

CHAPITRE III:

FISSURES COURTES

Lors de la fabrication des pièces, celles-ci peuvent contenir des petits défauts de longueur variant entre quelques dizaines et quelques centaines de microns, qui présentent les caractéristiques d'une fissure courte. Les expériences industrielles ont montré que la rupture des pièces en service se produisait souvent par des « petites fissures » qui se développent dans la majorité des cas à partir de défauts propres aux structures et qui se propagent lorsqu'ils sont soumis à des sollicitations cycliques. Il est donc indispensable de bien maîtriser leur croissance, afin de développer des matériaux ayant une bonne tenue à la fatigue, et pour pouvoir prédire les durées de vie de structures en considérant la période d'amorçage et de propagation de ces fissures. Sur les bases de la Mécanique Linéaire de la Rupture (MLR), certains auteurs [Pea75, Zeg88, Zha01, Kru99, Oka99, Rit99, Sin00, Zhu00] ont montré que les fissures courtes se propageaient plus vite que ce que l'on prévoit à partir de la croissance des fissures longues. Ainsi, ni le concept de similitude, ni la plasticité confinée, généralement acceptés en MLR, ne sont vérifiés pour les fissures courtes. *Le concept de similitude* implique que, pour des fissures de tailles différentes soumises à la même intensité de contrainte dans un système matériau – microstructure – environnement donné, les zones plastiques qui se forment à l'extrémité des fissures ont la même taille, les distributions de contraintes et de déformations le long des bordures de ces zones (à l'avant de la fissure) sont identiques et les croissances de fissure Δa devraient être égales.

Un nombre significatif de résultats expérimentaux a été collecté et a montré que lorsque ceux-ci sont tracés dans un diagramme $da/dN - \Delta K$, les fissures courtes croissent plus rapidement que les fissures longues au même niveau de ΔK et se propagent à des niveaux de ΔK inférieurs à la valeur seuil ΔK_{seuil} des fissures longues (Figure III-1), à l'exception de Ritchie qui n'a pas remarqué de propagation de fissures courtes pour des valeurs de ΔK inférieures au seuil de propagation des fissures longues [Rit99]. Comme la durée de vie globale est largement influencée par le comportement des faibles vitesses de propagation, la non prise en compte des vitesses élevées des fissures courtes au niveau de ΔK_{seuil} peuvent conduire à des surestimations potentiellement dangereuses des durées de vie [Bha98, Kay96].

III-1 Différents types de fissures courtes

L'évolution des fissures courtes se situe dans un domaine intermédiaire entre le domaine d'amorçage des fissures et le domaine de la propagation des fissures longues, qui s'appuie sur la Mécanique Linéaire de la Rupture. Différents auteurs proposent une définition de la fissure courte reposant sur plusieurs critères [Bat97, Sur84, Lan82, Rit86] : soit comme des fissures de taille comparable en longueur à d'autres paramètres microstructuraux ou des fissures présentant une taille de zone plastique non négligeable, ou simplement géométriquement petite. Nous pouvons les classer selon quatre grandes familles :

- Microstructuralement courtes : qui ont une taille comparable à la taille du grain ;

- ❑ Mécaniquement courtes : qui peuvent être entourées d'une zone plastique dont la taille est comparable ou supérieure à celle de la fissure. Donc la condition de plasticité confinée en fond de fissure n'est plus respectée ($r_p \approx a$) ;
- ❑ Physiquement courtes, où la fissure a un sillage plastique limité et les mécanismes de fermeture n'ont pas pu se développer et la taille reste faible ;
- ❑ Chimiquement courtes pour lesquelles les effets d'environnement pourront être amplifiés même aux faibles profondeurs de fissure (fatigue-corrosion).

Cette difficulté de définir universellement le terme de fissure courte est liée à celle de déterminer une frontière entre les fissures courtes et les fissures longues.

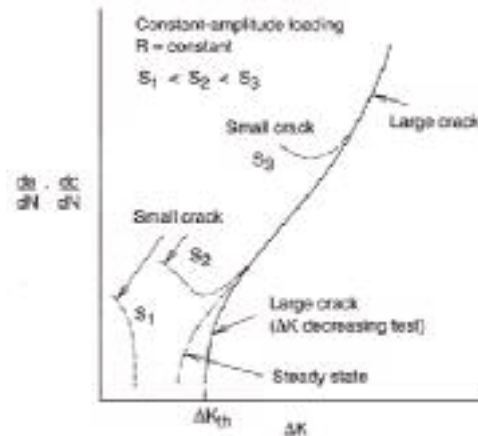


Figure III-1 : Comportement typique de fissures courtes et longues de fatigue [Pea75].

