



# **Fissuration par fatigue en mode II d'un acier maraging. Effets de fréquence et d'environnement**

Véronique Doquet

## **► To cite this version:**

Véronique Doquet. Fissuration par fatigue en mode II d'un acier maraging. Effets de fréquence et d'environnement. Revue de Métallurgie, 2002, pp.441-448. <hal-00111363>

**HAL Id: hal-00111363**

**<https://hal.science/hal-00111363v1>**

Submitted on 1 Nov 2022

**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.



Distributed under a Creative Commons CC BY 4.0 - Attribution - International License

# Fissuration par fatigue en mode II d'un acier maraging. Effets de fréquence et d'environnement

V. Doquet

Laboratoire de Mécanique des Solides (UMR-CNRS 7649),  
École Polytechnique, Palaiseau

**Des essais de fissuration par fatigue en mode II ont été menés sur un acier maraging, à différentes fréquences, sous air ou sous vide. En affectant les conditions tribologiques le long des flancs de fissure, ces variations des conditions expérimentales jouent sur la cinétique de propagation en mode II et sa stabilité. La mesure des profils de déplacement le long des flancs permet d'estimer  $\Delta K_{II}^{\text{effectif}}$  et d'unifier les données cinétiques obtenues dans des conditions de frottement plus ou moins intense.**

## INTRODUCTION

De multiples travaux sur la propagation des fissures de fatigue sous chargement multiaxial indiquent qu'une fissure se propage dans la direction et selon le mode pour lesquels son développement sera le plus rapide (1-4). C'est pourquoi, sous chargement cyclique de torsion, on observe dans de nombreux matériaux, au-delà d'une certaine amplitude de sollicitation, une transition d'une fissuration en mode d'ouverture à une fissuration en mode de cisaillement (mode II + III). Pour l'acier maraging M250 dont sont constitués les arbres de certains réacteurs d'avion sollicités essentiellement en torsion, l'amplitude qui marque la transition d'un mode de fissuration à l'autre est bien inférieure à la limite d'élasticité (4). Des essais de fissuration menés sur des éprouvettes CTS ont montré que la propagation des fissures de fatigue en mode II est possible, en plasticité confinée, lorsque  $\Delta K_{II}$  excède un certain seuil, au-delà duquel le mode II est plus rapide que le mode I, et en deçà duquel la fissure bifurque pour se propager en mode I.

Si la transition d'un mode à l'autre est régie par un critère de vitesse maximale, tout paramètre susceptible de jouer sur l'une ou l'autre des cinétiques affectera le seuil de bifurcation et donc la stabilité du mode II. C'est potentiellement le cas de la fréquence de sollicitation et de l'environnement. L'objet de cette étude est donc d'explorer l'influence de ces deux paramètres sur la compétition entre les deux modes de fissuration. Notons en outre que des fissurations en mode II sous vide sont observées lors de l'écaillage des roulements amorcé en profondeur, à partir des « papillons de fatigue » formés autour d'inclusions (5). Dans ce cas où le champ de compression tend à inhiber la fissuration en mode d'ouverture, les fissures se propagent dans un premier temps en mode de cisaillement, sans contact avec l'environnement extérieur, ce qui peut fortement affecter, comme on va le voir, leur cinétique de développement.

## PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE

Le matériau étudié est un acier maraging M250 (Z2NKD 18-8-5, trempé à l'air après austénitisation pendant 1 h à 970°C pour produire une structure martensitique très fine qui est ensuite vieillie pendant 9 h à 455°C pour former des précipités  $Ni_3Mo$  et  $Ni_3Ti$ ). La composition chimique et les propriétés mécaniques du matériau sont indiquées dans les *tableaux I et II*.

TABLEAU I – Composition chimique de l'acier en % pondéral.

Ni	Co	Mo	Ti	Al	Ca	B	C
18,29	8,13	4,76	0,45	0,1	< 0,05	0,0024	0,008

TABLEAU II – Propriétés mécaniques.

E (MPa)	$R_{0,2}$ (MPa)	$R_u$ (MPa)	A (%)	Z (%)
180 000	1 910	1 973	9,9	52,5

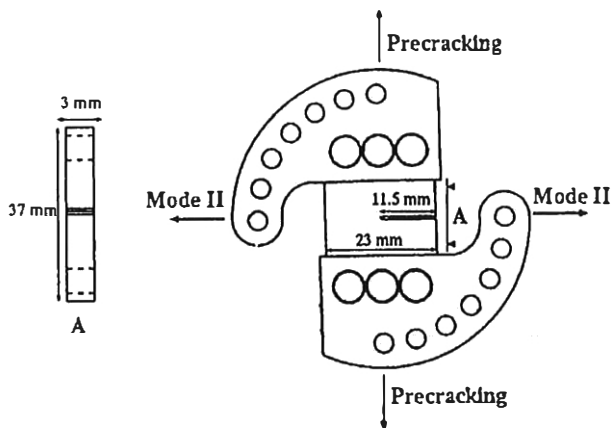


Figure 1 – Géométrie des éprouvettes CTS et de leur amarrage.

