
COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'INCONEL 718

Dans cette partie, nous présenterons les différentes caractéristiques mécaniques de l'alliage 718 ainsi que l'influence de différents paramètres microstructuraux sur celles-ci. Après avoir abordé rapidement les propriétés de l'alliage en traction et fluage, une attention plus particulière sera accordée au comportement en fatigue de l'alliage 718.

3.1. TRACTION

L'alliage 718 traité à l'état TR présente de bonnes propriétés mécaniques à hautes et basses températures. La **figure 29** présente l'évolution des propriétés de traction en fonction de la température. On note des allongements à rupture proches de 20% et cela pour un niveau de limite d'élasticité supérieur à 1000 MPa. Ces valeurs sont stables dans une large gamme de température : 20°C à 600°C. Au dessus de 650°C, les propriétés mécaniques de l'alliage se dégradent rapidement. On retrouve le domaine de superplasticité pour des températures voisines de 950°C.

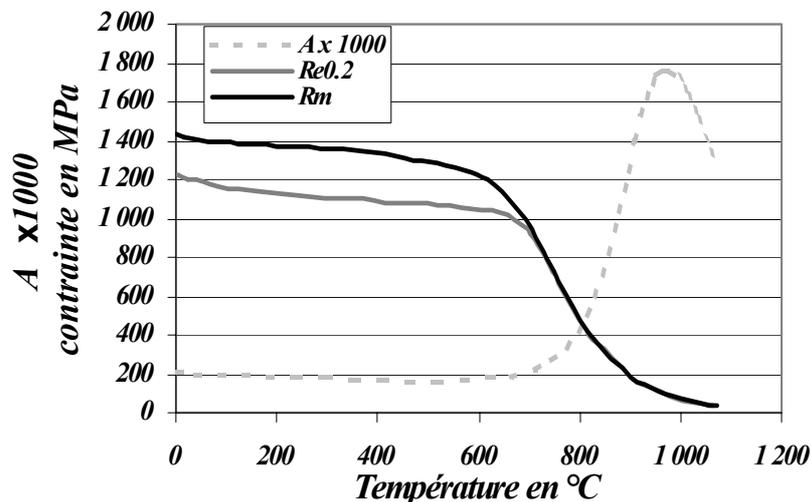


Figure 29: Evolution des caractéristiques de traction de l'alliage 718TR avec la température [AMS].

L'utilisation de l'alliage 718 à l'état DA permet un gain conséquent au niveau de la limite d'élasticité. De par sa taille de grain plus faible et la structure d'écrouissage issue des opérations de forgeage, sa limite d'élasticité est augmentée d'une vingtaine de pourcents par rapport à l'état TR. La **figure 30** compare les contraintes maximales en traction de l'alliage 718 à deux états TR (la traitement standard) et DA (Vieillissement direct) au René 95. On note la plus grande stabilité de l'alliage René 95 qui est élaboré par MDP (Métallurgie Des Poudres) et utilisé pour des applications à plus hautes températures. L'alliage 718 DA garde des propriétés supérieures à l'alliage TR sur toute la gamme de température.

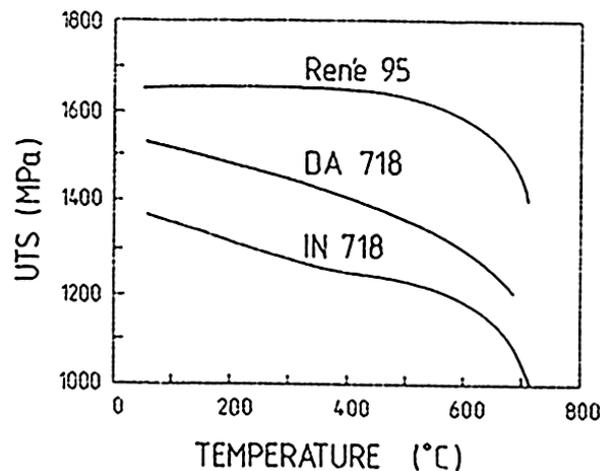


Figure 30 : Evolution de la résistance à la traction de trois alliages à base nickel (718 TR; 718 DA; René 95) en fonction de la température [Faym87].

Les conditions de traitement thermomécanique de l'alliage sont à l'origine des performances en traction de l'alliage 718. Le **tableau 2** compare le comportement d'un alliage DA et TR et cela pour différents sites de prélèvement et différentes températures. L'alliage DA (taille de grain : 10 μm) conduit à des niveaux de contraintes plus importants que l'état TR (taille de grain : 30 μm) alors que peu d'effets sont observables sur les allongements à rupture. On remarque des gains de l'ordre de 18% de limite d'élasticité au niveau de la surface et seulement 10% au demi rayon. Cette différence est sans doute due à l'écrouissage résiduel plus important en surface qu'en profondeur. Au niveau de la résistance maximale à la traction les gains sont encore plus faibles, l'écrouissage résiduel ayant pour principal effet de décaler la limite d'élasticité. Il est à noter que l'augmentation de la température ne conduit pas à une atténuation de ces tendances.

	$Re_{0,2}$ (MPa)		Rm (MPa)		A (%)	
	DA	TR	DA	TR	DA	TR
	RT					
Surf	1426	1205	1529	1419	18	21
M, R	1302	1164	1440	1378	22	22
	260°C					
Surf	1329	1130	1426	1295	16	21
M, R	1191	1082	1337	1247	21	22
	650°C					
M, R	1081	992	1212	1116	25	22

Tableau 2: Tableau récapitulatif des caractéristiques de l'état DA et TR obtenues en traction à différentes températures et pour deux zones de prélèvement dans une billette forgée: M, R pour demi rayon et en surface [Jack91].

Dans certains cas, l'environnement peut avoir une incidence sur les propriétés en traction de l'alliage 718. Fournier, & al. [Four01] ont observé une variation de l'allongement à rupture à 600°C pour une faible vitesse de déformation de 5.10^{-7} s^{-1} entre un essai sous air et sous vide. Cette variation est à attribuer au changement du mécanisme de rupture qui passe de transgranulaire sous vide à intergranulaire sous air.

3.2. FLUAGE

L'alliage 718 en fonction de son état microstructural peut avoir des comportements en fluage variables. La **figure 31** compare les temps à 0.2% d'allongement de quatre états différents : l'état TR, DA, DA survieilli (DA + 5 h à 750°C) et DT (Damage Tolerance : survieillissement de 50 h à 750°C). On note sur cette figure, pour les faibles contraintes que les comportements des états DT et TR sont assez proches. La température de fluage étant située dans la même gamme de température que le traitement thermique, les états microstructuraux TR et DT deviennent proches, pour ces temps de fluage importants. L'alliage DA présente des vitesses de fluage plus importantes. La densité initiale de dislocations dans le matériau étant plus importante dans l'état DA que dans l'état TR et DT, sa vitesse de fluage est plus importante [Dyson74].

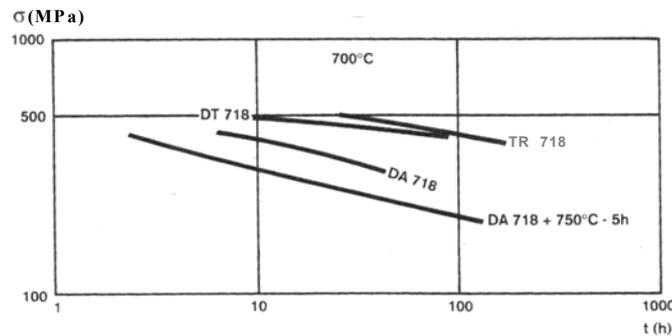


Figure 31: Courbes de fluage à 0.2% d'allongement à 700°C de l'alliage 718 TR; DA (revenu direct); DA+survieillissement et DT (Damage Tolerant) [Guedou94].

La taille de grain est un paramètre important pour la tenue en fluage. L'obtention de faibles tailles de grain passe par l'utilisation de traitements thermomécaniques. Pierraggi et Uginet [Piera94] ont quantifié l'effet de la taille de grain sur la tenue en fluage (c. f. **figure 32**). Ces essais ont été réalisés sur une billette forgée puis remise en solution à 970°C suivi du revenu classique de l'alliage 718TR (720°C pendant 8 h refroidissement à 50°C/h puis 620°C pendant 8h). Ils observent un effet néfaste de la diminution de la taille de grain sur la tenue en fluage. Pour ces essais à taille de grain donnée, la taille et la morphologie de la phase δ ont été maintenues constantes. Il a, de plus, été remarqué par les auteurs un effet de la morphologie de la phase δ sur la tenue en fluage. A titre d'exemple, pour une taille de grain homogène de 9/10 ASTM (10-15 μm), le temps à rupture à 650°C pour une contrainte de 690 MPa est de 250 heures lorsque la morphologie de la phase δ est globulaire et seulement de 70 heures lorsqu'elle est aciculaire.

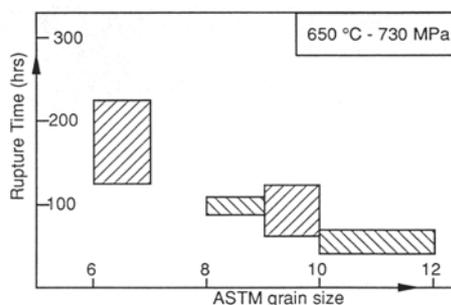


Figure 32: Effet de la taille de grain sur le temps à rupture [Piera94].

Pour des tailles de grain plus importantes et des traitement thermiques différents, Chen et Chaturvedi [Chen97b] ont observé un effet inverse de la taille de grain. Dans leur cas le traitement d'hyper trempe est réalisé à 1020°C suivie d'un traitement de précipitation de la

phase δ et d'un revenu de 25h à 725°C. Il n'y a pas d'écrouissage résiduel et leurs résultats ne prennent en compte que les paramètres microstructuraux. Leurs essais sont réalisés pour deux fractions linéiques de phase δ (sans phase δ et avec 67% de phase δ) au niveau des joints de grain et montrent aussi l'influence de cette phase sur la tenue en fatigue. Le renforcement des joints de grains par la phase δ est un paramètre métallurgique important pour la tenue en fluage. Cette amélioration notable des propriétés en fluage allongement et rupture est présentée aux **figures 33** et **34**. Il est donc important, pour la tenue des pièces en fluage, de maîtriser la précipitation de la phase δ lors des traitements thermomécaniques des pièces industrielles.

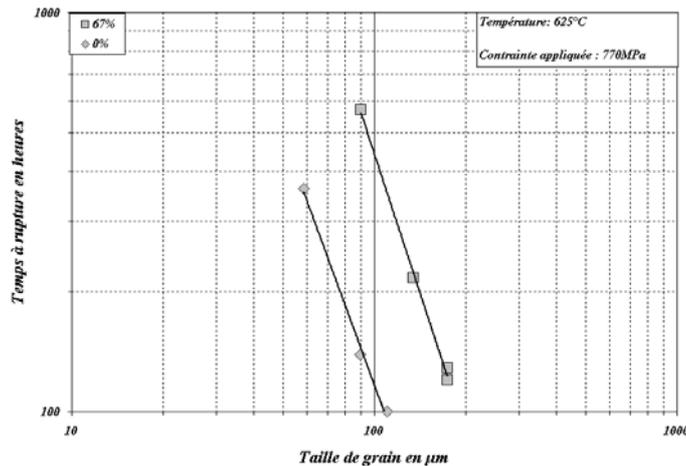


Figure 33: Effet de la taille de grain et de la fraction linéique de phase δ sur les temps à rupture en fluage de l'alliage 718 [Chen97b].

Cet effet de la fraction linéique de phase δ aux joints de grain peut aussi être représenté par l'intermédiaire de la constante de Monkman-Grant (produit de la vitesse stationnaire de fluage et du temps à rupture). Cette constante est caractéristique de la ductilité de l'alliage. On observe sur la **figure 34** une fraction de phase δ (45%) au delà de laquelle un effet bénéfique sur la tenue en fluage est observé.

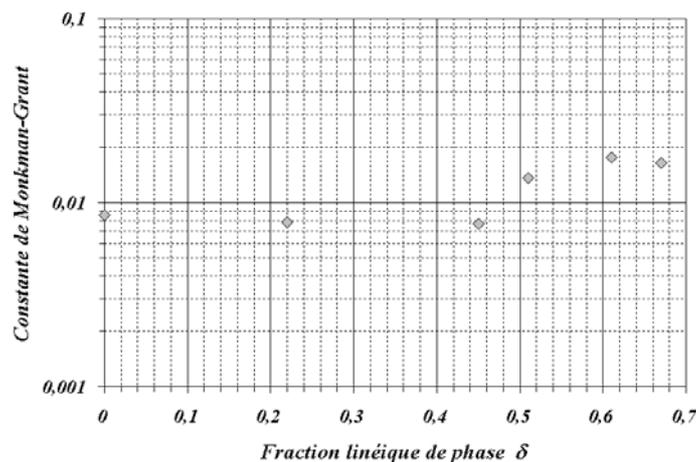


Figure 34: Evolution de la constante de Monkman-Grant en fonction de la fraction linéique de phase δ au joint de grain [Chen97b].