III-2 Longueur seuil de fissure

Plusieurs études ont tenté de déterminer la longueur seuil de fissure a_{seuil} en dessous de laquelle la Mécanique Linéaire de la Rupture n'est plus valable. Cette valeur est estimée approximativement à :

$$a_{seuil} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{seuil}}{2\sigma_D} \right)^2$$

où les grandeurs σ_D (limite d'endurance) et ΔK_{seuil} (seuil de propagation) sont toutes les deux évaluées pour une sollicitation purement alternée ($R = -1$) [Bha98] ; d'autres auteurs ont estimé cette valeur à dix fois la taille des grains. Cependant, la longueur seuil d'amorçage de fissure a_{seuil} manque d'une définition universellement admise.

Kitagawa et Takahashi [Kit76] ont été les premiers à montrer qu'en dessous d'une taille critique de défaut, ΔK_{seuil} décroît avec la longueur de fissure. La Figure III-2 montre la valeur de la contrainte en dessous de laquelle une éprouvette lisse ne rompt plus sous l'effet d'un chargement cyclique.

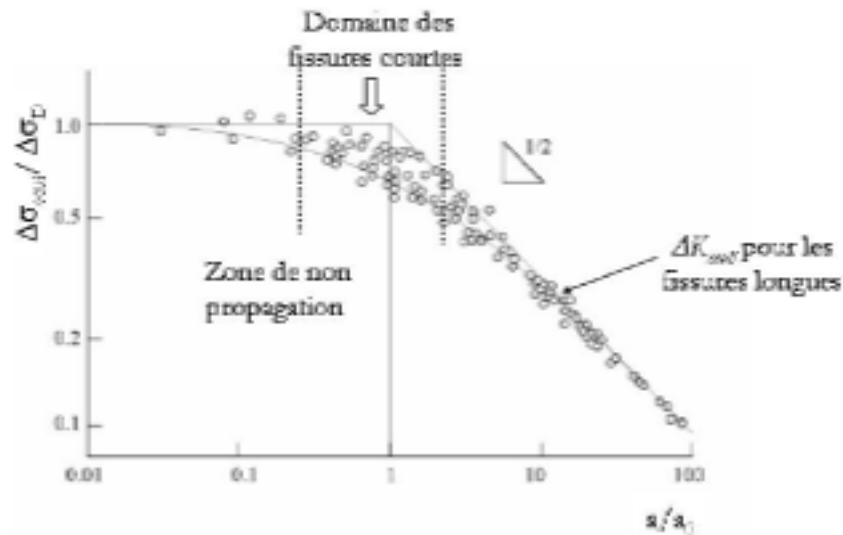


Figure III-2 : Seuil de propagation en fonction de la longueur de fissure pour une large gamme d'alliages [Tan83].

En analysant le diagramme de Kitagawa, Tanaka [Tan83] suggéra que le seuil de propagation soit contrôlé par l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour les fissures longues ($\Delta K \rightarrow \Delta K_{seuil}$) et par la contrainte pour les fissures courtes ($\Delta \sigma \rightarrow \Delta \sigma_{seuil}$). Il proposa alors un modèle selon lequel le seuil de propagation d'une fissure courte, bloquée par un joint de grain, est déterminé par sa capacité à se propager dans un grain adjacent (Figure III-3).

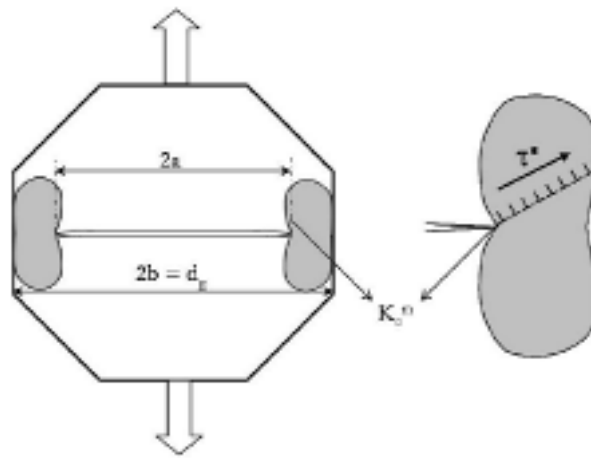


Figure III-3 : Fissure courte dans un grain.