Les essais de fissuration en mode I ou II sont menés à la température ambiante sur des éprouvettes CTS (fig. 1) préalablement préfissurées en mode I sur environ 1 mm, sous un  $\Delta K_I$  de 15 MPa $\sqrt{m}$ . Le suivi cinétique de la propagation est effectué sur les deux faces des échantillons à l'aide d'un microscope optique à grande distance focale qui permet des mesures à environ 10  $\mu m$  près.

Un essai de fissuration en mode I a été mené à l'air à différentes fréquences comprises entre 0,02 et 5 Hz, pour des valeurs de  $\Delta K_I$  croissant par paliers de 21 à 55 MPa $\sqrt{m}$ .

Pour les essais de fissuration en mode II, on dépose le long des flancs de la préfissure et devant sa pointe des micro-grilles carrées de 5  $\mu m$  de pas, par micro-lithographie électronique. Ces microgrilles servent, comme on le verra, de repères pour la mesure des déformations relatives des flancs de fissure. Elles permettent également d'estimer les déformations devant la pointe de la fissure.

Trois essais de fissuration en mode II ont été menés à l'air, sur une machine d'essai classique, sous un  $\Delta K_{II}^{nominal}$  constant de 26 MPa $\sqrt{m}$ , avec un rapport R nul, à des fréquences de 0,03, 5 et 10 Hz (les performances dynamiques de la machine d'essai ne permettant pas de monter plus haut en fréquence). Les éprouvettes ont été périodiquement transférées sur une machine de traction-torsion fonctionnant dans la chambre d'un microscope électronique à balayage (6) afin d'observer les mécanismes de propagation et de mesurer, à partir d'images numériques prises à  $K_{IImax}$  et  $K_{IImin}$  l'amplitude des déformations relatifs le long des flancs de la fissure, en se servant des barreaux de grilles comme de repères.

Deux essais de fissuration en mode II avec un rapport R nul ont été menés sur la machine d'essai in situ, à une fréquence de 0,05 Hz, l'un entièrement sous vide secondaire, sous un  $\Delta K_{II}^{nominal}$  constant de 26 MPa $\sqrt{m}$ . l'autre tantôt sous vide et tantôt sous air sous un  $\Delta K_{II}^{nominal}$  constant de 34 MPa $\sqrt{m}$ .

## RÉSULTATS

### Cinétiques de propagation

L'essai de fissuration mené en mode I à l'air avec un rapport R nul n'a fait apparaître aucune influence de la fréquence de sollicitation sur la cinétique de propagation dans la gamme explorée (0,02 à 5 Hz, 21 à 55 MPa $\sqrt{m}$ ). Ce résultat va dans le même sens que ceux de Spitzig et al. (7) qui concluent à l'absence d'influence de la fréquence sur la cinétique de fissuration en mode I dans le maraging M250 dans la gamme 4 à 150 Hz, pour des valeurs de  $K_I$  comprises entre 15 et 110 MPa $\sqrt{m}$ .

Lorsqu'un essai de fissuration en mode II est mené à  $\Delta K_{II}^{nominal}$  constant à l'air, on observe, si  $\Delta K_{II}^{nominal}$  est suffisant, une propagation coplanaire à vitesse décroissante qui aboutit finalement à la bifurcation vers le mode I (fig. 2, a et b). Ce ralentissement est dû à un accroissement progressif de l'énergie dissipée par le frottement des flancs, dont la surface augmente, au détriment de l'énergie disponible pour la fissuration elle-même. La propagation en mode II se prolonge d'autant plus que  $\Delta K_{II}^{nominal}$  est élevé, comme le montre la figure 3 sur laquelle sont représentées les lon-

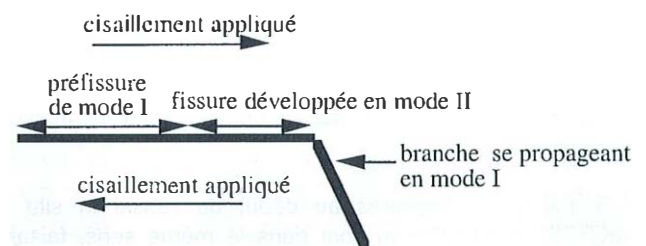


Figure 2a – Schématisation des trajets de propagation observés.

Figure 2a – Scheme of the crack paths observed.