Schafrik & al. [Scha01] ont observé un effet inverse de la fraction de phase δ sur la tenue en fluage. Ces résultats présentés à la **figure 35**, sont obtenus pour des traitements thermomécaniques de type DA. La variation de la fraction de phase δ est obtenue par modification de la température de forgeage. Il est probable, dans ces conditions, qu'une variation de la taille de grain ainsi que de l'écrouissage résiduel soit aussi associée à la

variation de la fraction de phase δ . Ces variations pourraient être à l'origine de cet effet inverse.

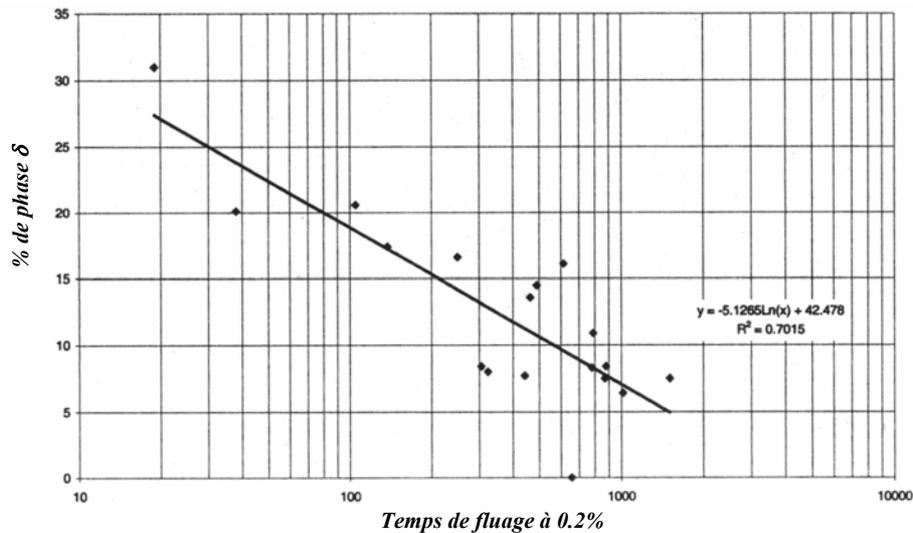


Figure 35: Evolution du comportement en fluage de l'alliage 718DA avec la fraction de phase δ à 593°C sous 857 MPa [Scha01].

La **figure 36** présente l'effet de nombreux paramètres métallurgiques sur les vitesses de propagation des fissures en fluage. Quatre microstructures sont étudiées l'état TR, DA, TR survieilli et une structure à collier. La propagation de fissures en fluage à 700°C de l'alliage à petit grain, DA (2 à 8 μm), présente des vitesses bien inférieures à celles de la structure TR à taille de grain plus importante (20-40 μm). Lynch & al. [Lynch94] attribuent ces écarts aux vitesses de relaxation des contraintes qui sont supérieures dans le cas de l'alliage DA à celles de l'alliage standard TR. Les écarts de limites d'élasticité peuvent aussi expliquer le comportement en fissuration de l'état DA.

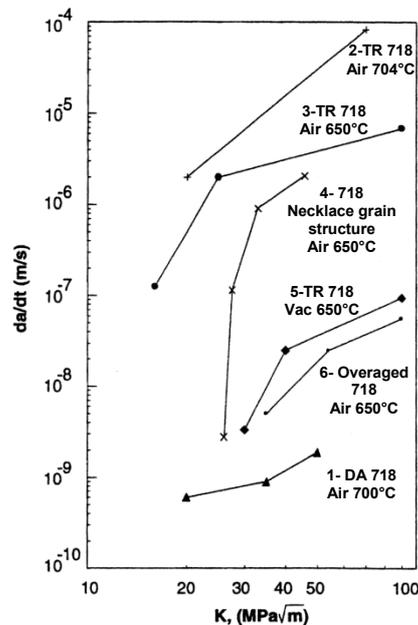


Figure 36: Courbes de fissuration en fluage de l'alliage 718 pour différentes microstructures [Lynch94].

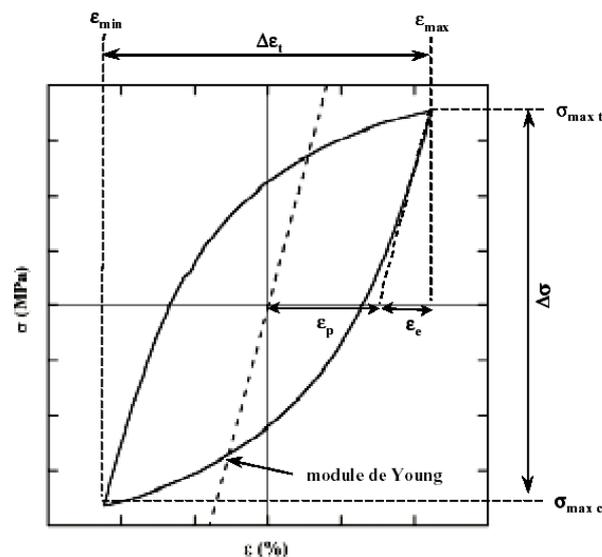
On retrouve sur cette figure, l'effet de la phase δ avec des vitesses de propagation de deux ordres de grandeur inférieurs pour l'alliage survieilli par rapport à l'alliage 718TR. Cet effet du survieillissement sur la tenue en fluage est en bon accord avec les résultats obtenus par

Wilson [Wilson73] sur des éprouvettes à fort Kt (>20) et plus récemment ceux de Guédou & al. [Guedou94]. La propagation sous vide présente des vitesses bien inférieures à celles obtenues sur la même structure sous air. Cet écart de deux ordres de grandeur est lié à la fragilisation des joints de grain par l'oxygène.

3.3. FATIGUE

3.3.1. COMPORTEMENT

Lors d'un essai de fatigue oligocyclique, le matériau décrit une boucle d'hystérésis dont les paramètres sont utilisés dans différents modèles pour prédire la durée de vie en fatigue. La **figure 37** présente une boucle de fatigue avec ces grandeurs caractéristiques qui seront réutilisées par la suite.



$\sigma_{\max t}$ OU σ_{\max} : contrainte maximale de traction ϵ_p : déformation plastique
 $\sigma_{\max c}$ OU σ_{\min} : contrainte maximale de compression $\Delta\epsilon_t$: amplitude de déformation totale
 $\Delta\sigma = \sigma_{\max t} - \sigma_{\max c}$: amplitude de contrainte ϵ_e : déformation élastique
 $\Delta\epsilon_t / 2 = (\epsilon_{\max} - \epsilon_{\min}) / 2 = \epsilon_p + \epsilon_e$

Figure 37: Représentation schématique d'une boucle de fatigue et de ses variables caractéristiques.

Il existe deux types de comportements cycliques pour les matériaux :

- le durcissement cyclique qui consiste en un renforcement du matériau lors de l'essai. Si l'essai est conduit en contrôle de déformation, on assistera à une augmentation de l'amplitude de la contrainte avec le nombre de cycles. Si l'essai est mené par pilotage de la contrainte, on assistera à une diminution de l'amplitude de déformation plastique avec le nombre de cycles.
- l'adoucissement cyclique qui se traduit par une diminution de la résistance du matériau lors de l'essai. Dans ce cas, la réponse est opposée à celle observée précédemment comme le montre la **figure 38**.

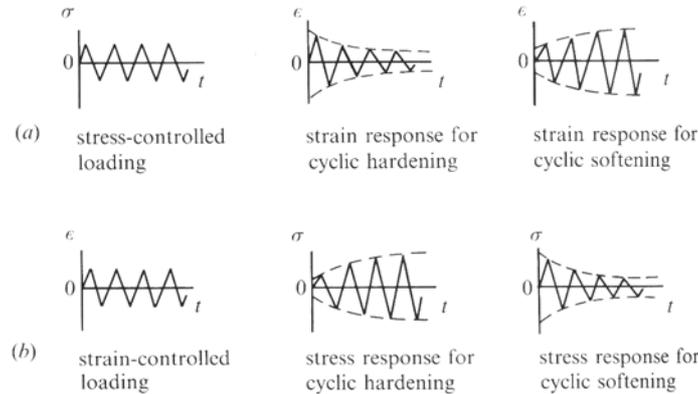


Figure 38: Effet du type de chargement sur la réponse cyclique du matériau [Suresh98].

L'alliage 718 s'adoucit cycliquement comme le montre la **figure 39.a**. Ce phénomène, dans le cas de l'alliage 718, est lié au cisaillement des précipités durcissants. La résistance au franchissement par les dislocations des précipités est la source du durcissement de cet alliage. Une fois cisailés, ils opposent moins de résistance ce qui conduit à l'adoucissement de l'alliage. Ce cisaillement des précipités est présenté dans le cas du Waspaloy à 650°C **figure 39.b**.

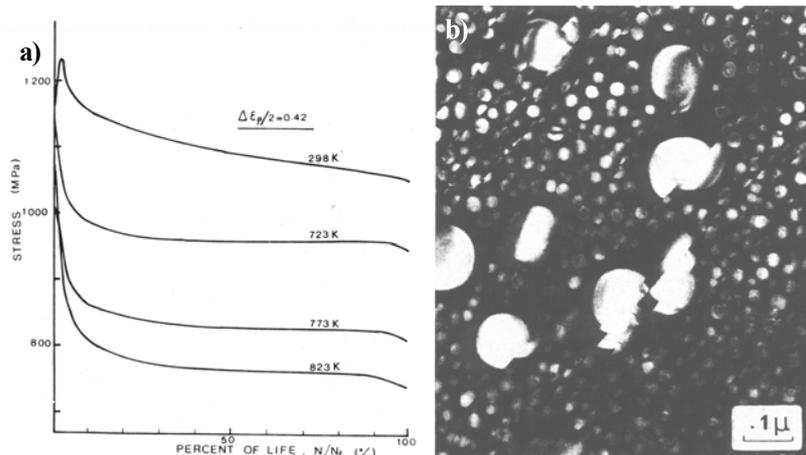


Figure 39: a) Courbes d'adoucissement cyclique de l'alliage 718 à différentes températures [Four77b] ; b) Cisaillement des précipités de γ' source de l'adoucissement du Waspaloy à 650°C lors d'un essai de fatigue à $\Delta\varepsilon_p/2 = 2 \cdot 10^{-3}$ [Clavel82b].

L'évolution du comportement du matériau avec la température traduit directement l'évolution de ces performances avec la température. La **figure 40** présente les courbes de traction cyclique et monotone à différentes températures. On y retrouve principalement l'effet de la température sur le niveau de contrainte mais aussi un effet microstructural. On note à 650°C un comportement assez différent des séries d'essais. Ces écarts sont en grande partie à attribuer à l'affinement de taille des grains des produits industriels entre 1980 et 2001. L'érouissage résiduel, dans le cas des pièces forgées, contribue à l'augmentation de la contrainte. La méthode d'obtention de ces courbes est aussi un des paramètres influençant directement le résultat. Dans le cas des résultats de Clavel [Clavel80] et Fournier [Four77a], les valeurs sont relevées à demi-durée de vie. Pour ceux de Ponnelle [Pon01], elles sont obtenues à l'aide d'essais de fatigue incrémentale à un nombre de cycles relativement faible (~ 50) par rapport à la demi-durée de vie. Effectuer plusieurs mesures de comportement sur une même éprouvette pour des niveaux de déformation croissants conduit à surestimer la contrainte pour les faibles déformations. Lors de la mesure, les boucles de fatigue ne sont pas forcément encore stabilisées, ce qui peut aussi expliquer ces écarts.

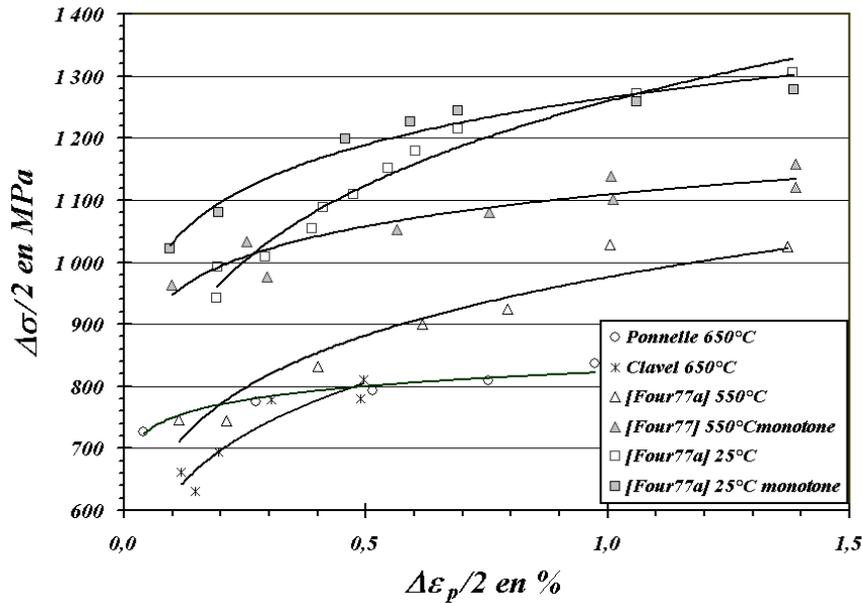


Figure 40: Courbes d'érouissage cyclique et monotone de l'alliage 718 à différentes températures.