$2a$ est la longueur de la fissure ;

$2b$ est la taille de la fissure augmentée de sa zone plastifiée (r_p) : $2b = 2(a + r_p) = d_g$;

d_g est la taille du grain.

Tanaka définit un facteur d'intensité des contraintes microscopique K_c^m et exprime les conditions de seuil par :

$$\sigma_{seuil} = \frac{K_c^m}{\sqrt{\pi b}} + \frac{2}{\pi} \tau^* a r \cos\left(\frac{a}{b}\right)$$

où τ^* est la scission critique due aux obstacles qui s'opposent au mouvement des dislocations et avec $K_{seuil} = \sigma_{seuil} \sqrt{\pi a}$, on obtient :

$$K_{seuil} = K_c^m \sqrt{\frac{a}{b}} + 2\sqrt{\frac{a}{\pi}} \tau^* ar \cos\left(\frac{a}{b}\right)$$

Dans le cas des fissures longues, $r_p \ll a$ et donc $a \approx b$, d'où :

$$ar \cos\left(\frac{a}{b}\right) = ar \cos\left(\frac{1}{1 + \frac{r_p}{a}}\right) \approx ar \cos\left(1 - \frac{r_p}{a}\right) \approx \sqrt{\frac{2r_p}{a}}$$

La condition de seuil pour les fissures longues devient donc :

$$K_{seuil}^{FL} = K_c^m + 2\sqrt{\frac{2r_p}{\pi}} \tau^*$$

La condition de seuil pour les fissures courtes est obtenue en faisant tendre a vers 0 et σ_{seuil} vers σ_D d'où :

$$r_p \approx b \approx d_g / 2 \text{ et } ar \cos\left(\frac{a}{b}\right) = \frac{\pi}{2}$$

Soit finalement :

$$\sigma_D = \tau^* + \frac{K_c^m}{\sqrt{\frac{\pi d_g}{2}}}$$

Dans la suite, nous traiterons des paramètres influençant la propagation des fissures courtes et qui entraînent une telle différence avec le comportement des fissures longues.

III-3 Comportement des fissures courtes en fatigue

Le comportement des fissures en début de la propagation présente principalement deux types de caractéristiques de propagation (Figure III-1). Dans le premier cas, les fissures courtes se propagent à une vitesse non régulière en dessous du seuil (ΔK_{seuil}) des fissures longues [Lan82]. Dans certains cas, si la fissure est une fissure courte secondaire, elle arrête de se propager définitivement, et peut être appelée *fissure courte non propageante*. Si la fissure est une fissure courte principale, elle se propage de manière irrégulière jusqu'à rupture de la pièce. Dans ce deuxième cas, les fissures courtes se propagent avec une vitesse de propagation soit accélérée, soit décélérée dans la région située en dessous du seuil des fissures longues. Cette accélération ou décélération peut être due à l'interruption fréquente de la propagation des fissures courtes au niveau d'obstacles microstructuraux [Cha99]. Dans certains cas, cette décélération continue jusqu'à une vitesse minimale, quasiment nulle appelée *puits de vitesse*. Après avoir franchi cette décélération, les fissures courtes se propagent avec une vitesse accélérée pour rejoindre le comportement des fissures longues [Kay96].

III-4 Différences par rapport aux fissures longues

Toutes les études relatives au comportement des fissures courtes ont mis en évidence une certaine incohérence entre la MLR et le comportement de ces fissures [Zeg88, Cer94, Bat97, Kay96, Cha97, Dav92, Bha98, Gér03, Oni86, Oka99, Car97, Zhu00]. Cette incohérence peut s'expliquer par plusieurs raisons :

- ❑ la propagation initiale des fissures courtes se fait à des niveaux bien inférieurs au ΔK_{seuil} déterminé pour des fissures plus longues, habituellement considéré comme une propriété intrinsèque pour un matériau donné sollicité dans des conditions données. Quand les fissures courtes se propagent, leurs vitesses de propagation tendent à s'approcher des vitesses des fissures longues, et la bande de dispersion tend à se rétrécir. Ce qui signifie que le comportement des fissures courtes change alors en un comportement de fissure longue ;
- ❑ la vitesse de propagation des fissures courtes est beaucoup plus élevée que celle des fissures longues, pour un même ΔK appliqué ;
- ❑ il arrive que la vitesse de propagation des fissures courtes diminue ou s'annule et devienne ce que l'on désigne des fissures non propageantes. Ce phénomène est en désaccord avec la MLR car, à amplitude de charge constante, la valeur de ΔK appliquée à l'extrémité de la fissure augmente avec la longueur de fissure. Les interactions d'une fissure courte avec des obstacles microstructuraux qui peuvent ralentir sa progression, ne peuvent être prises en compte par la MLR qui suppose le milieu homogène et isotrope avec un comportement linéaire élastique.