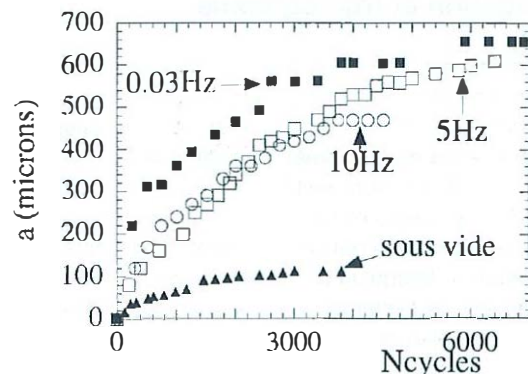


Figure 2b – Évolution de la longueur des fissures au cours d'essais à  $\Delta K_{II} = 26$  MPa $\sqrt{m}$ .

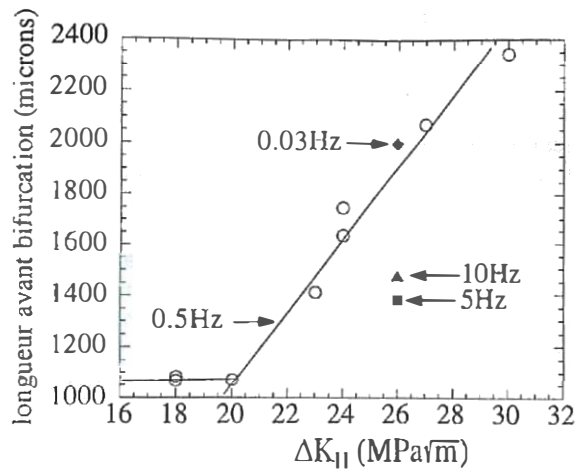


Figure 3 – Longueur des fissures lors de leur bifurcation du mode II au mode I.

gours finales moyennes des fissures au moment de leur bifurcation observées lors d'une précédente campagne d'essais à 0,5 Hz (4) et celles issues des essais menés à 0,03, 5 et 10 Hz ainsi qu'à 0,05 Hz, sous vide. On constate qu'à l'air les essais à 5 et 10 Hz conduisent à une bifurcation bien plus précoce que les essais menés à basse fréquence et que sous vide secondaire, la vitesse de propagation est encore bien plus faible qu'à l'air sous un même  $\Delta K_{II}^{nominal}$  de 26 MPa√m, ce qui conduit, là encore, à une bifurcation précoce.

Les mesures effectuées au début de l'essai in situ à  $\Delta K_{II}^{nominal} = 34$  MPa√m vont dans le même sens, faisant apparaître un doublement de la vitesse de fissuration en mode II lors d'une admission d'air dans la chambre du microscope (fig. 4a).

### Observations des mécanismes de propagation et fractographie

L'aspect des fissures développées en mode de cisaillement est bien différent de celui des préfissures formées en mode d'ouverture (fig. 5). Ces dernières suivent un trajet tortueux lié à l'activation du glissement sur des plans inclinés, alors qu'en mode II la fissure suit le plan de glissement primaire qui lui est coplanaire et sur lequel la localisation du cisaillement est encouragée par l'adoucissement cyclique du matériau. Toutefois, lorsqu'un obstacle microstructural restreint la plasticité sur ce système, l'activation du glissement secondaire, sur un plan pratiquement perpendiculaire au plan de la fissure, permet le contournement de l'obstacle (fig. 5c). Ce processus explique la formation de « marches » sur les flancs qui entravent leur glissement relatif et sont le siège de forces de contact élevées et de déformations plastiques répétées, aboutissant à l'usure rapide de ces aspérités. L'observation au MEB en temps réel des débattements des

flancs des fissures permet de vérifier que, si une certaine ouverture peut être induite ici et là par le chevauchement des aspérités (cf fig. 5b), les déplacements à la pointe sont bien de mode II pur. Les microgrilles permettent en outre de

