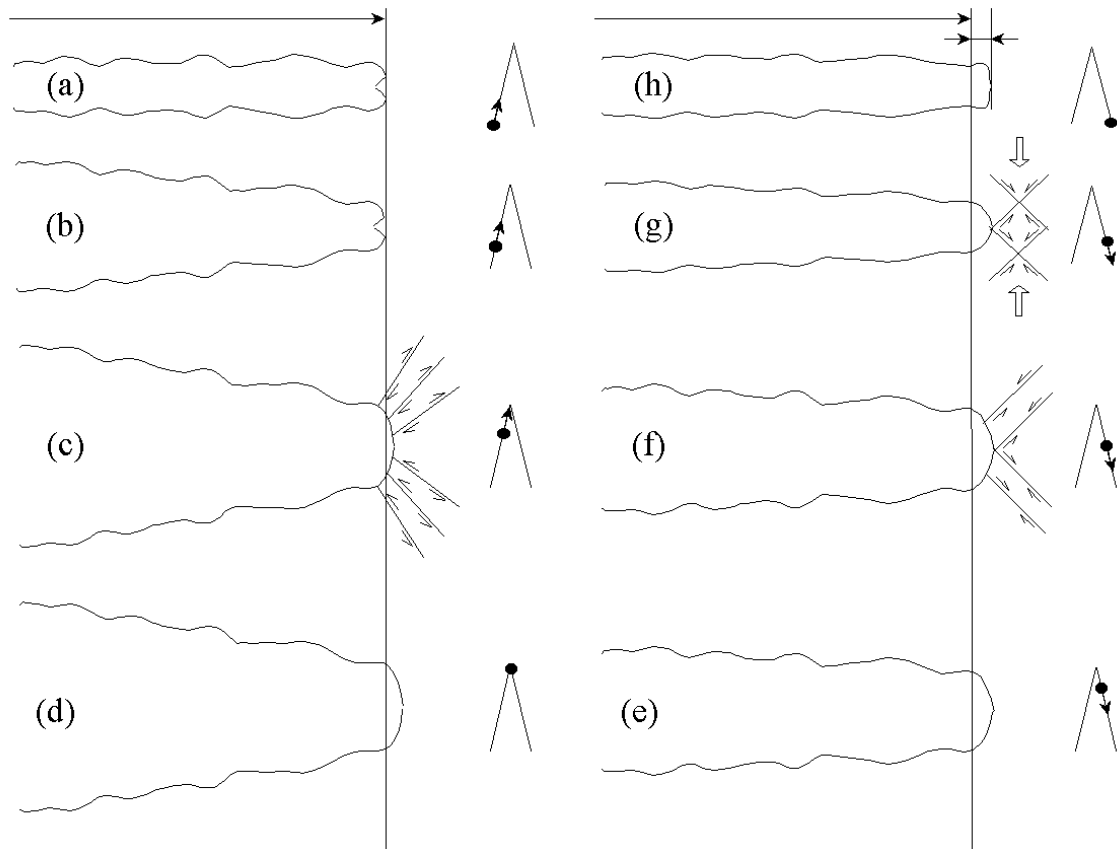


Figure 8 : Mécanisme de formation des stries de fatigue selon Laird [Laird, 1967].

Ce mécanisme de propagation géométrique (figure 8) est très général et permet d'expliquer aussi la formation de stries de fatigue dans des matériaux ne possédant pas de plans de glissement, comme certains polymères par exemple.

Pour ces deux mécanismes, l'extension de la fissure provient d'une déformation plastique à l'aller et au retour à l'extrémité de la fissure. Le comportement plastique cyclique du matériau (§3) va donc avoir un rôle important sur la vitesse de propagation des fissures de fatigue.

2 - Régimes de croissance par fatigue des fissures longues - Loi de Paris

La sollicitation appliquée à l'extrémité de la fissure, par la région où les champs asymptotiques de la mécanique linéaire de la rupture dominant, peut être caractérisée par le facteur d'intensité des contraintes [Irwin, 1957]. Le mécanisme physique principal conduisant à l'extension de la fissure est une déformation plastique cyclique à l'extrémité de la fissure. Aussi, Paris et Erdogan et Paris, Gomez et Anderson ont-ils, au début des années soixante, corrélé la vitesse de fissuration par fatigue à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes [Paris, 1961].