Ces constatations impliquent qu'il existe une limitation du concept de similitude généralement admis en Mécanique Linéaire de la Rupture.

A la vue de ces différences, il est clair que les seuils associés aux fissures courtes et aux fissures longues de fatigue sont différents contrairement aux arguments classiques de la Mécanique Linéaire de la Rupture selon lesquels ΔK_{seuil} est indépendant de la longueur de fissure. Ce résultat est bien développé par Kitagawa et Takahashi [Kit76, Kit85] qui ont montré qu'en dessous d'une taille critique de défaut, le seuil en termes de ΔK (ΔK_{seuil}) décroît avec la longueur de la fissure, alors que le seuil en contrainte ($\Delta \sigma_{seuil}$) croît et tend vers la limite d'endurance $\Delta \sigma_D$ (Figure III-2). Cette taille critique de défaut dépend de facteurs mécaniques et microstructuraux [Tay89, Mil82, Mil93].

III-5 Explications du comportement des fissures courtes

Lorsqu'une fissure de grande taille traverse le matériau, elle se propage en ignorant les hétérogénéités. Mais lorsque la taille d'une petite fissure est comparable à la taille de quelques grains, l'influence de la microstructure est significative dans les premières étapes de propagation et son avancée est sensible à l'anisotropie locale du matériau [Mur00]. Les résultats expérimentaux liés à l'amorçage en début de propagation ont montré, pour une large gamme de matériaux, que les fissures courtes naturelles s'amorcent en surface, soit au niveau d'inclusions ou de porosités, soit près des joints de grains [Mul79].

Puisque les petites fissures ont un sillage plastique plus faible que celui des fissures longues, la valeur de la contrainte nécessaire pour ouvrir la fissure sera plus faible que la contrainte d'ouverture nécessaire pour une fissure longue. En d'autres termes, le facteur d'intensité de

contrainte ΔK_{eff} pour les fissures courtes sera plus grand que celui des fissures longues, ce qui entraînera une vitesse de propagation de fissures courtes plus élevée. L'absence d'un seuil pour les fissures courtes indique que le seuil de fissure longue n'est probablement pas une propriété intrinsèque du matériau, mais plutôt un artifice introduit par la fermeture de fissure et induit par la méthodologie utilisée pour déterminer le seuil de non propagation des fissures longues [Cha97]. Les courbes de propagation confirment cette tendance (Figure II-17 et Figure III-1).

Pour expliquer ce comportement spécifique des fissures courtes, plusieurs chercheurs ont proposé différentes hypothèses.

III-5-1 Effet de la microstructure

Des études [Kay96, Lan82, Boy99, Sad97, Zha00, Mil86, Mor81, Cer94, Mil85] ont justifié les décélérations ou les arrêts de fissures observés en surface par les interactions avec la microstructure notamment avec les joints de grains ou les inclusions. En effet, après amorçage d'une fissure, la phase de propagation commence, mais dès que la fissure s'approche d'un défaut (joint de grain, inclusion,...), sa vitesse peut chuter. Si la charge appliquée n'est pas suffisante pour franchir les grains voisins, la fissure s'arrête. Par contre, si la fissure réussit à se propager dans les grains voisins, son comportement change, à une taille donnée, en un comportement de fissure longue. Des observations caractéristiques de joints de grains, faisant obstacles à la propagation des fissures courtes, ont été effectuées pour différents matériaux ; par exemple, dans un acier de structure ferrito-perlitique [Mil86], la ferrite est facilement franchissable tandis que la perlite constitue une barrière à la propagation. Pour Keiro [Kei86], les joints de grains jouent un rôle d'obstacle à la propagation de la fissure pour une longueur inférieure à trois fois le diamètre du grain, et peuvent entraîner une décélération voire l'arrêt définitif de la propagation de la fissure. L'influence du joint de grain cesse lorsque la longueur de fissure devient supérieure à trois fois le diamètre de grain. Lors d'essais réalisés sur un alliage d'aluminium 6061-T651, Carlson [Car97] a remarqué que l'arrêt des fissures courtes de coin s'effectue pour des longueurs de l'ordre de la taille de grains, alors il a pu confirmer que les joints de grains représentaient de vraies barrières à la propagation des fissures courtes. D'autres travaux [Soe91] ont montré que l'arrêt ou le retard de la fissure courte est dû au changement de plan cristallographique d'un grain à l'autre au cours de la propagation.