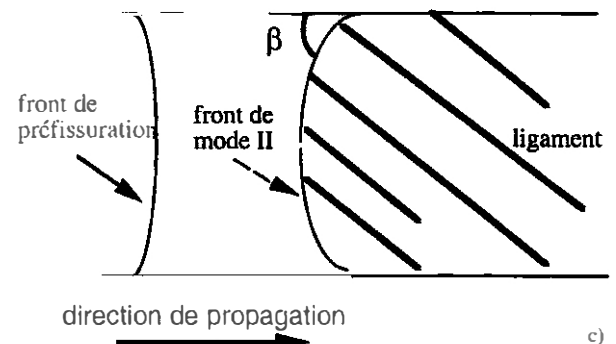
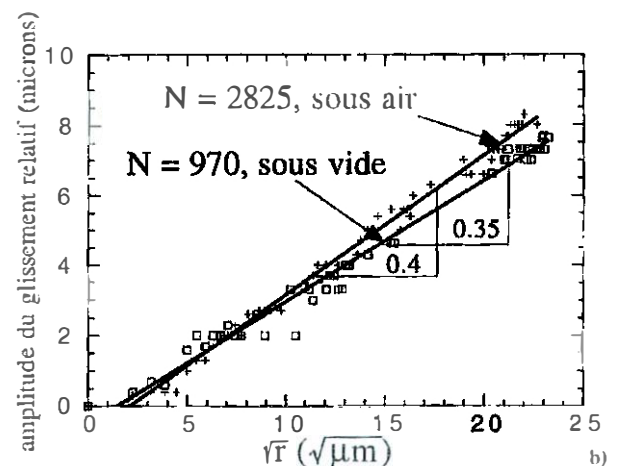
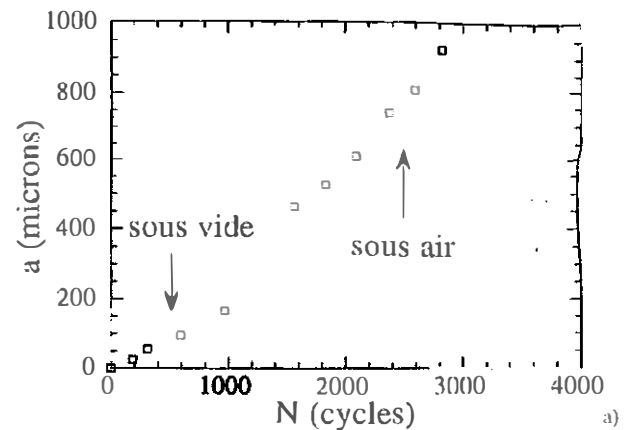


Figure 4 – Essai de fissuration en mode II sur la machine in situ à  $K_{II} = 34$  MPa√m. a) Influence de l'environnement sur la vitesse de propagation ; b) comparaison des profils de déplacement mesurés sous vide ( $N = 970$  cycles) et sous air ( $N = 2\,825$  cycles) et tracés en fonction de  $\sqrt{r}$  ; c) forme du front de fissure.