3.3.2. DUREE DE VIE

On peut distinguer deux types d'approche de la fatigue : l'approche en contrainte et en déformation. La **figure 41** présente pour l'alliage 718 à température ambiante ces deux types de représentation de la durée de vie. On note que l'approche en contrainte est plus adaptée pour la recherche de la limite d'endurance. La **figure 41.a** met aussi en évidence l'effet du prélèvement sur cette limite. Le sens long présente une limite d'endurance supérieure aux sens travers. Ce phénomène de fibrage se retrouve aussi au niveau des vitesses de propagation [Pon01] ; [Pedr82b].

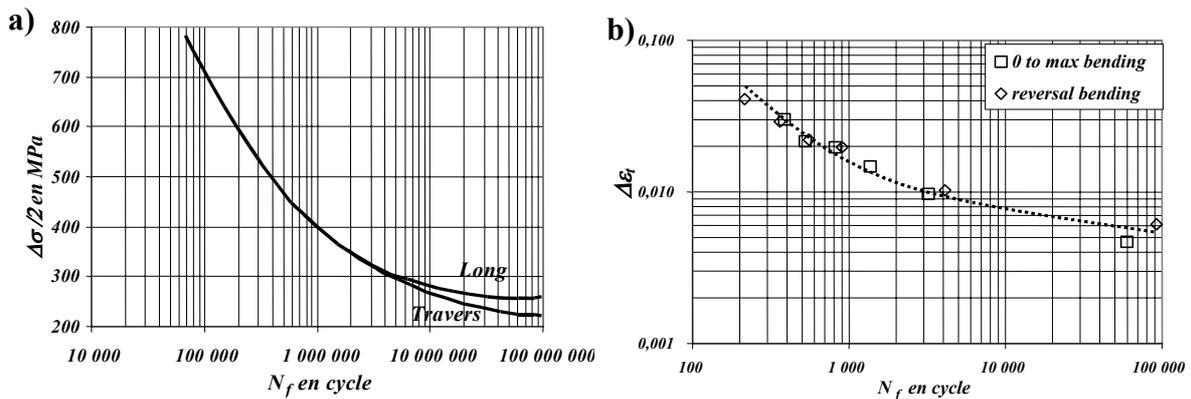


Figure 41: Courbes d'endurance de l'alliage 718 à température ambiante a) Obtenue sur tôle en flexion plane et pour une taille de grain de 50 μm; b) en déformation totale [AMS].

D'autres paramètres ont des effets sur la tenue en fatigue et en particulier le mode d'usinage des pièces [Lieu03]; [Fordh97]. L'effet du mode d'usinage sur la durée de vie en fatigue est, en règle générale, relié à l'érouissage résiduel, la rugosité et les contraintes résiduelles. La **figure 42.a** présente l'effet du mode d'usinage sur le profil de microdureté en surface. La confrontation des profils de microdureté aux courbes d'endurance (**figure 42.b**) met en avant l'influence des autres paramètres sur la durée de vie en fatigue. L'usinage par électroérosion (EDM) seulement conduit à une forte dureté superficielle mais il produit aussi une forte rugosité qui vient diminuer les performances en fatigue. L'usinage laser (LBM)

présente une faible dureté superficielle ainsi qu'une forte rugosité induite par les pulses du laser, ce qui explique les faibles performances en fatigue. L'estampage (Stamped) présente, quant à lui, un bon compromis puisqu'il offre une faible rugosité ainsi qu'un durcissement superficiel. Les meilleures performances en fatigue sont obtenues en effectuant après électroérosion un grenailage fin (EDM/S. P.) qui permet de réduire la rugosité et d'introduire des contraintes résiduelles de compression.

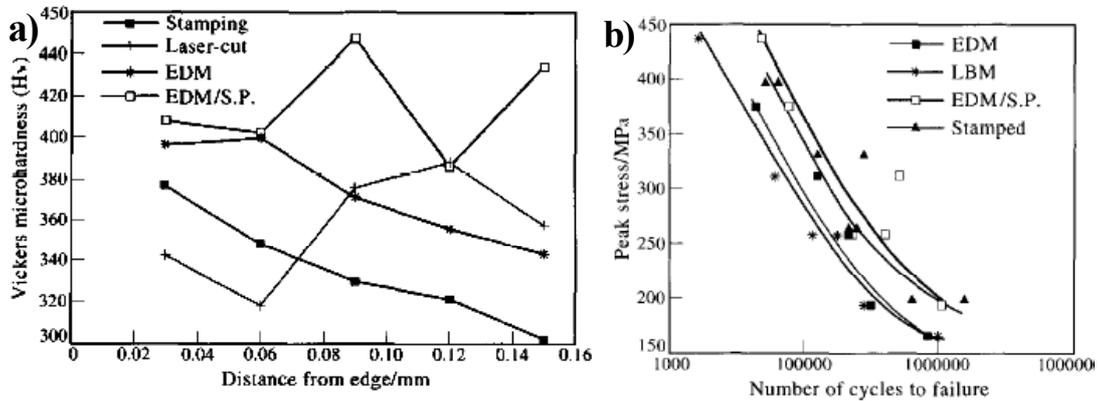


Figure 42: Effets du mode d'usinage sur a) la dureté de la couche superficielle de l'alliage ; b) Durée de vie en fatigue à 20°C [Fordh97].

Ces résultats sont en accord avec ceux de Lieurade & al. [Lieu03]. Ces auteurs ont comparé les rapports de limite d'endurance d'éprouvettes obtenues par différents modes d'usinage à celle obtenue par rectification douce. Ces résultats sont présentés dans le **tableau 3**. Dans son cas, on retrouve la forte influence des contraintes résiduelles de compression. L'usinage par électroérosion présente, là aussi, les plus mauvais résultats.

Opération d'usinage	σ_D (à 2.10^7 cycles) en MPa	$\sigma_D / \sigma_{D(\text{rectif})}$
Rectification douce	410	1
Usinage électrochimique	277	0.65
Rectification conventionnelle	165	0.4
Usinage par électroérosion	150	0.37

Tableau 3: Effet des conditions d'usinage sur la limite d'endurance de l'Inconel 718 (44 HRC) [Lieu03].

La taille de grain, d , est un des paramètres influençant directement la durée de vie en fatigue. Sa diminution conduit de manière générale à une amélioration des propriétés en fatigue. C'est aussi l'un des paramètres métallurgiques les plus faciles à modifier, conduisant à une amélioration de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction. Celles-ci suivent la loi de Hall et Petch :

$$R_p = \frac{\delta_{Rp}}{\sqrt{d}} + R_{p0} \text{ et } R_m = \frac{\delta_{Rm}}{\sqrt{d}} + R_{m0} \quad (1)$$

La fatigue se trouve indirectement affectée par cet effet. Pour une sollicitation en contrainte imposée, lorsque la limite d'élasticité de l'alliage augmente, l'amplitude de déformation plastique associée diminue. La durée de vie étant liée à la plasticité, pour une même contrainte, l'augmentation de la limite d'élasticité conduit directement à une augmentation du nombre de cycles à rupture. La **figure 43** montre cette influence de la taille de grain sur la limite d'endurance de l'alliage 718. On note sur cette figure, que pour une taille de grain de 150 μm la limite d'endurance est en moyenne inférieure à 400 MPa. Elle est supérieure à 600 MPa pour une taille de grain de 12,5 μm . Pour certains alliages, on peut retrouver une relation de type Hall et Petch entre la limite d'endurance et la taille de grain.

En revanche, pour une sollicitation en déformation imposée, l'augmentation de la limite d'élasticité vient à la fois diminuer l'amplitude de déformation plastique mais aussi augmenter le niveau de contrainte. Dans ce cas, l'augmentation de la limite d'élasticité ne conduit pas nécessairement à une augmentation de la durée de vie puisque le niveau de contrainte est augmenté.

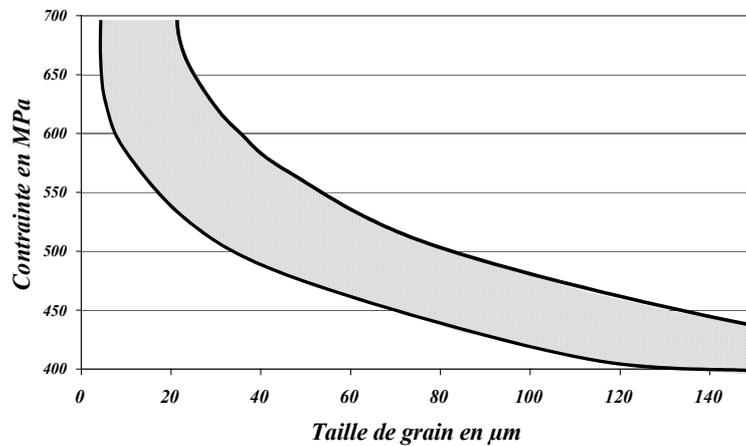


Figure 43: Effet de la taille de grain sur la limite d'endurance de l'alliage 718 à température ambiante; essais réalisés en flexion rotative[AMS].

En règle générale, plus la durée de vie augmente et plus la part de durée de vie occupée par l'amorçage est importante. La **figure 44** montre la part d'amorçage sur la durée de vie dans l'alliage 718 [Jacq83]. La durée de l'amorçage est définie dans ce cas comme étant le nombre de cycles nécessaire à la fissure qui entraînera la rupture de l'éprouvette pour atteindre la taille d'un grain. Cette courbe est uniquement valable pour un alliage amorçant en fatigue par localisation de la déformation dans les bandes de glissement intense (BGI). Dans ce cas, plus la plasticité sera réduite et plus le nombre de cycles à l'amorçage sera important.

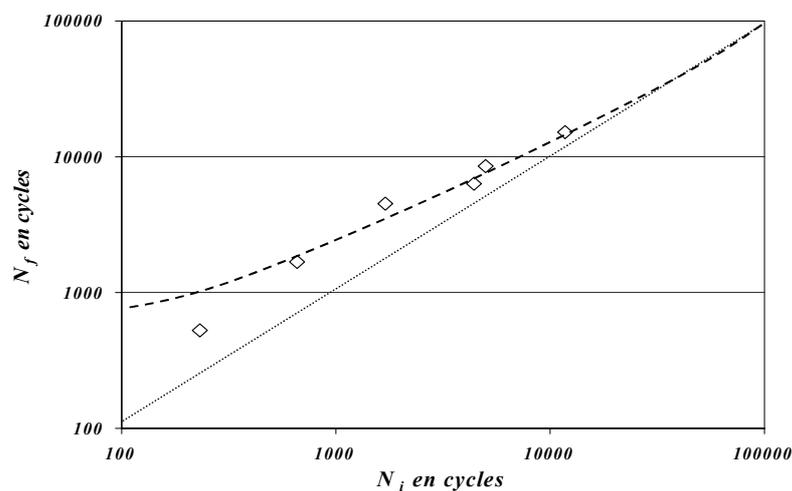


Figure 44: Proportion de la durée de vie occupée par l'amorçage des fissures pour l'alliage 718 à 20°C [Jacq83].

Un des paramètres agissant fortement sur la durée de vie en fatigue est la température. Elle agit directement sur le comportement ainsi que sur le mode d'endommagement en induisant, dans le cas de l'alliage 718, une fragilisation intergranulaire par oxydation. La **figure 45** présente les courbes de Manson Coffin de l'alliage 718 à différentes températures. On note, comme pour les propriétés en traction, un effet relativement faible de la température

sur la tenue en fatigue entre 25 et 500°C et un autre bien plus marqué entre 600 et 650°C. Cet effet est lié à l'évolution rapide du comportement de l'alliage et de la vitesse d'oxydation dans cette gamme de température.

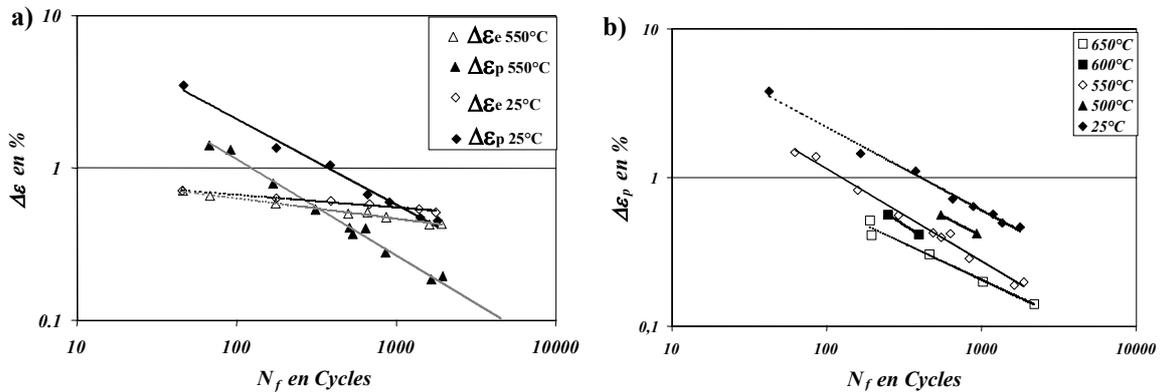


Figure 45 : Courbes de Manson Coffin de l'alliage 718 à différentes températures a) Influence de l'amplitude de déformation plastique et élastique sur la durée de vie b) Effet de la température [Four77b].