Pour d'autres auteurs [Lan85], le comportement spécifique des fissures courtes par rapport aux fissures longues est lié d'une part à la valeur relative du rapport entre la taille de la zone plastique et celle de la fissure, et d'autre part entre la taille de la fissure et celle du paramètre microstructural (taille de grain...). L'étude a montré que la convergence entre les fissures longues et courtes aurait lieu pour une taille critique de fissure de l'ordre de dix fois la taille de grain [Tay81].

Un nombre important de résultats obtenus empiriquement montrent que l'effet de fissure courte n'est pas influencé de manière significative par le type d'orientation d'éprouvette (S-L et orientation T-L). Ce qui signifie que l'orientation de découpe de l'éprouvette (ou l'orientation des inclusions) n'a pas d'influence significative sur les différences entre la propagation de fissures courtes et longues. L'étude réalisée par Chen [Che96(2)], sur la propagation des fissures dans un alliage Al-Li 8090 au voisinage du seuil et de la région des faibles ΔK pour un rapport $R=0,5$, a montré que les vitesses de propagation dans l'orientation S-L et l'orientation T-L sont similaires pour les essais à l'air sec.

Une étude faite par Tokaji [Tok96] montre qu'il n'y a pas d'influence du traitement thermique sur la propagation des fissures courtes de fatigue pour un alliage de titane Ti-15Mo-5Zr-3Al avec trois différentes microstructures préparées à 735°C (STA735), 850°C (STA850) et 1000°C (STA1000).

Malgré toutes ces observations qui convergent vers la même conclusion, c'est-à-dire l'existence d'arrêt de quelques fissures, elles ne permettent pas de voir s'il s'agit d'un arrêt global de la fissure ou au contraire d'une progression dans une autre direction.

III-5-2 Effet d'entaille

L'effet de la plasticité créée par l'entaille peut aussi expliquer les différences de comportement entre fissures courtes et longues [Cer94, Smi78]. En effet, lorsque la fissure se trouve englobée par sa propre zone plastique et celle de l'entaille, sa vitesse de propagation diminue. Cette configuration de chargement conduit à des contraintes résiduelles de compression qui ralentissent la fissuration. Dès que la fissure atteint l'extrémité de la zone plastique de l'entaille, elle croît d'une façon « normale » sous le contrôle de sa propre zone plastique.

Chapetti et al. [Cha99] ont montré sur un acier doux (0,18%C) que la nucléation et la propagation de fissures courtes résultent de deux phénomènes, à savoir : la charge extérieure et l'énergie élastique libérée à partir de la zone localisée près du fond de fissure. La source locale d'énergie est définie comme l'énergie de déformation emmagasinée sous la forme d'un champ de contraintes internes généré par la déformation plastique cyclique. Dans un matériau sans concentrateurs inhérents de contrainte, le développement de ces zones de localisation de la déformation résulte d'une instabilité microstructurale après un nombre suffisant de cycles de déformation. Un exemple de ce phénomène est la formation des bandes de glissement persistantes (PSB). La valeur de la force locale d'extension de fissure est initialement élevée et décroît rapidement lorsque l'énergie emmagasinée dans le champ de contrainte interne est utilisée lors de la propagation de fissure. De son côté, la force extérieure d'extension de fissure croît avec la propagation de fissure et est donnée par l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} . Dans le régime de fissure microstructuralement courte (c'est-à-dire pour des longueurs de fissure du même ordre de grandeur qu'une dimension microstructurale caractéristique), la force locale d'extension de fissure prédomine. Si le champ de force d'extension est approprié mais avec une variation insuffisante pour surmonter les obstacles microstructuraux, une fissure amorcée peut éventuellement s'arrêter de croître. Cependant, une déformation cyclique continue peut régénérer le champ local en bout de fissure (où les contraintes et les déformations sont élevées) et donc, si la force extérieure d'extension est suffisante pour favoriser une croissance ultérieure, la fissure pourrait croître jusqu'à atteindre la taille à laquelle la contribution de la force extérieure d'extension prédomine.