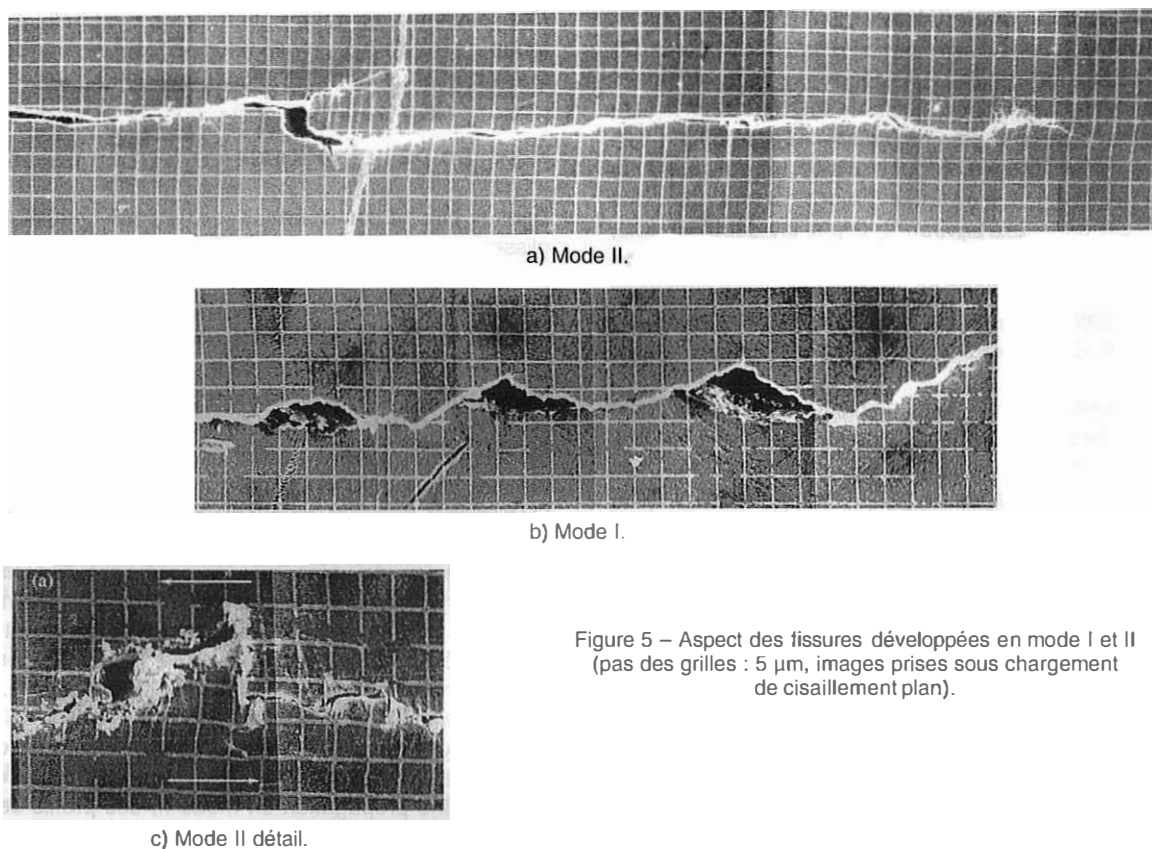
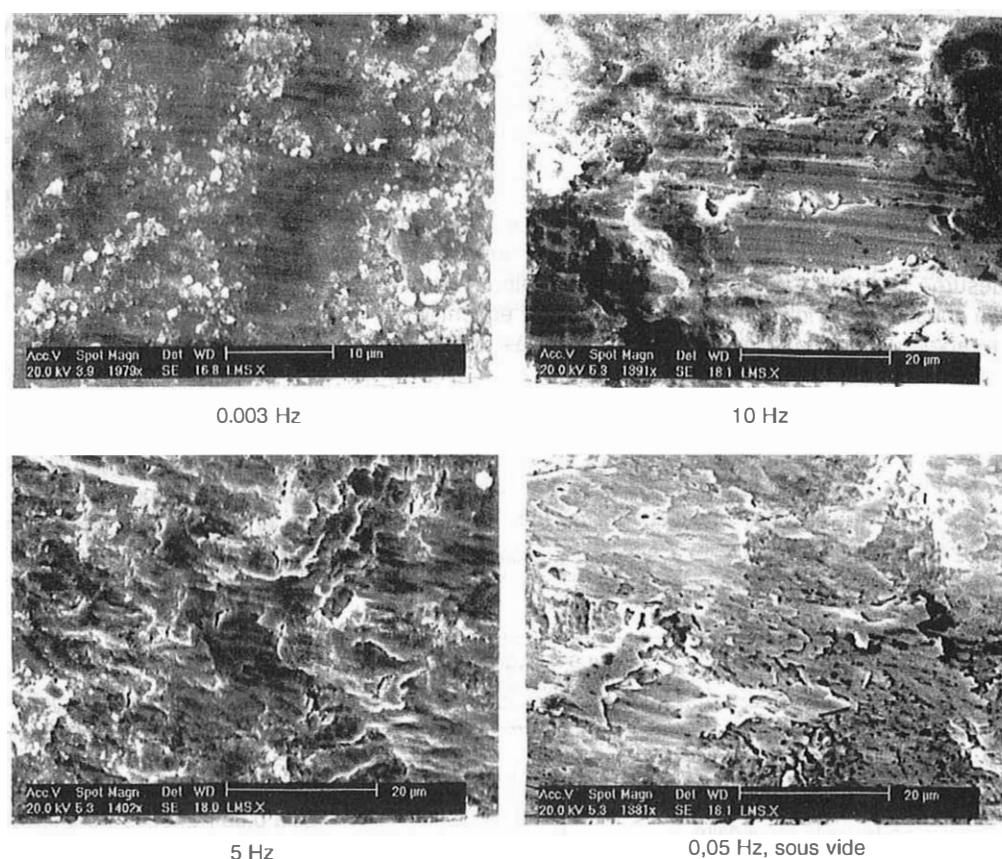


Figure 5 – Aspect des fissures développées en mode I et II  
(pas des grilles : 5 µm, images prises sous chargement  
de cisaillement plan).

Figure 6 –  
Surfaces de  
rupture en mode II  
à 0,03, 5 et 10 Hz,  
sous air  
et 0,05 Hz sous  
vide (propagation  
de gauche  
à droite).





déterminer les champs de déplacement devant la pointe, par corrélation d'images numériques prises à divers stades de chargement, et les champs locaux de déformation en sont déduits par dérivation (8). L'étendue de la zone plastique monotone dans le plan de la fissure (zone où les barreaux des grilles présentent une distorsion résiduelle, à charge nulle) a pu être estimée. Pour l'essai mené sous vide, elle est passée d'environ 140  $\mu\text{m}$  en début d'essai, à 80  $\mu\text{m}$  au bout de 3 400 cycles (en raison de la diminution de  $\Delta K_{II}^{\text{effectif}}$ ). Les conditions de plasticité confinée sont donc bien respectées et l'emploi de facteurs d'intensité de contrainte est légitime.

L'observation simultanée, à la loupe binoculaire, des surfaces de rupture à 5 Hz, 10 Hz et sous vide d'une part et à 0,03 Hz d'autre part, met en évidence une différence flagrante. Dans le premier cas, les surfaces de rupture apparaissent globalement brillantes avec quelques plages plus mates qui correspondent aux creux où sont piégés des débris d'abrasion, alors qu'à 0,03 Hz, la surface de rupture paraît uniformément mate.