Dans le cas de l'alliage 718, on n'observe pas une pente unique sur les courbes de Manson Coffin. Pour les nombres de cycles à rupture importants on peut observer une rupture de la pente. Ce type de comportement a été observé à température ambiante par Clavel & al. [Clavel82] et, plus récemment, par Bhattacharya & al. [Bhatt97]. Il est associé à un changement du mode de déformation (*figure 46*). Pour les faibles déformations, le mode de déformation plastique est principalement le micromaclage alors que pour des déformations plastiques plus importantes, il s'agit de la localisation de la déformation dans les bandes de glissement. Ce changement de mode de déformation conduit probablement à des cinétiques d'amorçage de fissures en fatigue différentes et de ce fait, à des nombres de cycles à rupture différents.

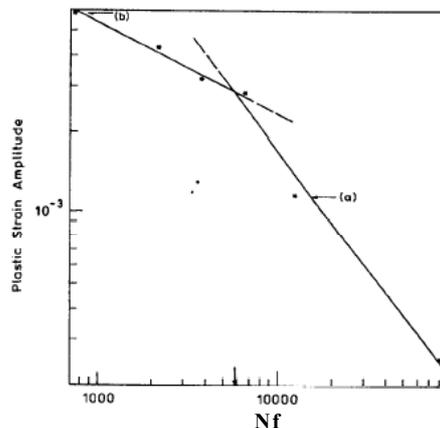


Figure 46: Courbes de Manson Coffin de l'alliage 718 à deux pentes obtenues à température ambiante pour des faibles déformations plastiques [Bhatt97].

3.3.3. AMORÇAGE DES FISSURES EN FATIGUE DANS L'ALLIAGE 718

On distinguera ici deux types d'amorçage : les amorçages sur grain en Stade I et les amorçages sur particules de seconde phase et hétérogénéités. La *figure 47* schématise ces deux cas : un amorçage en Stade I suivi de la propagation en Stade II et un amorçage sur particule subsurfacique.

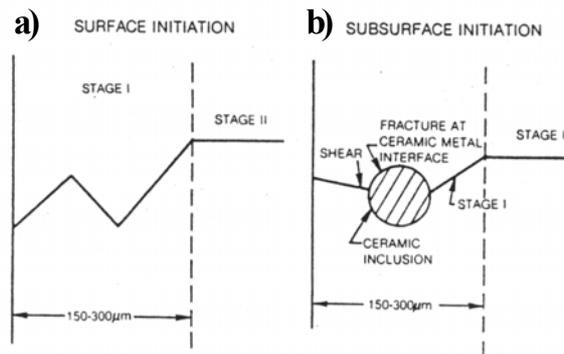


Figure 47: Représentation schématique en coupe de l'amorçage a) En Stade I ; b) Sur une inclusion subsurfacique [Jabl81].

L'optimisation des paramètres thermomécaniques d'élaboration a donné lieu à l'alliage 718 DA. Ce traitement permet un accroissement considérable de la limite d'élasticité et de la contrainte à rupture de cet alliage. Cette augmentation des propriétés est due à deux sources principales : la diminution de la taille de grain et une augmentation de l'écrouissage résiduel. Les pièces ne subissant plus de traitement d'hyper trempe après forgeage, cet écrouissage résiduel n'est pas relaxé. Les écrouissages résiduels étant hérités du forgeage, ils sont dépendants du niveau de déformation local. Dans une pièce industrielle, on observe donc un comportement moins homogène que dans le cas du traitement TR. De plus, ces variations des propriétés donnent lieu à un changement de mécanisme d'amorçage. Alors qu'un alliage à gros grains avec peu d'écrouissage résiduel donne préférentiellement lieu à des amorçages en Stade I, l'alliage à plus haute résistance (grain fin et fort écrouissage résiduel) privilégie l'amorçage sur particules [Zerr00] (c. f. *figure 6*). Ces amorçages sur particules, conduisent à de faibles durées de vie. Dans certains cas, on peut observer des abattements de durée de vie de deux ordres de grandeur par rapport à la durée de vie obtenue lors d'un amorçage en stade I pour une même sollicitation.

3.3.3.1. Amorçage en stade I

L'alliage 718, lorsque sa taille de grain est importante, favorise les amorçages sur grains. Des observations d'amorçage de fissures sur BGI (Bandes de Glissement Intense) dans l'Inconel 718 ont été effectuées par Fournier [Four77a] et Clavel [Clavel82]. La *figure 48* présente une fissure de Stade I observée a) sur le fût d'une éprouvette ; b) sur une coupe longitudinale. Sur la coupe, on note l'amorçage de la fissure selon un plan différent du plan normal à la direction de sollicitation, ce qui est caractéristique d'un amorçage en Stade I. La fissure se propage ensuite en Stade II dans le plan normal à la direction de sollicitation dès qu'elle a atteint une dimension proche de celle de la taille de grain.

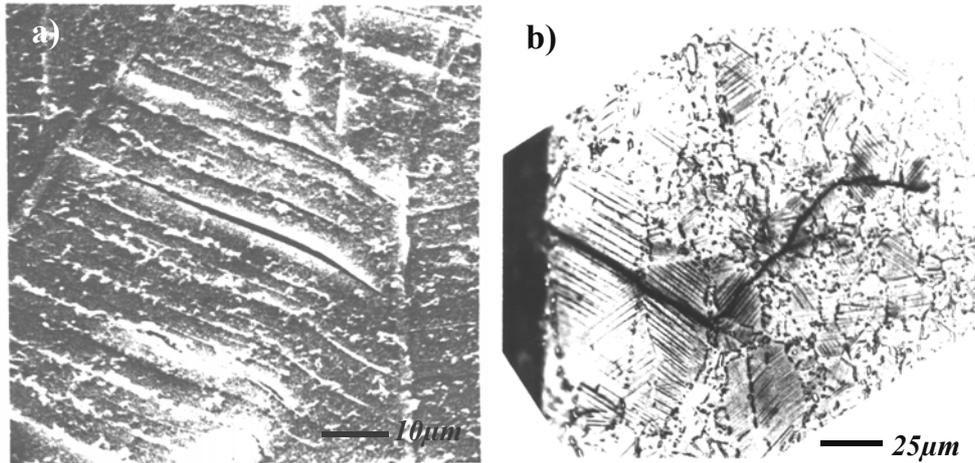


Figure 48: Observations par MEB et MO de l'amorçage de fissure en fatigue à 25°C dans l'Inco 718 : a) Essai à $\Delta\varepsilon_p/2=\pm 0.62\%$, $N_f=924$ cycles ; b) Coupe longitudinale d'une éprouvette testée à $\Delta\varepsilon_p/2=\pm 0.4\%$ [Four77a].

La formation des fissures de Stade I est liée à l'amplitude de déformation plastique appliquée lors de la sollicitation en fatigue. Des mesures de distances entre les BGI, pour différentes amplitudes de déformation plastique ont été réalisées par Clavel [Clavel82] pour l'alliage 718 et le waspaloy (c f. *figure 49*). L'évolution de la distance entre les bandes de glissement avec l'amplitude de déformation plastique est, pour ces deux alliages, de la forme :

$$l = l_0 \Delta\varepsilon_p^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

où l est distance entre bandes et l_0 : une constante.

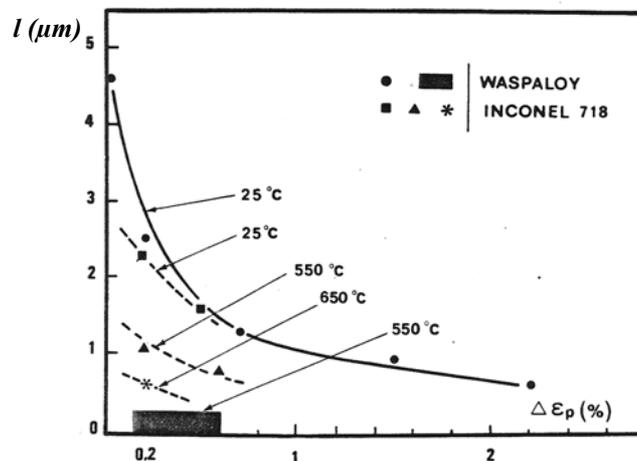


Figure 49: Effet de la plasticité sur les amorçages en Stade I: évolution de la distance interbandes, l , en fonction de l'amplitude de déformation plastique [Clavel82a].

3.3.3.2. Amorçage sur particules

Pour le cas de l'alliage 718, à chaud, l'oxydation a un effet sur l'amorçage des fissures de fatigue. Les carbures de niobium, présents dans l'alliage 718, sont sujets à une oxydation préférentielle [Conno03]. Cette affinité du niobium pour l'oxygène conduit, à 600°C, à l'oxydation des carbures pour des temps relativement faibles : 30 min à 1h. Cette oxydation s'accompagne d'une expansion volumique dont le coefficient est supérieur à 2. Ce coefficient est le rapport entre le volume initial et le volume final après oxydation. Les carbures subsurfaciques sont du fait de cette expansion, des sites privilégiés pour l'amorçage des

fissures en fatigue. La **figure 50** schématise les différents cas de figure observés en fonction de la position initiale du carbure par rapport à la surface.

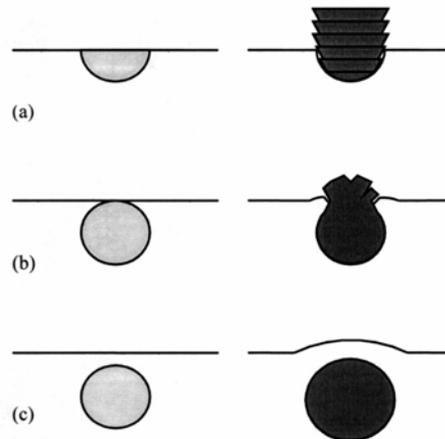


Figure 50: Présentation des différentes configurations de formation, d'oxyde de niobium Nb_2O_5 à partir de carbure de niobium NbC en fonction de la position du carbure par rapport à la surface [Conno03].

Les **figures 51 à 53** montrent ces différents cas de figure. La formation de strates (cas a) présentée en **figure 51** est obtenue pour des faibles temps d'oxydation. L'expansion volumique est contrôlée par les frottements latéraux avec la matrice, ce qui conduit à la formation de ces strates.

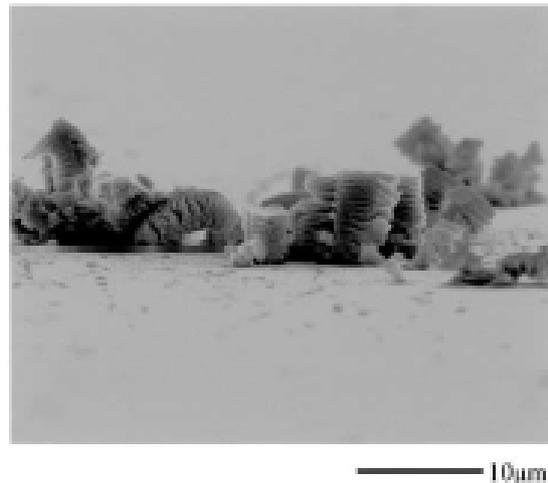


Figure 51: Formation d'oxyde de niobium Nb_2O_5 à partir de carbure de niobium NbC en strates lors d'une oxydation de 16h à 550°C [Conno03].

L'éruption complète est présentée **figure 52** dans le cas de l'oxydation seule [Conno03] et dans le cas de fissures observées sur le fût d'une éprouvette de fatigue. Dans ce cas, la particule subsurface vient déchirer la surface et termine son expansion en surface. Pour la tenue en fatigue, ces deux premiers types de défaut de surface ont sans doute un comportement proche de celui d'un trou.