Pour Sadananda [Sad97], la différence de comportement entre fissures courtes et fissures longues est due à l'influence des contraintes internes. Ces efforts internes sont liés à la présence de congé ou de tout autre concentration de contraintes. Sans la présence de ces contraintes, les fissures ne peuvent pas s'amorcer ; par exemple, la présence d'intrusions et extrusions le long des bandes de glissements produit des efforts internes entraînant une concentration de contrainte nécessaire à l'amorçage des fissures. La décélération des fissures courtes est liée à la diminution rapide des contraintes internes. Ces résultats ont permis de reformuler le concept de similitude sous la forme suivante : des forces égales appliquées à la pointe de fissure entraînent des vitesses de propagation égales si les mécanismes de croissance demeurent les mêmes.

III-5-3 Effet de la fermeture

La fermeture de fissure causée par la rugosité de la surface de rupture et d'autres mécanismes secondaires dans le sillage plastique de la fissure peut affecter de manière significative le comportement des fissures longues. Cependant, en raison de l'absence de sillage de taille significative, l'effet de fermeture serait moindre ou négligeable dans le cas des fissures courtes [Kay96].

Les différences de comportement entre fissures courtes et longues pourraient être expliquées par l'absence initiale de phénomène de fermeture pour les fissures courtes [Cer94, Sch81, Zhu00]. L'application du modèle de fermeture de fissure à travers l'utilisation de ΔK_{eff} pour les fissures longues laisse apparaître une quasi-similitude entre les comportements des fissures courtes et des fissures longues en réduisant la différence entre leurs vitesses de propagation [Cop91, Zeg88, Bin98, Sur84, Cos97]. Cependant, il n'y a pas de similitude dans la région précédant le seuil des fissures longues, puisque les fissures courtes s'amorcent et se propagent encore en dessous des valeurs du ΔK_{seuil} des fissures longues.

Morris et al. [Mor80, Mor83] ont expliqué ce comportement en termes de deux facteurs. Tout d'abord, une augmentation de la contrainte de fermeture, au moment où la fissure se propage, conduit à une diminution de la vitesse de propagation. L'arrêt de fissure est, quant à lui, expliqué par le fait que la zone plastique à son extrémité n'a pas atteint un niveau de plastification critique pour franchir les grains suivants.

James et Morris [Mor83(2)] ont mesuré la variation de fermeture avec la longueur fissurée dans des alliages de titane et ont conclu que la fermeture diminue pour des longueurs inférieures à 150 μm . Ces résultats ont permis de conclure que les fissures courtes subissent une force locale plus élevée que les fissures longues, ce qui conduit à des vitesses de propagation plus élevées. Le concept de fermeture de fissure est alors utilisé pour corrélérer le comportement des fissures courtes et longues de fatigue.

Selon Kruzic [Kru99], les fissures courtes, qui se propagent pour des valeurs inférieures au seuil de fissures longues, ont une longueur de l'ordre de 600 μm , mais après correction de la courbe, les deux comportements coïncident pour une longueur de fissure supérieure à 300 μm .

Ravichandran [Rav96], pour expliquer les différences de vitesse entre fissures courtes et fissures longues pour deux alliages de titane Ti-24Al-11Nb et Ti-25Al-17Nb-1Mo, a mis en évidence la très faible influence du phénomène de fermeture pour les fissures courtes.

Cette hypothèse (absence de fermeture pour les fissures courtes) doit être prise avec beaucoup de réserve (à cause de la faible précision des méthodes de mesure de σ_{ov}) car nous ne pouvons pas être sûrs que la fermeture soit la cause unique de différence de comportement entre fissures longues et courtes. D'autres phénomènes, autres que la fermeture, peuvent intervenir mais leurs mesures se trouvent englobées dans l'imprécision liée à la mesure de la fermeture.

III-5-4 Effet de l'environnement

D'après les résultats liés à la propagation, sous azote et sous vide, de fissures courtes « naturelles » obtenues initialement à l'air, les valeurs des seuils de propagation sont environ deux fois plus élevées sous vide que sous air ; ainsi, la fissure se propage sous azote pour un ΔK initial inférieur à celui pour lequel la fissuration a été détectée sous vide [Zeg88].

L'environnement accélère la propagation des fissures courtes [Men86, Zeg88]. Gangloff [Gan85] a comparé la propagation sous vide et sous air d'un acier et a conclu qu'il n'y a pas d'effet de fissure courte sous vide pour des longueurs supérieures à 100 μm . Sous air en revanche, les fissures courtes se propagent plus vite à faible ΔK . Dans un alliage de cuivre, Mendez et al. [Men86] ont remarqué que les durées de vie sous vide sont six fois supérieures en comparaison avec l'air.