Au microscope à balayage (*fig. 6*) on observe, sur les échantillons sollicités à 0,03 et 5 Hz, des sillons d'environ 1  $\mu\text{m}$  de large sur quelques dizaines de microns de long, typiques d'une usure abrasive, par traînage de particules dures. La surface de rupture de l'échantillon sollicité à 10 Hz présente des craquelures perpendiculaires au sens de propagation qui évoquent un phénomène d'écaillage. On note la quasi absence de débris détachés sur cet échantillon, alors que l'échantillon sollicité à 5 Hz est couvert de gros débris adhérents, et l'échantillon sollicité à 0,03 Hz sous air couvert de fins débris détachés.

La surface de rupture de l'échantillon sollicité entièrement sous vide semble recouverte de multiples couches de matière étalée, suggérant l'usure adhésive avec transfert de matière d'un flanc à l'autre.

Une analyse chimique des surfaces de rupture a été pratiquée à la microsonde. Bien que la teneur en oxygène mesurée par cette technique n'ait pas de valeur absolue, elle constitue un indice de comparaison entre échantillons. Le *tableau III* donne les valeurs indicatives des teneurs en oxygène qui ont été mesurées.

TABLEAU III – Teneurs en oxygène mesurées sur les surfaces de rupture.

Essai	« Teneur en oxygène » (% pondéral)
0,03 Hz, air	17
5 Hz, air	10
10 Hz, air	2
0,05 Hz, vide secondaire	0

Ces résultats sont cohérents avec l'aspect brillant des surfaces de rupture des échantillons sollicités à haute fréquence et sous vide, et l'aspect mat des autres.

## Analyse des cinétiques en termes de $\Delta K_{II}^{\text{effectif}}$

Dans la plupart des cas analysés, le tracé de l'amplitude du glissement relatif des flancs en fonction de la distance  $r$ , à la pointe de fissure dans un diagramme bilogarithmique, a mis en évidence le profil en  $\sqrt{r}$  prévu par la mécanique linéaire de la rupture, dans le cadre d'une analyse bidimensionnelle (*cf. fig. 4b*). Toutefois, on a observé à plusieurs reprises, en début d'essai, des profils de glissement en  $r^{0,3}$  ou  $r^{0,4}$ .

De tels profils sont en accord avec les singularités de coin prévues analytiquement par Bazant et al. (9). Près d'une surface libre, le degré de singularité des contraintes et déformations dépend de l'angle  $\beta$  avec lequel le front de fissure coupe la surface (*fig. 4c*), ainsi que du coefficient de Poisson du matériau. En mode II, pour un matériau ayant comme l'acier maraging un coefficient de Poisson de 0,3, on ne retrouve la singularité en  $r^{-0,5}$  que pour un angle  $\beta$  de 67°, c'est-à-dire pour un front de fissure concave. En début d'essai, le front de fissure issu de la préfissuration en mode I est légèrement convexe ( $\beta > 90^\circ$ ), ce qui expliquerait l'allure des profils de glissement mesurés. Le fait que l'on retrouve, après une certaine propagation en mode II, des profils de glissement en  $\sqrt{r}$  semble indiquer que le front de fissure adopterait progressivement l'angle d'émergence prévu par Bazant.

TABLEAU IV – Analyse des profils de glissement en arrière de la pointe.

Essai	Longueur de fissure ( $\mu\text{m}$ )	$c_0$ (MPa)	$\Delta K_{II}^{\text{effectif}}$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )
0,03 Hz, air	1 608	56	19
5 Hz, air	1 294	100	15
10 Hz, air	1 170	72	18
0,05 Hz, vide	1 250	228	12,4

Quoi qu'il en soit, l'analyse des profils de glissement présentant bien la singularité attendue (en nombre malheureusement réduit) permet, selon une méthode inverse présentée en détail dans la référence (10), une estimation de la contrainte moyenne de friction le long des flancs, notée  $c_0$ , ainsi que de la valeur effective de  $\Delta K_{II}$  avec une incertitude estimée à  $\pm 1,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (*tabl. IV*).