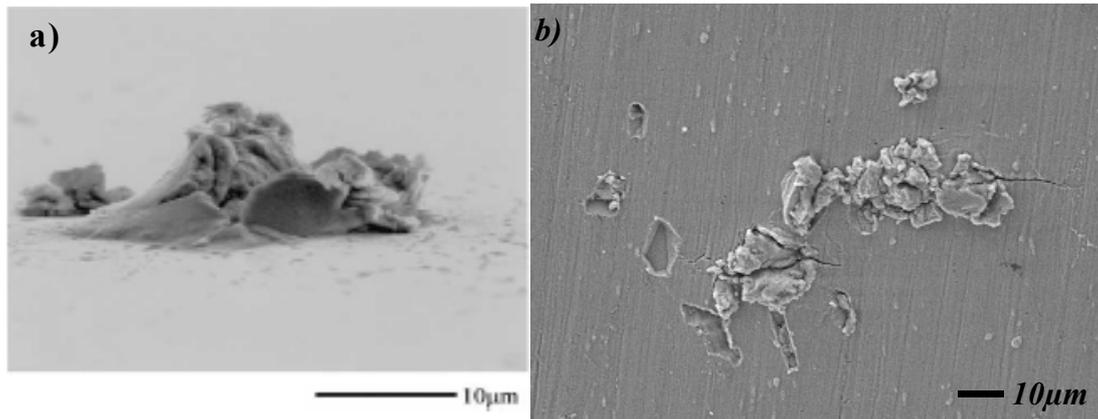


Figure 52: Emergence complète de l'oxyde de niobium en surface a) en vue rasante [Conno03] ; b) Observation de fissures de fatigue amorçées sur l'émergence d'oxyde de niobium pour un essai avec temps de maintien à 600°C (1.5sec-90sec-1.5sec) avec $R\sigma=0$ et $\varepsilon_{max}=1.3\%$.

Le dernier cas de figure, **figure 53**, est celui de la particule subsurface donnant lieu à un gonflement de la surface. Ce cas est le plus néfaste pour la tenue en fatigue. La matrice au voisinage de l'inclusion est maintenue en tension et sera, de ce fait, un site privilégié pour l'amorçage des fissures en fatigue. De plus, une fois la particule fissurée, il y a en général une propagation rapide jusqu'à la surface. On peut dans ce cas considérer schématiquement la taille de la fissure à l'amorçage comme celle d'une fissure dont le front est défini par la ligne en pointillés [Clém84]. Il est bien évident que cette approche de taille équivalente ne s'applique qu'à des défauts surfaciques et subsurfaciques et non à des particules « internes ».

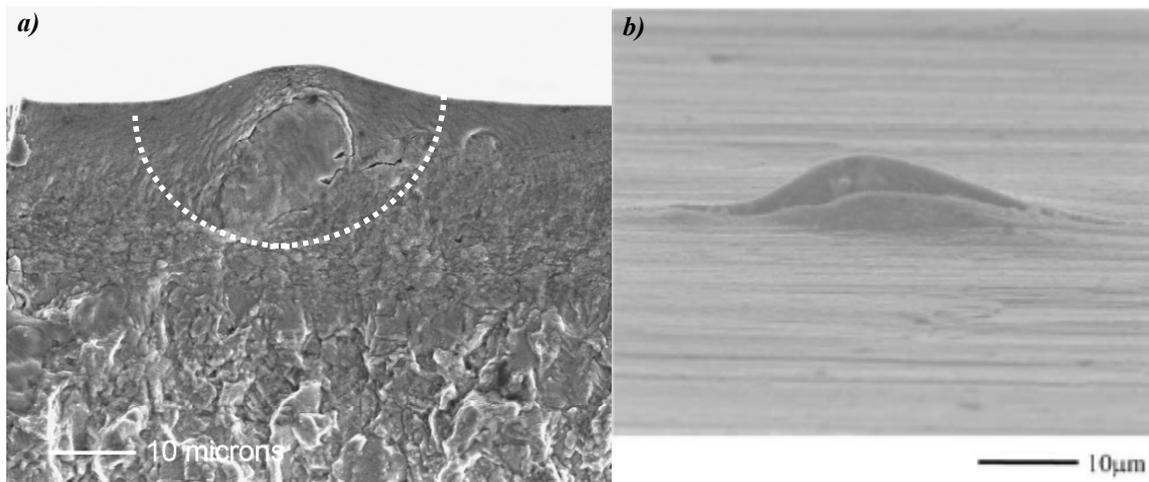


Figure 53: Observation de fissures de fatigue obtenues lors d'essais essai de fatigue en flexion trois point à 600°C avec $K_t=2.08$, $\sigma_{max}=750-790$ MPa et $R\sigma=0.2$ [Conno03]; a) Observation du faciès de rupture: amorçage de la fissure principale sur le gonflement de la surface dû à l'oxydation d'un carbure de niobium subsurface; b) Observation du fond d'entaille: amorçage d'une fissure secondaire de fatigue amorçée sur un carbure de niobium oxydé en souscouche

3.3.4. PROPAGATION

3.3.4.1. Propagation de grandes fissures

La vitesse de propagation des fissures dépend de nombreux paramètres matériau et mécaniques. Le type de propagation est souvent le premier indicateur de vitesse de propagation:

- la propagation intergranulaire donne, en général, lieu à des vitesses de propagation élevées (c. f. **figure 54.a**).
- la propagation transgranulaire engendre, quant à elle, des vitesses de propagation les plus faibles (c. f. **figure 54.b**).

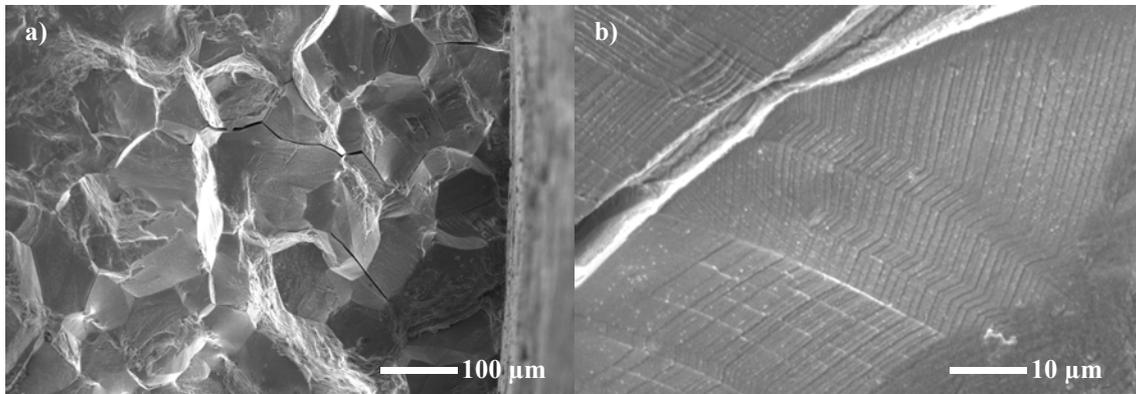


Figure 54: Faciès caractéristique de propagation de l'Inco 718 a) intergranulaire; b) transgranulaire.

Certains paramètres favorisent la propagation intergranulaire et d'autres la propagation transgranulaire. La propagation intergranulaire est, dans le cas de l'alliage 718, liée à l'oxydation. L'oxydation étant un mécanisme diffusionnel, dépend principalement du temps et de la température. La vitesse de propagation sera donc d'autant plus importante que la fréquence sera faible. Un essai sous vide ou atmosphère inerte, par ce biais, conduit à des vitesses de propagation plus faibles et à une propagation transgranulaire. Ce mécanisme de fragilisation intergranulaire par oxydation a bien été mis en évidence par Molins & al. [Molins97b]. L'existence d'une pression partielle d'oxygène de transition a été identifiée. Au delà de cette pression, la fragilisation des joints de grain est présente (c. f. **figure 55**).

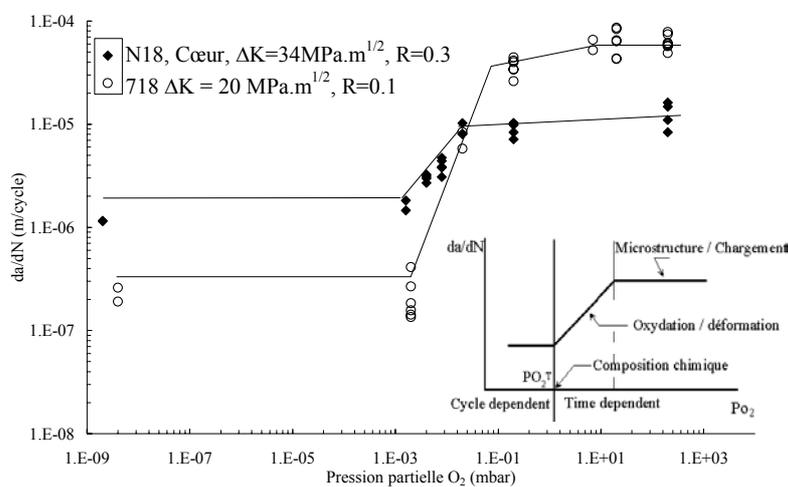


Figure 55: Effet de la pression partielle d'oxygène sur les vitesses de propagation des fissures à chaud pour deux alliages à base nickel à 650°C.

La fragilisation est due à la formation d'oxydes fragiles au niveau des joints de grain. La nature de cet oxyde suscite encore des divergences. D'après Andrieu & al. [Andrieu91], en dessous de la pression partielle de transition, l'oxyde produit en surface est l'oxyde de chrome Cr_2O_3 qui forme une couche passivante sur la surface de rupture et empêche la diffusion de l'oxygène. Au dessus de cette pression de transition, ce sont les oxydes poreux de fer et de nickel qui se forment. Gao & al. [Gao94] attribuent la fragilisation à la formation d'oxyde de niobium au niveau des joints de grain. En effet, comme le montre la **figure 56.a**, lors d'un

maintien de une heure à des températures élevées, on observe, sur un monocristal d'alliage 718, la ségrégation de niobium en surface. Le niobium est un élément avide d'oxygène et forme un oxyde poreux (Nb_2O_5). On peut remarquer sur la **figure 56.b** la présence de « carbure de niobium » sur un faciès de rupture (essai de fluage à 700°C sous 100 KPa de pression partielle d'oxygène) qui est sans doute, de par sa morphologie, de l'oxyde de niobium Nb_2O_5 . Celui-ci se serait formé à partir d'un carbure de niobium. L'oxydation du carbure de niobium s'accompagne, là aussi, d'une expansion volumique [Conno03]. On peut imaginer que la formation de l'oxyde de niobium joue un rôle dans l'ouverture des joints de grain.

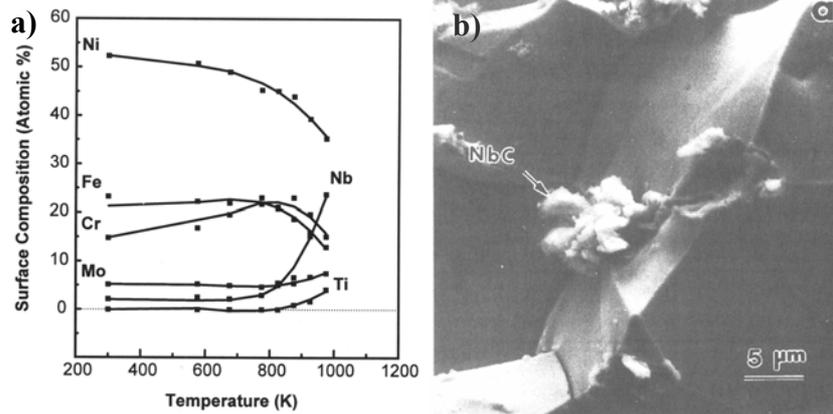


Figure 56: a) Effet de la température sur la ségrégation des éléments à la surface d'un monocristal d'alliage 718 pendant 1h; b) Faciès de rupture en fluage sous 100KPa d' O_2 à 700°C .

Pédrón & Pineau [Pedr82b] ont identifié les effets de microstructure sur les modes de fissuration (c. f. **figure 58.a**) et cela pour plusieurs microstructures de l'alliage 718. On note sur la **figure 58.a** l'effet de la fréquence, de l'environnement sur les vitesses de propagation pour différentes microstructures. Lorsque l'essai est mené à fréquence élevée (20 Hz), la fragilisation des joints de grain par l'oxydation est très faible. La vitesse de propagation est, dans ce cas, dépendante du nombre de cycles et non du temps. Les joints de grain n'étant pas fragilisés, la rupture est principalement transgranulaire pour toutes les microstructures. Pour un essai avec temps de maintien (10-300-10) sous vide, les joints de grain n'étant pas fragilisés par l'oxydation, la rupture est transgranulaire et la vitesse de propagation est, là encore, indépendante de la microstructure. Enfin, pour un essai avec temps de maintien sous air, on voit apparaître les effets de microstructure. La microstructure à grain le plus fin est celle qui se comporte le moins bien alors que la structure à collier présente les vitesses de propagation les plus faibles. Plus la taille de grain est importante et plus la rugosité de la surface de rupture est importante, plus la propagation est lente. Récemment, des résultats similaires sur l'effet de fréquence et de l'environnement ont été obtenus par Osinkolu & al. [Osin03] (c. f. **figure 57.b**). Sur la **figure 57.b**, on peut remarquer l'effet de la fréquence sur la vitesse de propagation.