Les résultats obtenus par Cortie [Cor95] sur un acier inoxydable 304 confirment qu'aux faibles valeurs de ΔK le mécanisme de fissuration dans l'eau pasteurisée n'est pas le même qu'à l'air. Mais il apparaît que, pour les valeurs de ΔK supérieures à 30 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$, la vitesse de propagation de fissures est comprise dans la bande de dispersion prévue pour la fatigue dans l'air. La fissuration dans l'environnement pasteurisé a été très similaire à celle produite dans l'eau distillée.

La vapeur d'eau affecte principalement l'amorçage de fissure dans des alliages de Ti et plutôt la propagation dans un acier inoxydable 316L. Dans la plupart des alliages de titane, comme c'est également le cas pour l'acier 316L, la vapeur d'eau affecte de manière significative la capacité de résistance à la fissuration par fatigue [Men99].

Dans une solution de 3,5% de NaCl et pendant 360 h, la durée de vie à l'amorçage d'une fissure dans un alliage d'aluminium a été divisée par trois par rapport aux essais de fatigue sous air et le seuil d'apparition d'une fissure est réduit d'environ 50% [Pao00].

Le comportement des fissures courtes de fatigue près du seuil de non propagation est observé à température ambiante dans l'air comme sous vide pour un alliage de titane Ti6246. Ce phénomène est observé également à 500°C dans l'air, mais pas sous vide, et la vitesse de propagation est dix fois plus lente qu'à la température ambiante [Sar99].

III-5-5 Forme de fissures

D'autres études montrent que l'hypothèse d'un front de fissure stable pour des petites longueurs de fissures en surface ne peut pas être appliquée. En effet, les valeurs du rapport a/c (profondeur/longueur en surface) peuvent varier. Cet aspect tridimensionnel peut être responsable du comportement particulier (décroissance des vitesses) des fissures courtes. En effet, au début de la propagation le front de la fissure n'étant pas à l'équilibre, les vitesses de fissuration diminuent jusqu'à ce que la fissure adopte une forme stable [Far90]. D'autres auteurs [Gra92, Ped88] estiment que la décélération des fissures courtes résulte de l'effet de déviation lié au changement d'orientation des bandes de glissement.

III-5-6 Interactions de fissures

Kaynak et al. [Kay96] ont observé que dans le cas de fissures multiples dans un acier En7A, plus les fissures s'approchent l'une de l'autre, plus chacune peut influencer la vitesse de propagation de l'autre par des effets de décharge réciproque. Ils ont expliqué le ralentissement et même l'arrêt de certaines fissures par l'influence liée à la présence de fissures plus longues et plus rapides, ou tout simplement par un phénomène d'interaction entre fissures [Con03]. Ces résultats ont été confirmés par Jiang [Jia91(2)] qui a montré que la présence de deux fissures de tailles différentes conduit à une forte diminution du facteur d'intensité de contrainte de la fissure la plus petite, mais plus les deux fissures sont proches plus l'influence entre les deux est forte, ce qui entraîne alors une diminution du facteur d'intensité de contrainte. Ces conclusions, après

calculs par éléments finis, ont montré que l'influence entre deux fissures devient négligeable lorsque le rapport entre les longueurs des deux fissures est supérieur à 2,5.

Pour Wu [Wu98], la différence entre le comportement des fissures courtes et celui prédit sur la base des fissures longues est due aux coalescences de plusieurs fissures, ce qui donne un comportement spécifique des fissures courtes au début du stade de propagation.

III-6 Quelques modèles

Il est de plus en plus couramment admis que la vitesse de propagation des fissures courtes de fatigue dépasse de manière générale celle des fissures longues soumises au même facteur d'intensité de contrainte. De même, malgré les diverses études consacrées aux fissures courtes, il n'existe toujours pas de formulation unique qui décrit le comportement des fissures courtes. Les diverses approches, trouvées dans la littérature, montrent la difficulté d'avoir un modèle universel. En effet, les formulations proposées, numériques ou empiriques, font intervenir des paramètres qui sont généralement appliqués à un matériau, à un type de chargement et à une géométrie de fissure donnés. L'intégration des lois de propagation permet de déterminer les durées de vie. Ce calcul doit prendre en compte des longueurs de fissure allant de la taille du défaut initial jusqu'à la taille critique. Mais les lois de fissuration, établies pour des fissures longues, ne s'appliquent plus lorsqu'il s'agit de fissures courtes. Cependant, la prise en compte de la période de propagation des fissures courtes dans la vie de la structure peut s'avérer indispensable.