Il semble que le frottement des flancs soit plus intense à 10 et 5 Hz qu'à 0,03 Hz. La *figure 7* rassemble les données cinétiques de mode II obtenues à 0,5 Hz sur éprouvettes CTS ( $R = 0$ ) et tubulaires ( $R = -1$ ) lors d'une précédente campagne d'essais (4), et les données obtenues à 0,03, 5 et 10 Hz ainsi qu'à 0,05 Hz, sous vide, tracées en fonction de  $\Delta K_{II}^{\text{effectif}}$ . Les données cinétiques obtenues en mode I sont également

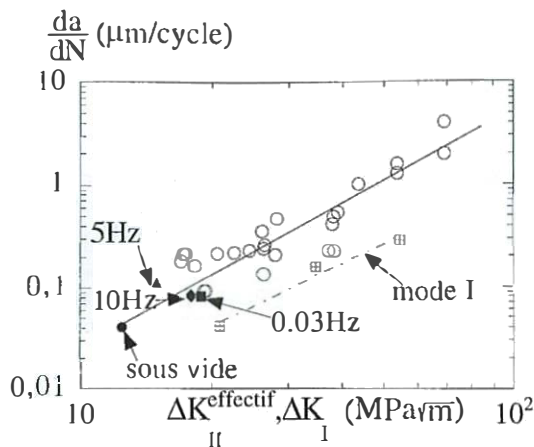


Figure 7 — Vitesse de propagation en mode II en fonction de  $\Delta K_{II}^{\text{effectif}}$  et comparaison avec la cinétique de mode I.

ectif

représentées. La cinétique de mode II semble pouvoir être décrite par une loi de Paris d'exposant 2, et se situe au-dessus de celle de mode I dans la gamme des  $\Delta K_{II}^{\text{effectif}}$  qui donne effectivement lieu à une certaine propagation en mode II, conformément au critère de la vitesse maximale. Il n'apparaît pas d'écart manifeste entre les données obtenues aux diverses fréquences, ni entre les essais à l'air et sous vide. Il semble donc que, dans la gamme explorée, les effets de la fréquence de sollicitation et de l'environnement sur la vitesse de propagation en mode II soient essentiellement liés à leurs effets sur le frottement des flancs.

Quant à l'essai mené partiellement sous vide sous  $34 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , la figure 4b compare les profils de débattement tracés en fonction de  $\sqrt{r}$  pour  $N = 970$  cycles (sous vide) et  $N = 2\,825$  cycles (sous air). La différence de pente de 15 % fait apparaître un  $\Delta K_{II}^{\text{effectif}}$  moindre d'environ  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  sous vide, tout à fait suffisant pour expliquer la vitesse de propagation deux fois plus faible qui a été mesurée.

## DISCUSSION

Uhlig (11) distingue deux modes d'usure en petits débattements : une usure purement mécanique, à haute fréquence, et une usure par oxydation, intervenant surtout à basse fréquence. Selon Uhlig, le labourage de la surface par une aspérité met à nu du métal vierge et lorsque le temps qui sépare le passage des aspérités successives est suffisant, compte tenu de la cinétique d'oxydation, il se forme sur ce métal mis à nu un mince film d'oxyde qui va être arraché par le passage de l'aspérité suivante. C'est la répétition de ce processus qu'il nomme « usure par oxydation ». Il est clair que dans l'acier maraging, ce mécanisme ne joue guère à 5 et 10 Hz. Bowden et Tabor (12) indiquent que le coefficient de frottement entre des métaux nus est plus élevé que lorsqu'une mince couche d'oxyde sépare les surfaces, limi-

tant ainsi la formation des jonctions. Le rôle d'écran protecteur contre l'usure adhésive joué par une couche de débris d'oxyde appelée « troisième corps », au sein duquel sont accommodées les différences de vitesse entre les premiers corps, a été clairement montré par Berthier et al. (13). Ces auteurs soulignent toutefois que le troisième corps ne joue son rôle lubrifiant que si les particules qui le constituent restent piégées dans le contact, ce qui dépend de la fréquence des débattements imposés : des essais d'usure en petits débattements menés à 0,1, 1 et 5 Hz ont montré une usure plus sévère à 5 Hz qu'à 0,1 Hz, à cause de l'éjection des débris, animés d'une plus forte accélération.

La bifurcation précoce des fissures de mode II observée à 10 et 5 Hz ne semble pas s'expliquer par des effets de l'environnement sur la plasticité et la déformation à rupture devant la pointe puisque de tels effets ne se manifestent pas en mode I, dans la même gamme de fréquence. Une explication fondée sur l'éventuelle sensibilité du comportement cyclique du matériau à la vitesse de sollicitation semble également peu plausible pour la même raison. Cette bifurcation précoce semble plutôt liée au changement de régime tribologique le long des flancs de fissure (production insuffisante ou éjection du troisième corps lubrifiant).

Il serait toutefois intéressant d'explorer le domaine des hautes fréquences, pour lesquelles un échauffement sensible des flancs de fissure dû au frottement pourrait réactiver l'oxydation. Ainsi, selon Benoit et al. (14), la couche d'oxyde formée sur les surfaces de rupture par fatigue en mode I, au voisinage du seuil (régime dans lequel les débattements de mode II peuvent être, localement, importants) est environ trois fois plus épaisse, dans un acier doux, à 35 Hz qu'à 7 Hz. De même, Clark (15) étudiant la fissuration en mode I d'un acier maraging au voisinage du seuil, note la présence d'une couche d'oxyde à 55 Hz, sur les surfaces de rupture, alors qu'elles en sont dépourvues à 5 Hz.