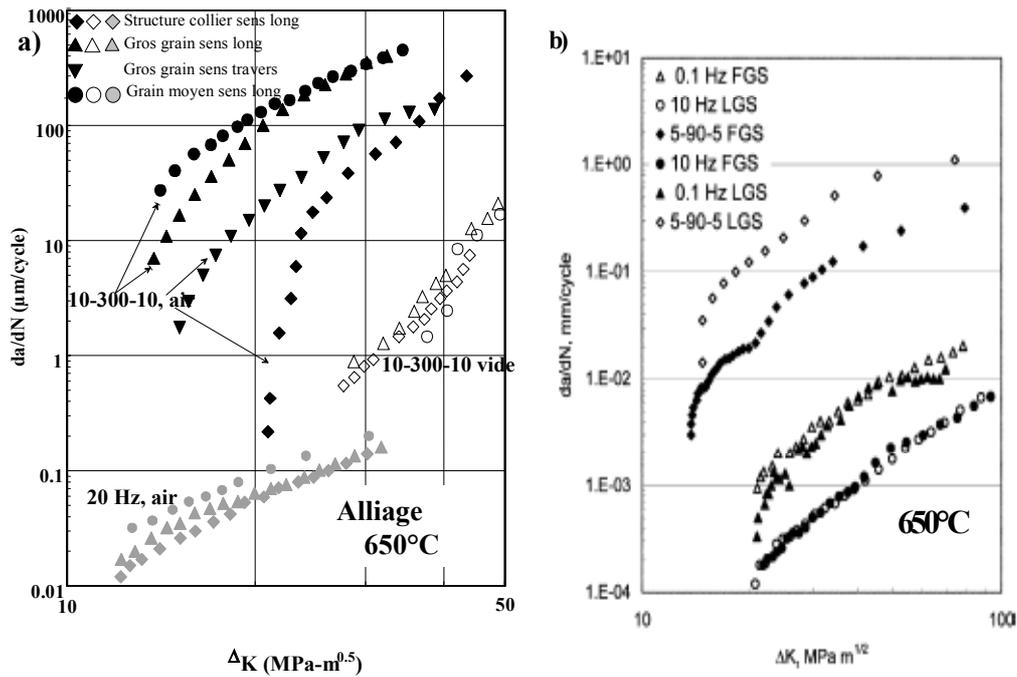


Figure 57: Mesures de vitesses de propagation de l'alliage 718 à chaud pour différentes microstructures sous air, sous vide, avec et sans temps de maintien a) J.P. Pedron & al.[Pedr82b]; b). G. A. Osinkolu & al.[Osin03].

Entre 10 Hz et 0.1 Hz un écart notable de vitesse de propagation est observé. Cet écart est dû à la fréquence de transition entre les deux régimes de propagation. La transition entre les deux modes de rupture se situe au voisinage de 1 Hz comme le montre la **figure 58**. Ces essais se situent donc au niveau de l'apparition des effets d'environnement.

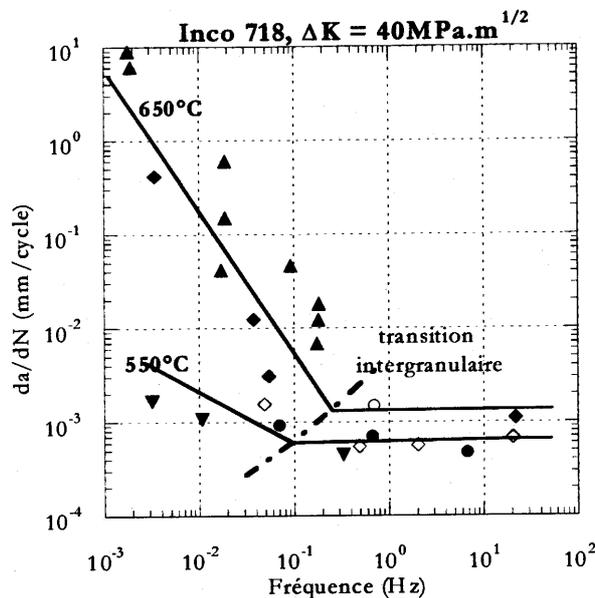


Figure 58: Effet de la fréquence de sollicitation et de la température sur la transition de mécanisme de rupture [Pedr82a].

Cette étude sur l'effet de la taille de grain sur la propagation des fissures en fatigue a été réalisée sur deux microstructures issues de deux sources différentes. Une microstructure à petits grains est tirée d'un disque forgé et traité 1 h à 955°C suivi des revenus classiques R₁ et R₂. Une structure à gros grains est issue d'une billette traitée 1 h à 1093°C puis revenue 4 h à 720°C puis 16 h à 620°C. La **figure 59** présente ces deux microstructures.

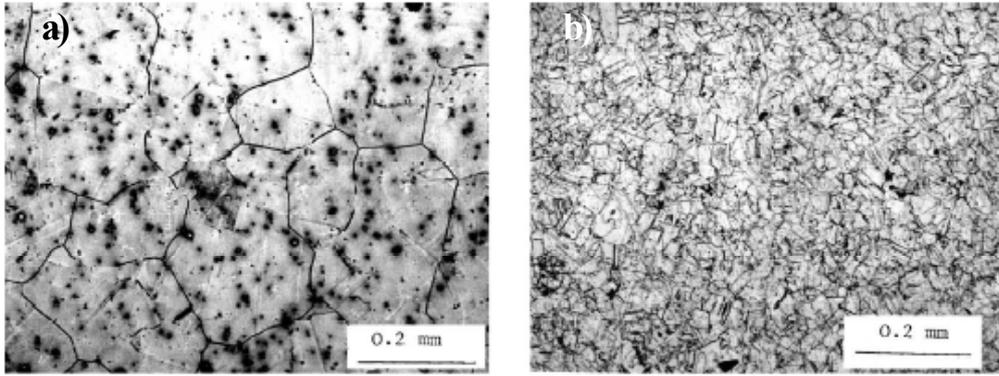


Figure 59: Microstructures de l'alliage 718 utilisé par G. A. Osinkolu & al. a) LGS: 3-4 ASTM; b) FGS: 9-10 ASTM.

Compte tenu des temps et températures de traitement, la structure à gros grains est probablement exempte de phase δ (la remise en solution a été effectuée à une température supérieure au solvus δ). La structure à petits grains étant traitée en dessous du solvus δ , renferme sans doute de la phase δ au niveau de ces joints de grain. Le revenu de ces deux microstructures n'étant pas identique, on peut aussi s'attendre à un effet des phases durcissantes. Alors que Pedron & al ont observé un effet bénéfique de l'augmentation de la taille de grain, Osinkolu & al. constatent un effet inverse. L'alliage à petits grains conduit à des vitesses de propagation plus faibles dans le domaine de fissuration intergranulaire. Ces résultats contradictoires montrent l'importance du traitement thermique de l'alliage 718 sur la propagation de fissures en fatigue. La phase δ est un des paramètres microstructuraux qui a un effet sur la propagation des fissures. La comparaison des performances relatives des différentes microstructures a été effectuée, dans le cas des travaux de J. P. Pédrón, à fraction de phase δ constante mais pas dans l'étude de Osinkolu & al. Cette différence de microstructure est sans doute à l'origine de cette divergence. Les résultats de Ponnelle [Pon01] montrent le rôle important de guide de fissure que joue la phase δ dans l'alliage 718 (c.f. **figure 60**). Dans certains cas, elle peut être néfaste pour les propriétés mécaniques mais l'absence de phase δ est tout aussi mauvaise pour la tenue des joints de grain. Cet effet est encore plus marqué lorsqu'il s'agit d'essai de fatigue avec temps de maintien comme c'est ici le cas.

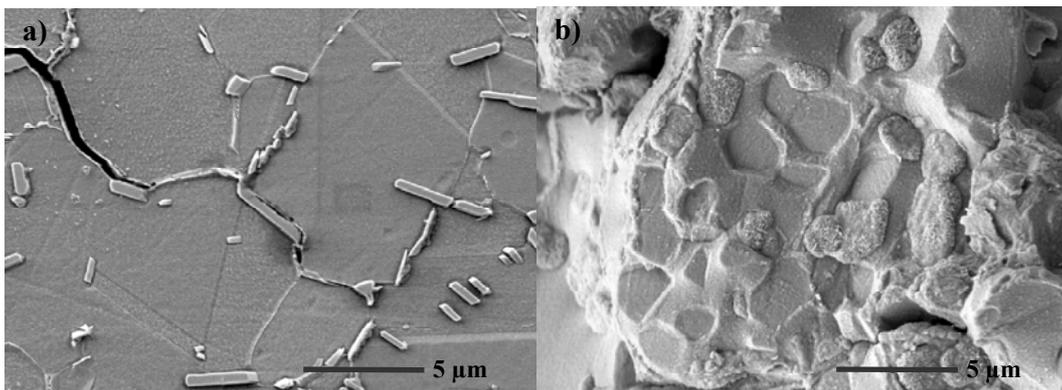


Figure 60: Rôle de la phase δ dans le mécanisme de propagation des fissures a) vue en coupe b) observation de la surface de rupture [Pon01].

Un autre paramètre métallurgique important pouvant expliquer cet effet inverse observé par Osinkolu & al. est l'influence de la fraction de précipités durcissants. La **figure 61.a** présente les résultats de Floreen & al. [Flor80] sur l'effet d'un traitement de vieillissement sur la vitesse de propagation de fissures. Deux traitements thermiques ont été étudiés:

- un traitement "conventionnel" composé d'une remise en solution à 982°C avec un refroidissement à l'air, suivi d'un revenu de 8 h à 732°C avec un refroidissement à four fermé jusqu'à 620°C puis d'une trempe à l'air;
- un traitement de survieillissement comportant une remise en solution à 927°C pendant 10 h avec un refroidissement à l'air suivi d'un revenu de 48 h à 732°C avec un refroidissement à l'air.

Les essais de propagation effectués sous hélium ne montrent pas d'effet du vieillissement sur les vitesses de propagation, toutes fréquences confondues. On retrouve en revanche, sous air, des effets de microstructure qui sont prédominants pour les faibles fréquences de sollicitation. Le traitement de survieillissement conduit, dans ce cas, à des vitesses de propagation inférieures au traitement "conventionnel". Des résultats similaires sur l'effet du survieillissement ont été obtenus par Guédou & al. [Guedou94] (c. f. *figure 61.b*). Dans ce cas, les traitements thermiques considérés sont le traitement TR nommé ST et un traitement de survieillissement DT, de 50 h à 750°C. La taille de précipités durcissants ainsi que la morphologie de la phase δ n'est pas constante. Pour l'état ST, la taille des précipités γ' est de l'ordre de 10 nm et 15 nm pour γ'' . Pour l'état DT la taille des précipités γ' est de 50 nm et 100-300 nm pour γ'' . Il y a donc sur la *figure 61.b* les deux effets combinés de la phase δ et des précipités durcissants.

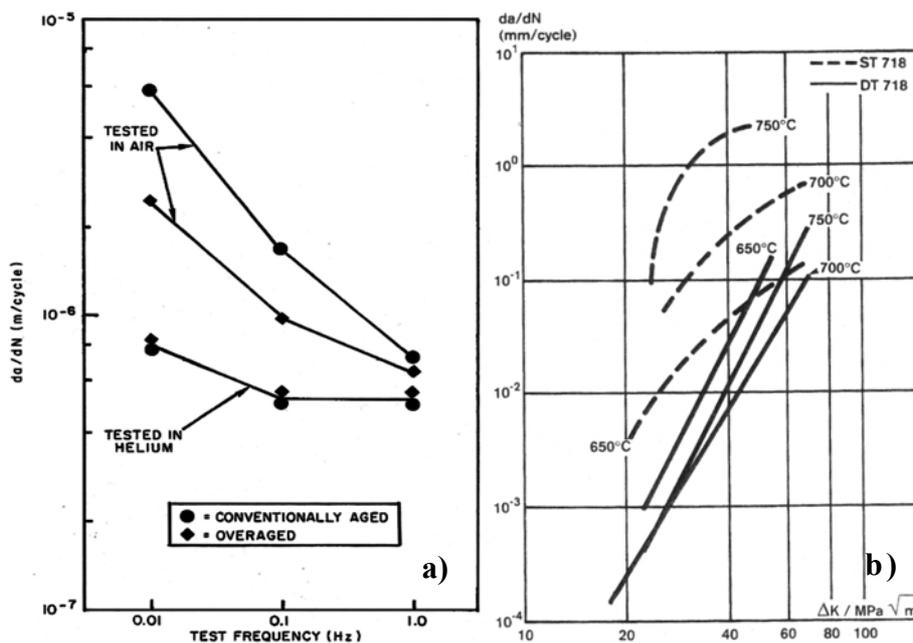


Figure 61: Effet du vieillissement sur la vitesse de propagation des fissures a) à 650°C pour $\Delta K=40\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ [Flor80]; b) pour des cycles 10-90-10 avec $R=0.05$ [Guedou94].

Le fibrage des pièces est un des paramètres métallurgiques ayant le plus d'effet sur la vitesse de propagation. Il est bien connu que les vitesses de propagation de fissures sont supérieures dans le sens long à celles du sens travers (c. f. *figure 58.a*). Mais on retrouve aussi des effets du fibrage dans le cas de fissures se propageant en sens travers d'une pièce forgé mais coupant ces fibres dans des directions différentes. Le travail de S. Ponnelle [Pon01] a mis en évidence l'annihilation de l'effet du temps du maintien dû au fibrage (c. f. *figure 62*). Ainsi l'effet d'environnement est directement à mettre en relation avec les alignements de particules et plus particulièrement de phase δ .