Dans son modèle, Hobson et al. [Hob86] a considéré que la vitesse de propagation d'une fissure de longueur quelconque peut être calculée comme la somme de deux contributions. La première contribution est applicable aux fissures courtes et prédit le ralentissement de la fissure en approchant une barrière microstructurale :

$$\frac{da}{dN} = B_1 (\Delta S)^m (d - a) \text{ pour } a < d$$

La deuxième contribution est applicable aux fissures longues et prédit l'accélération de la fissure :

$$\frac{da}{dN} = B_1 (\Delta \varepsilon)^n a - B_3 \text{ pour } a > d$$

où B_1 , B_2 , B_3 , m et n sont des constantes empiriques; d = écartement des barrières microstructurales, et ΔS et $\Delta \varepsilon$ les amplitudes de contrainte et déformation nominales.

Dans le modèle proposé par Kaynak [Kay96(2)], la durée de vie totale en fatigue est supposée être égale à la somme de la durée de propagation des fissures courtes et de la durée de propagation des fissures longues. Ces durées sont obtenues en intégrant deux lois de propagation différentes relatives respectivement aux fissures courtes et aux fissures longues :

$$N_{tot} = N_{FC} + N_{FL} = \int_{a_i}^{a_{FC}} \frac{da}{C_{FC} \Delta K^{m_{FC}}} + \int_{a_{FC}}^{a_f} \frac{da}{C_{FL} \Delta K^{m_{FL}}}$$

La taille limite supérieure de fissure courte entre N_{FC} et N_{FL} a été notée a_{FC} , et dans cette étude elle a été choisie égale à 1 mm, ce qui signifie que les fissures ayant des longueurs comprises

entre la taille initiale a_i et 1 mm se comportent comme des fissures courtes, alors qu'au-delà d'un millimètre, elles se comportent comme des fissures longues. Les durées de propagation prenant en compte les fissures courtes sont plus faibles de plus d'un ordre de grandeur que les durées calculées à partir des résultats issus des fissures longues. Cette affirmation reste valable lorsque a_i est plus faible que 1 mm, alors qu'au-dessus de 1 mm, les durées de propagation de fissures sont les mêmes. Les principales conclusions issues de l'étude de Kaynak [Kay96(2)] sont les suivantes : pour des tailles initiales de fissures supérieures à 1 mm, les résultats de fissures courtes n'influencent pas les calculs de durées de vie. Par conséquent, les analyses courantes de tolérance au dommage (c'est-à-dire utilisant $a_i > 1$ mm) ne seraient pas influencées par l'effet de fissure courte. Les résultats des fissures longues ne peuvent pas être clairement utilisés dans les analyses qui traitent des premiers stades de propagation (c'est-à-dire $a_i < 1$ mm), parce qu'ils conduisent à des durées de vie calculées beaucoup plus élevées que les durées de vie issues des essais. Cependant, les durées de vie mesurées sont en bon accord avec les durées de vie calculées en utilisant à la fois les résultats de fissures courtes et longues.

Chan et Lankford [Cha83] proposent une correction de ΔK dans la loi de Paris pour l'appliquer aux fissures courtes à partir d'un critère de cumul de dommage linéaire :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n \left[1 - k(\phi) \left(\frac{d-2z}{d} \right)^m \right]$$

C , n et m sont des constantes ; d = taille de grain ; $2z$ = distance entre la pointe de fissure et le prochain joint de grain.

$k(\phi)$ varie depuis 0 quand il n'y a pas de restriction jusqu'à 1 quand la fissure s'arrête au joint de grain.

Miller [Mil97] a proposé un modèle fondé sur trois expressions applicable chacune pour une longueur de fissure donnée :

- Pour les *fissures microstructuralement courtes* de longueur inférieure à la taille d d'un grain, application de la mécanique microstructurale de la rupture ($a/r_p < 1$) :

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta \gamma)^\alpha (d - a)$$

- Pour les *fissures courtes* de taille comprises entre d et $10d$, application de la mécanique non linéaire de la rupture :

$$\frac{da}{dN} = B (\Delta \gamma)^\beta a - D$$

- Pour les *fissures longues*, application de la MLR ($a/r_p \gg 1$) :

$$\frac{da}{dN} = C \left[\Delta \gamma (\pi a)^{1/2} \right]^n$$

où A , B , C , D , β , et n sont des constantes du matériau. $\Delta \gamma$ désigne l'amplitude de déformation de cisaillement plastique et a la longueur de fissure.