Le diagramme (figure 9), tracé en coordonnées logarithmiques, fait apparaître trois régimes. Un régime central (régime B), dans lequel la vitesse de fissuration est proportionnelle à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes à une puissance m . Les valeurs de m s'étagent généralement entre 2 et 4, voire 5 pour des alliages peu résistants à la fissuration par fatigue.

Dans le cas de l'acier doux étudié, m est trouvé égal à 3,5. Ce régime est appelé le régime de Paris [Paris, 1961]. Au-delà, régime C, les vitesses de fissuration sont supérieures à celles prévues par la loi de Paris, la fissure se propage de manière instable pour $K=K_c$. En deçà, régime A, les vitesses de fissuration sont inférieures à celles prévues par la loi de Paris. Lorsque ΔK diminue jusqu'à atteindre le seuil de non-propagation ΔK_{th} , la vitesse de fissuration diminue rapidement, et la fissure semble apparemment s'arrêter ou du moins sa propagation est indétectable.

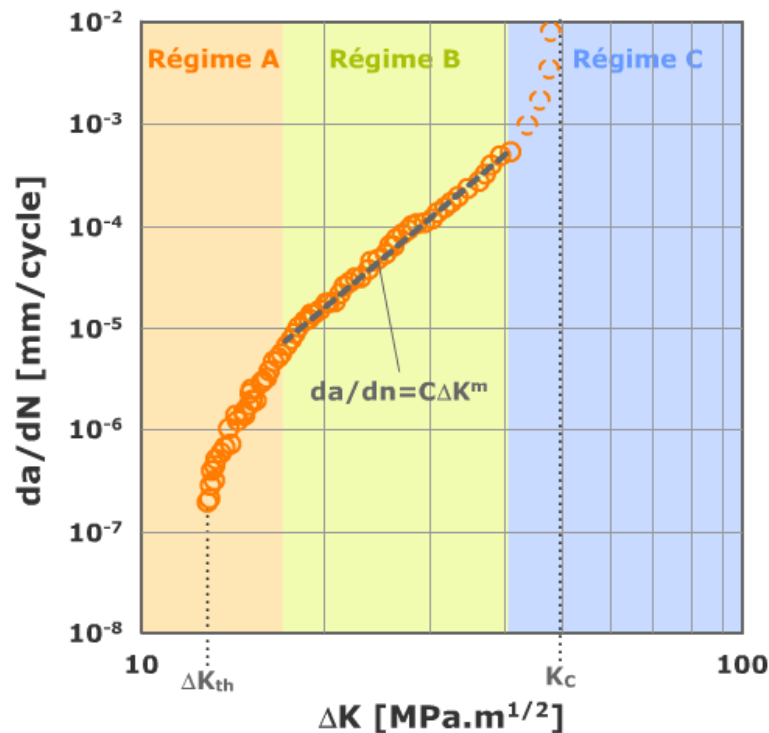


Figure 9 : Vitesses de fissuration mesurées sur éprouvette CT, sur un acier doux à 0,38 % de carbone à température ambiante et $R=0$. [Pommier, 2001], Illustration des différents régimes de propagation par fatigue. La loi de Paris s'applique dans le régime B.

L'intérêt de cette approche réside dans la zone B, ou régime de Paris, qui permet à l'ingénieur de dimensionner simplement une pièce mécanique. Considérons, par exemple, une fissure centrale de Griffith dans une plaque sollicitée en traction cyclique (σ compris entre 0 et σ_y), dont la taille initiale est a_0 ; la rupture se produira lorsque $K=K_c$. Pour calculer la durée de vie, on calcule tout d'abord la dimension du défaut critique pour lequel $K=K_c$:

$$K = K_c \Rightarrow \sigma_y \sqrt{\pi a_c} = K_c \Rightarrow a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_y} \right)^2$$