Notons que la formation d'oxyde sur les flancs de fissure, source d'effets de fermeture ralentissant la fissuration en mode d'ouverture, a ici, au contraire, un effet lubrifiant et accélérateur en mode de cisaillement.

Remarquons pour finir que les critères de bifurcations des fissures sollicitées en mode mixte habituellement utilisés pour des cas de chargement monotone (critère de la contrainte tangentielle maximale, du taux de restitution d'énergie maximal, critère de symétrie locale, etc) qui excluent la possibilité d'une propagation en mode II et ne prennent en compte que le taux de mixité du chargement ne sauraient prévoir les phénomènes, plus complexes, de fissuration par fatigue sous chargement multiaxial. Le critère de la vitesse maximale permet de rendre compte du fait que la fissuration en mode II ou III est possible en fatigue multiaxiale (2-4). Il peut permettre en outre, comme l'illustre cette étude, de rendre compte de l'influence de paramètres extrinsèques tels que la fréquence de sollicitation ou l'environnement.

## bibliographie

- (1) HOUPLIER (F), D'HONDT (H), TRUCHON (M), PINEAU (A) – Fatigue crack path behaviour under polymodal fatigue. Multiaxial fatigue, Miller et Brown eds, ASTM-STP 853 (1985), p. 228-248.
- (2) TSCHEGG (E.K.), STANZL (S.E.) – The significance of sliding mode crack closure on mode III fatigue crack growth, in "Basic questions in fatigue", vol. 1, Fong et Fields eds, ASTM-STP 924 (1988), p. 214-232.
- (3) BROWN (M.W.), HAY (E.), MILLER (K.J.) – Fatigue at notches subjected to reversed torsion and static axial loads. **Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.**, 8 (1985), 243-258.
- (4) PINNA (C.), DOQUET (V.) – The preferred fatigue crack propagation mode in a M250 maraging steel loaded in shear, **Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.**, 22 (1999), p. 173-183.
- (5) CHAMPIOT BAYARD (F.) – Étude et modélisation de la propagation des fissures de fatigue de roulement amorçées en sous-couche dans l'acier M50. Thèse de l'INSA de Lyon (1997).
- (6) DOQUET (V.), CALDEMAISON (D.), BRETHEAU (T.) – Combined tension and torsion cyclic tests inside a scanning electron microscope. Proceedings of the 4th Int. Conf. on "Biaxial/multiaxial fatigue", 6<sup>es</sup> Journées Internationales de Printemps SF2M, Saint Germain-en-Laye (31 mai-3 Juin 1994), vol. 2, p. 19-26.
- (7) SPITZIG (W.A.), TALDA (P.M.), WEI (R.P.) – Fatigue crack propagation and fractographic analysis of 18Ni (250) maraging steel tested in argon and hydrogen environments. **Eng. Fract. Mech.**, vol. 1 (1968), p. 155-166.
- (8) DOUMALIN (P.), BORNERT (M.) – Micromechanical applications of digital image correlation techniques, Interferometry in speckle light. Theory and applications, P. Jacquot, J.M. Fournier eds, Springer (2000), p. 67-74.
- (9) BAZANT (Z.P.), ESTENSSORO (L.F.) – Surface singularity and propagation. **Int. J. Solids Struct.**, 15 (1979), p. 405-426.
- (10) PINNA (C.), DOQUET (V.) – Étude de la propagation des fissures de fatigue en mode II avec prise en compte du frottement entre les flancs de fissure. **Mécanique industrielle et matériaux. Revue du GAMI**, 50, n° 1 (1997).
- (11) UHLIG (H.) – Mechanism of fretting corrosion. **J. Applied Mech.**, 21 (1954), p. 401-407.
- (12) BOWDEN (F.P.), TABOR (D.) – Friction et Lubrification, Dunod (1959).
- (13) BERTHIER (Y.), COLOMBIÉ (Ch.), GODET (M.) – Fretting wear mechanisms and their effects in fretting fatigue. **J. of Tribology**, 110 (1988), p. 517-524.
- (14) BENOIT (D.), NAMDAR-IRANI (R.), TIXIER (R.) – Oxidation of fatigue fracture surfaces at low crack growth rates. **Mat. Sci. Eng.**, 45 (1980), p. 1-7.
- (15) CLARK (G.) – Fatigue at low growth rates in a maraging steel. **Fat. Fract. Eng. Mat. Struct.**, 9 (1986), p. 131-142.