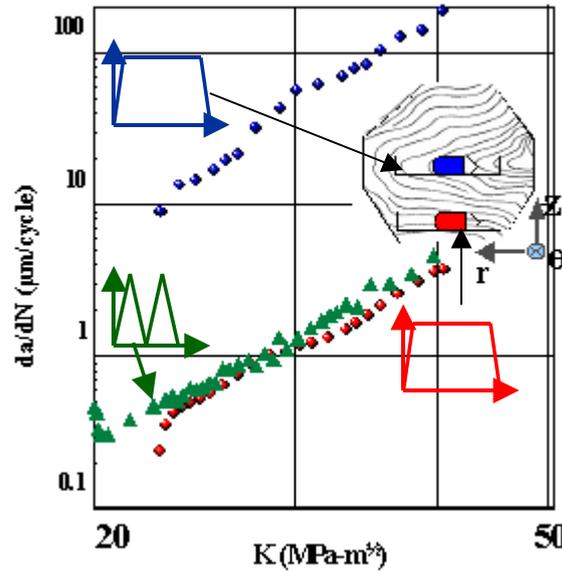


Figure 62: Annihilation de l'effet du temps de maintien dû au fibrage sur éprouvettes CT à 650°C [Pon01].

La disparition de l'effet de temps de maintien dans le cas d'une propagation parallèle au fibres est due à un délaminage du matériau. Ce délaminage s'accompagne d'un ralentissement de la vitesse de propagation (c. f. **figure 63**).

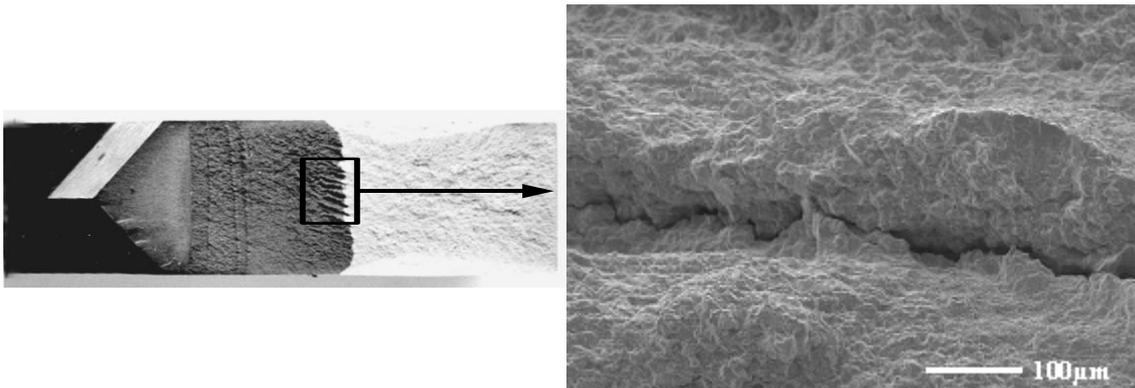


Figure 63: Observation du délaminage de fissures à l'origine de l'annihilation de l'effet du temps de maintien [Pon01].

3.3.4.2. Propagation de petites fissures

L'extension des modèles de prédiction des vitesses de propagation de grandes fissures aux petites fissures n'est pas toujours possible. En effet, on constate souvent que la propagation de petites fissures est anormalement rapide par rapport aux prédictions qui peuvent être faites par la mécanique linéaire élastique de la rupture. La **figure 64** illustre ces effets en comparant les prédictions de durée de vie en fonction de la taille de fissure avec et sans prise en compte de l'effet de taille de fissure.

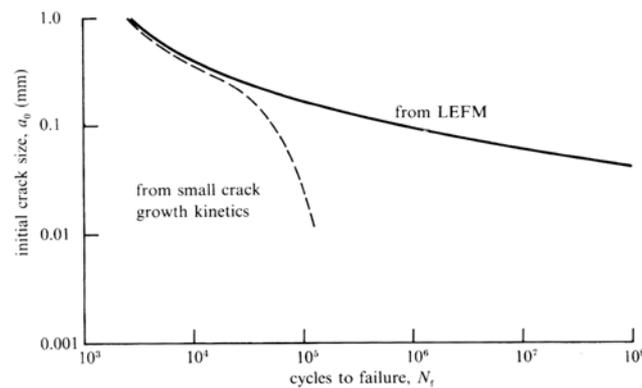


Figure 64: Effet de la taille initiale de fissure sur la prédiction du nombre de cycles à rupture de l'ASTROLOY calculé par la mécanique élastique linéaire de la rupture et en tenant compte des effets de petites fissures [Suresh98].

Cette différence de vitesse peut avoir deux origines principales:

- ❑ La mécanique linéaire de la rupture ne s'applique pas dans ce cas, une analyse élasto-plastique locale est indispensable.
- ❑ La mécanique linéaire de la rupture peut s'appliquer mais les micromécanismes associés sont à prendre en compte (effet de microstructure, d'environnement, phénomène de fermeture).

S. Suresh [Suresh98] classe les petites fissures selon quatre familles :

- ❑ Les fissures « microstructuralement » petites dont la taille est du même ordre de grandeur que celles des paramètres microstructuraux (ex : taille de grain, distance entre particules...).
- ❑ Les fissures « mécaniquement » petites dont la taille est du même ordre de grandeur que la taille de la zone pastique en pointe de fissure.
- ❑ Les fissures « physiquement » petites qui ont des tailles supérieures aux tailles caractéristiques de la microstructure et de la plasticité mais qui sont physiquement petites, en général de taille inférieure au millimètre.
- ❑ Les fissures « chimiquement » petites dont le comportement anormal est dû aux effets chimiques tels que l'oxydation ou la corrosion.

Dans notre cas, compte tenu de la taille de grain (5-10 μm), les fissures seront principalement « physiquement » petites. Dans de nombreux cas, le comportement des petites fissures ne se traduit pas uniquement par un décalage du seuil de non propagation, mais aussi par des arrêts ou ralentissements de fissures. La **figure 65** présente ces phénomènes d'arrêts et ralentissements de propagation dans le domaine des petites fissures. Ils sont souvent associés au franchissement de barrières microstructurales (joints de grain, particules...) ou à des bifurcations de fissures.

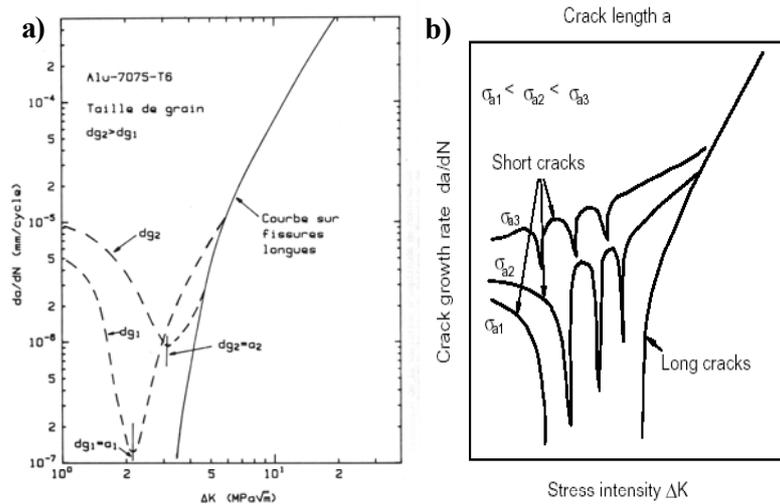


Figure 65: Représentation des vitesses de propagation de petites fissures a) Effet de la taille de grain sur la propagation de fissures [Lankf82]; b) Effet de la contrainte ou de la taille de la fissure [Polak01].

On remarque par exemple sur la **figure 65.a** l'effet de la taille de grain sur le ralentissement des fissures lorsque la taille de la fissure approche la taille de grain. Dans ce cas, la fissure doit franchir un joint de grain ce qui peut conduire à une diminution de la vitesse de propagation. Ces chutes de vitesses peuvent se reproduire à plusieurs reprises comme l'illustre la **figure 65.b**, avec des arrêts ou ralentissements de fissures réguliers caractéristiques de la distance entre les barrières microstructurales. Lorsque la taille de la fissure devient importante (>0.3 mm), on retrouve le comportement de grandes fissures. On peut aussi remarquer l'effet de la taille de fissure ou de la contrainte sur la position des courbes (c. f. **figure 65.b**). Pour un même ΔK , plus la fissure est petite et plus le risque d'arrêt est important. Quelques études traitent de la propagation de petites fissures à chaud dans l'alliage 718 et révèlent l'existence de ces ralentissements de propagation de fissures. Les petites fissures considérées dans ce cas, sont des fissures 3D et la mesure de longueur est effectuée sur la surface de l'éprouvette. Il n'est donc pas possible de relier directement ces observations au paramètre ΔK utilisé pour les fissures longues. Il a été souligné que le suivi des longueurs de fissures est effectué en général par prise de répliques de la surface et observations au MEB.

La **figure 66** présente les résultats de Chen & al. [Chen00], obtenus en flexion rotative, sur l'évolution des longueurs de fissures en fonction du nombre de cycles normalisé. On remarque une stagnation des longueurs de fissures pour une taille de fissure comprise entre 20 et 30 μm , taille qui est cohérente avec celle du grain de l'alliage 718 utilisé (20 μm). Les auteurs attribuent ces arrêts de fissures aux effets de fermeture par plasticité ou par oxydation. Au delà de la taille critique de 30 μm , la vitesse de propagation retrouve une évolution normale. Dans cette étude, l'amorçage des fissures se produit en stade I. On peut donc se demander si il est raisonnable de parler de propagation de fissure lorsque la taille de la fissure est inférieure à la taille de grain. Ces phénomènes de « ralentissement » de fissures pourraient tout aussi bien être associés au passage de la fissure de stade I au stade II et/ou au nombre de cycles nécessaire à l'obtention d'un front de fissure 3D équilibré.

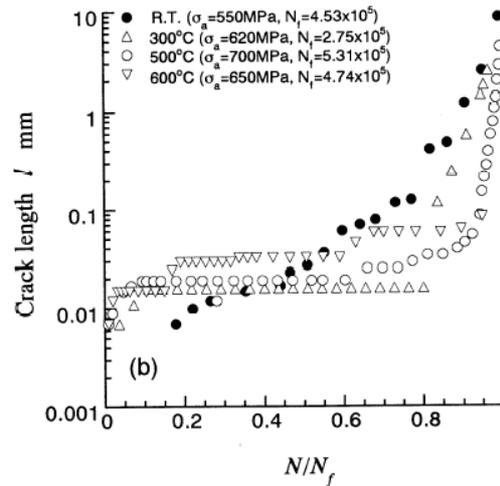


Figure 66: Mesure de propagation de petites fissures en fatigue dans l'alliage 718 sur éprouvettes lisses [Chen00].

On remarque sur la **figure 67** l'évolution linéaire de la vitesse de propagation avec la taille des fissures pour tous les essais réalisés à chaud et une partie de ceux réalisés à température ambiante. Pour ces essais de propagation de petites fissures, Chen & al. [Chen00] ont implanté un microdéfaut cylindrique de 300 μm , de diamètre et de profondeur à la surface de chaque éprouvette. Pour les essais dont la pente est de 1, le comportement des fissures est cohérent avec le modèle de propagation proposé par Tomkins [Tomk68].

On constate aussi sur la **figure 67** une évolution brutale de la pente des courbes de propagation pour les essais réalisés à température ambiante pour les faibles chargements. Compte tenu du faible niveau de chargement et de la taille des fissures, il est probable que celles-ci soient au voisinage du seuil de non propagation. La trop faible plasticité rend probablement le modèle de Tomkins inapproprié pour ces essais.

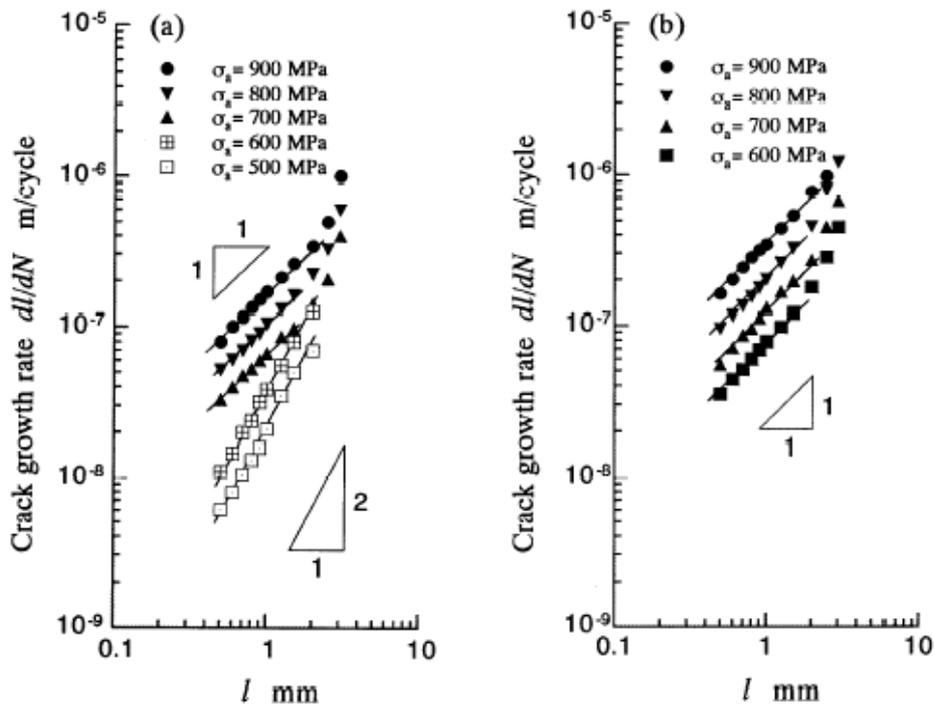


Figure 67: Mesures de vitesses de propagation de petites fissures en fatigue dans l'alliage 718 a) à température ambiante; b) à 500°C [Chen00].