Puis on applique la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C[\Delta K]^m$$

afin de déterminer, par intégration de cette loi, le nombre de cycles à rupture :

$$N = \int_{a=a_0}^{a=a_c} \frac{1}{C(\Delta\sigma_y \sqrt{\pi a})^m} da$$

3 - Origines physiques des trois régimes de fissuration par fatigue

La corrélation entre la vitesse de fissuration macroscopique et le pas des stries sur la surface de rupture a été montrée par R. Pelloux [Pelloux, 1969]. Des mesures précises de pas de stries ont

été réalisées en microscopie à balayage par Nedbal [Nedbal, 1989], sur des matériaux variés qui montrent que, dans le régime de Paris, la propagation de la fissure est principalement pilotée par le mécanisme de formation des stries.

Le pas de strie moyen est mesuré sur les surfaces de rupture dans une plage de largeur Δl (figure 10) [Nedbal, 1989]. Le rapport D entre la vitesse de propagation de la fissure da/dN et le pas de strie est tracé sur la figure 10, en fonction du pas de strie. Pour des pas de strie compris entre $0,05 \mu\text{m}$ et $2 \mu\text{m}$, la vitesse de propagation est de l'ordre d'une strie par cycle. Dans ce régime, la propagation de la fissure est donc bien régie principalement par la formation des stries.

Au-delà, pour un pas de strie supérieur à $2 \mu\text{m}$, il est observé que la vitesse de fissuration est supérieure à une strie par cycle. D'autres mécanismes de rupture contribuent à la propagation tels que des micro-déchirures ductiles et du clivage. La déchirure ductile est sensible au taux de triaxialité et le clivage à la contrainte principale maximale (« en K_{max} ») tandis que la déformation plastique, qui permet de former des stries, est activée par l'amplitude de la contrainte équivalente de cisaillement (« en ΔK »). Ainsi, dans le régime C, de forts écarts à la loi de Paris sont observés.

Enfin, pour un pas de strie inférieur à $0,05 \mu\text{m}$, la vitesse de fissuration da/dN est inférieure à une strie par cycle (régime A). Le processus de croissance est discontinu, la fissure se propage dans certains grains bien orientés en pointe de fissure, tandis qu'elle reste bloquée en d'autres points [Nedbal, 1989]. Ceci introduit un effet d'échelle. Si le nombre de grains sur le front de la fissure est important, il se trouvera toujours des grains dans lesquels la fissure se propage et d'autres où elle est arrêtée. La vitesse de fissuration moyenne est alors faible mais régulière. En revanche, si le nombre de grains sur le front de la fissure est faible, la vitesse de fissuration da/dN est extrêmement variable, au cours de la propagation et d'une fissure à l'autre. Dans ce régime, où la vitesse de fissuration est très faible, les mécanismes physiques dépendants du temps prennent une grande importance ; corrosion de surface, fragilisation par diffusion en volume, croissance d'une couche d'oxyde, relaxation des contraintes...

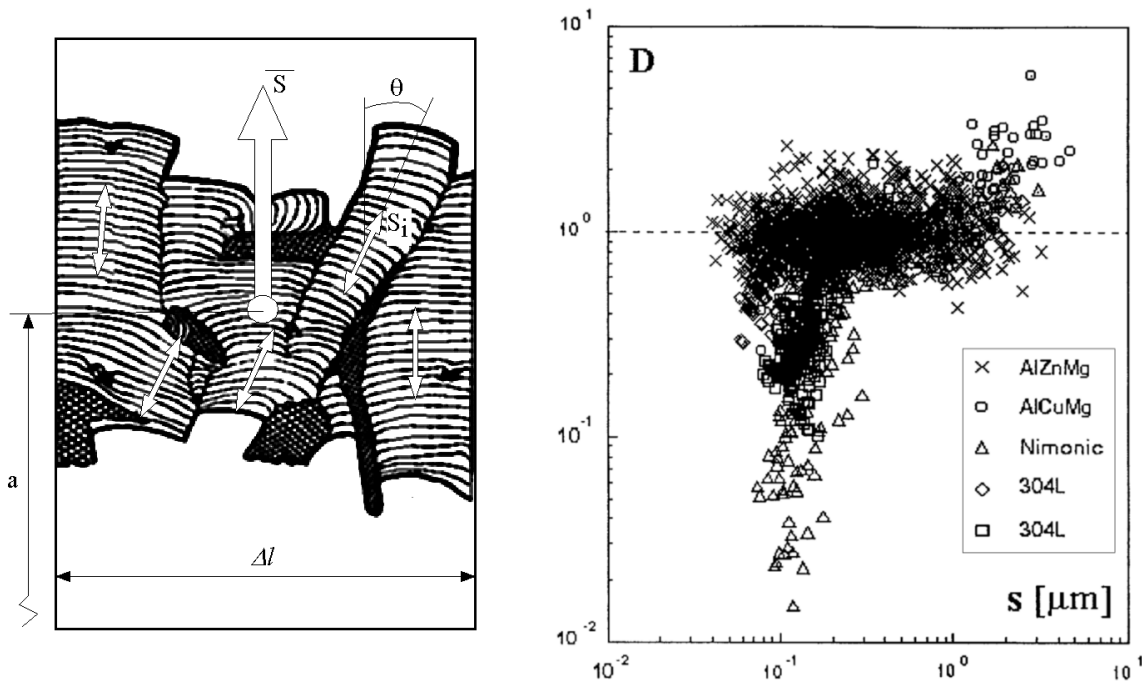


Figure 10 : Méthode de mesure d'un pas de strie moyen sur une surface de rupture à gauche. À droite, rapport D de la vitesse de fissuration mesurée da/dN et du pas de strie S , tracé en fonction du pas de strie pour divers matériaux [Nedbal, 1989].

4 - Conclusion

Cette ressource présente un modèle simple, souvent utilisé en première approximation, permettant de simuler la propagation (i.e. l'évolution de la taille) de fissures dans une structure soumise à un chargement cyclique. De plus, une analyse des modes de propagation des fissures en relation avec la microstructure de certains matériaux a été proposée.

Dans les structures, les cas de chargement sont fréquemment plus complexes. La loi de Paris, présentée ici, reste la plus utilisée pour modéliser la propagation des fissures et permettre la simulation du comportement des structures. Elle n'est évidemment pas la seule. Lorsque le chargement est trop complexe ou que le matériau a un comportement spécifique, cette loi est enrichie d'autres paramètres représentatifs de la spécificité.

5 - Bibliographie

- [Le Biavant, 2000] K. Le Biavant, (2000), Etude de l'amorçage de fissure de fatigue dans l'alliage de titane Ti-6Al-4V, Thèse ECP, 11/12/2000
- [Pommier, 1992] Rémillieux, S., (1992), Tenue à la fatigue du N18 à température ambiante, DEA de Génie des Matériaux, Juin 1992, IRC Birmingham.
- [Sampablo, 2000] Sampablo-Lauro, M., (2000), Characterization of Macrozones in Ti 6Al-4V, Rapport de stage de fin d'étude.
- [Laird, 1967] Laird, C. (1967), The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation, In Fatigue crack propagation, STP 415, pp. 131-68. Philadelphia, ASTM.
- [Neumann, 1969] Neumann, P., (1969), Coarse slip model of fatigue, Acta metallurgica, 17, 1219-25.
- [Malherbe, 2000] V. Malherbe, étude de la plasticité dans le TA6V, rapport de DEA de Mécanique des Matériaux, 2000.
- [Nedbal, 1989] Nedbal, I., Siegl, J., Kunz, J. (1989), Advances in Fracture Research, ICF5, Pergamon Press 3483-3491.
- [Irwin, 1957] Irwin, G.R. (1957), Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, Journal of Applied Mechanics, 24, 361-4
- [Paris, 1961] Paris, P.C., Gomez, M.P., Anderson W.P. (1961). A rational analytic theory of fatigue. The trend in engineering 13, pp. 528-34.
- [Pommier, 2001] S. Pommier A study on the relationships between relationships between variable amplitude fatigue crack growth and the cyclic constitutive behaviour of an alloy, Int. J. Fatigue, sous presse.