Connolley & al. [Conno03] ont aussi effectué des mesures de propagation de petites fissures en flexion sur des éprouvettes entaillées ($K_t=2.08$). Les auteurs ont montré que l'usinage des entailles induit un écrouissage important sur une épaisseur de 10 à 20 μm . La fissure se propage donc en fond d'entaille dans un gradient : de contraintes, de taille de grain et contraintes résiduelles. Les observations étant réalisées en surface, il est probable que le front de fissure évolue avec la taille de la fissure et n'a pas, de ce fait, une forme constante. Il n'est donc pas étonnant de constater des arrêts de fissures lorsque ces résultats sont reportés sur une courbe de type Paris (c. f. **figure 68**). La présence d'une zone écrouie en fond d'entaille ne doit pas être sans effets sur la propagation de ces petites fissures. De plus, le calcul de ΔK est effectué en deux étapes : un calcul par éléments finis élasto-plastique du champ de contrainte en fond d'entaille ; un calcul du facteur d'intensité des contraintes associé à une fissure 3D dans une plaque sollicitée en flexion. Cette démarche présente quelques inconvénients :

- les auteurs utilisent un facteur de forme de fissure (rapport c/a : rayon en surface/profondeur=1). Cette hypothèse n'est probablement pas valide dans le cas d'une éprouvette entaillée sollicitée en flexion. Il paraît raisonnable de penser que le gradient de contrainte conduise à une propagation plus rapide en surface qu'à cœur et, de ce fait, à un facteur de forme différent de 1.
- La méthode de calcul de ΔK suppose qu'il est possible de décorrélérer, sans l'utilisation de fonction de poids, la géométrie de l'éprouvette et la fissure. La géométrie de l'éprouvette intervient uniquement dans le calcul de l'amplitude de contrainte locale.

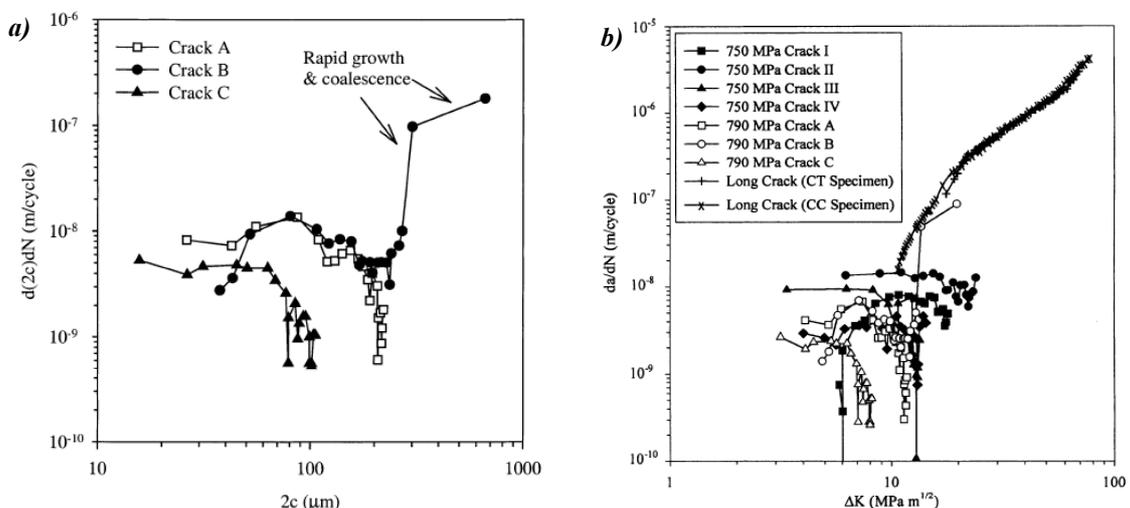


Figure 68: Mesure de propagation de petites fissures en fatigue, à chaud, sur éprouvettes entaillées, dans l'alliage 718 [Conno03] a) Mesures de longueurs de fissures pour un essai réalisé à $\sigma_{\max}=790$ MPa; b) Comparaison des mesures effectuées sur fissures courtes à celles obtenues sur fissures longues à 600°C pour des cycles 1-1-1-1 avec $R\sigma=0.1$.

Les mesures n'étant effectuées qu'en surface, les phénomènes d'arrêts de fissures observés pourraient être associés aux effets 3D. Les amorçages sont, dans cette étude, constatés, pour la plupart, sur des particules surfaciques et sub-surfaciques. La taille de ces particules est de l'ordre d'une dizaine de microns. On peut ne donc calculer une valeur de ΔK que lorsque le front de la fissure est connu et stabilisé. Tant que la fissure n'est pas dissociée du défaut qui lui a donné naissance, il est difficile d'effectuer un calcul de ΔK . Pour ce type

de défaut, si on ne tient pas compte de la zone déformée lors de l'oxydation de la particule, la taille de fissures $2c$ minimale est d'environ $40 \mu\text{m}$. La **figure 53** présente un de ces sites d'amorçages ainsi qu'une estimation du front de fissure à considérer en début de propagation. Il est possible pour l'essai présenté à la **figure 68.a** que les vitesses de propagation élevées soient associées à la stabilisation du front de fissure 3D. Des observations similaires ont été réalisées par A. Pineau [Pineau86] sur des défauts 3D millimétriques pour un alliage d'aluminium. Dans ce cas, on ne peut pas associer ce comportement à celui de petites fissures. La **figure 69.a** présente le faciès de rupture de l'éprouvette, il y apparaît très nettement une propagation importante en surface et quasi nulle à cœur. La **figure 69.b** présente, quant à elle, les mesures de vitesses de propagation de surface. On note sur cette figure tout comme sur la **figure 69.a** une vitesse de propagation de la fissure constante dans un premier temps puis un arrêt de la fissure lorsque celle-ci est stabilisée. La fissure se propage donc dans un premier temps rapidement vers sa forme d'équilibre. Plus sa forme se stabilise, plus les vitesses de propagation deviennent proches de celles observées sur grandes fissures. Si lorsque la fissure possède un front équilibré la valeur de ΔK est en dessous du seuil de non propagation des fissures la fissure se trouve arrêtée. Pour le cas de l'alliage 718, compte tenu de la nature des sites d'amorçage, il est possible que ces phénomènes 3D soient à l'origine de ces phénomènes de « petites fissures ».

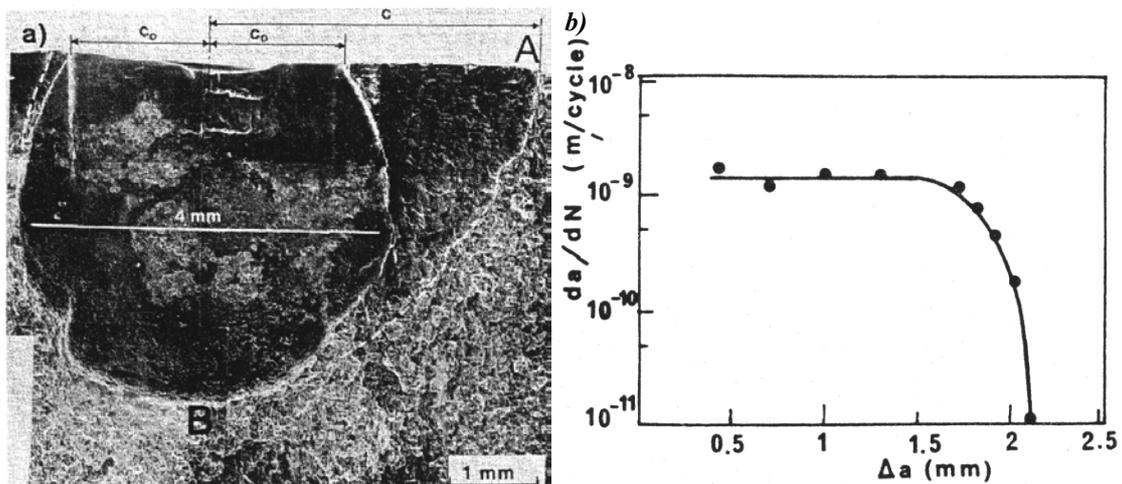


Figure 69: Mesure de vitesse de propagation de fissure 3D dans l'alliage d'aluminium 2024-Al a) fractographie du défaut 3D introduit par électroérosion à la surface de l'éprouvette de flexion et de la zone de propagation de la fissure; b) courbe des vitesses de propagation surfaciques en fonction de la longueur surfacique pour ce défaut 3D [Pineau86].

Enfin, dans de nombreux cas, il est important de ne pas considérer l'endommagement de l'alliage 718 par fatigue uniquement par amorçage puis propagation d'une fissure unique mais plutôt d'un réseau de fissures. En effet, si à une faible fraction de la durée de vie, les fissures peuvent être considérées comme isolées dans un matériau sain, ce n'est pas toujours le cas lorsque celles-ci ont des tailles importantes. Ces phénomènes sont, en général, d'autant plus présents que la sollicitation est sévère. La **figure 70** illustre la coalescence de deux fissures dans l'alliage 718 à chaud avec la propagation rapide jusqu'à rupture de la fissure une fois coalescée. Dans ce cas, alors que les autres fissures semblent ne plus se propager, la coalescence conduit directement à une fissure dont la taille est suffisante pour conduire rapidement à la fin de l'essai. Sans coalescence, la durée de vie de l'éprouvette aurait été sans doute bien plus importante.

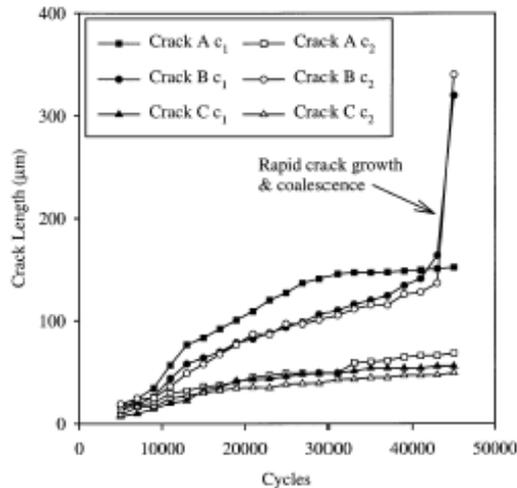


Figure 70: Effet de la coalescence sur la vitesse de propagation de fissure en fatigue dans l'alliage 718, $\sigma_{max}=790$ MPa, $T=600^{\circ}\text{C}$ [Conno03].

Résumé :

L'alliage 718 est un superalliage à base nickel possédant de bonnes propriétés mécaniques jusqu'à 650°C . L'utilisation de cet alliage à l'état DA (vieillessement direct) conduit, d'une part, à une diminution de la taille de grain et d'autre part, à une augmentation de sa limite d'élasticité. Ce traitement induit par ailleurs un effet sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures en fatigue. En effet, la diminution de la taille de grain favorise l'amorçage sur les particules (carbures et nitrures) auquel sont associées de faibles durées de vie en fatigue. De plus, sachant que la propagation des fissures en fatigue à chaud est liée au mécanisme d'oxydation des joints de grain, diminuer la taille de grain tend donc à favoriser la propagation intergranulaire des fissures.

Différentes approches permettent de prédire les durées de vie en fatigue. Certaines sont basées sur des courbes maîtresses. Elles font appel au chargement et ne dissocient pas les différentes étapes de l'endommagement par fatigue. C'est principalement les cas des approches de type Wöhler, Manson-Coffin. D'autres modèles permettent de décrire les différentes étapes de la fatigue : l'amorçage, la propagation et éventuellement la coalescence.

L'alliage 718 est quant à lui sujet, en fonction de sa taille de grain, à différents types d'amorçage. On distingue principalement 3 types d'amorçage des fissures en fatigue : sur particules surfaciques et internes et en stade I.

Enfin, la prédiction des vitesses de propagation de fissures est indispensable pour le dimensionnement en fatigue. Ces vitesses sont, dans le cas de l'alliage 718, influencées par différents paramètres microstructuraux (la taille de grain, la taille et morphologie de la phase δ), ainsi que par les effets d'environnement.