

T
gen 2004/153
50314
1947
23
Université des Sciences et Technologies de Lille

Laboratoire de Mécanique de Lille (CNRS 1441)

THESE DE DOCTORAT

présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour l'obtention du grade de

DOCTEUR

Spécialité : Mécanique

par

WANG Hong



**Contribution à l'étude de l'influence des paramètres de
chargement sur la modélisation de la propagation de
fissure par fatigue sous amplitude de chargement constant**

Soutenue le 9 Avril 1997 devant la commission d'examen

G. MESMACQUE
M. BOUSSEAU
A. IOST
H.P. LIEURADE
C. ROBIN
A. IMAD

Président Professeur
Rapporteur Conseiller scientifique
Rapporteur Professeur
Examineur Directeur de recherches
Examineur Professeur
Examineur Enseignant-chercheur

IUT A de Lille (USTL)
INDRET de Nantes
ENSAM de Lille
C.E.T.I.M. senlis
Ecole des mines de Douai
Ecole H.E.I Lille

B.U. LILLE 1



0 030 122040 7

*Je dédie cette thèse à :
mon père, ma mère,
mon oncle,
mon épouse,
ma fille,
mes soeurs et mon frère.*

- Remerciements -

Ce travail a été réalisé au laboratoire de Mécanique des Matériaux, composante du laboratoire de Mécanique de Lille (L. M. L. URA. CNRS 1441) à l'Université des Sciences et Techniques de Lille, sous la direction de Monsieur G. Mesmacque, professeur, à qui je tiens à exprimer ma plus profonde gratitude pour les enseignements et les encouragements permanents qu'il m'a constamment témoignés.

Je remercie également Monsieur A. Imad, enseignant-chercheur au Laboratoire d'Etudes des Structures à l'école des Hautes Etudes industrielles (H.E.I) à Lille, qui a assuré le co-encadrement de ce travail, pour ses conseils qui m'ont guidé tout au long de ce travail, ainsi que pour le suivi et l'aide qu'il m'a apportés pour la réalisation de cette thèse.

Je remercie Monsieur M. Naït Abdelaziz, maître de conférences à l'IUT « A » de l'USTL, pour ses conseils et son aide qui ont contribué à mener à bien cette étude.

Je remercie également Monsieur M. Bousseau, conseiller Scientifique à la D.C.N. INDRET à Nantes et Monsieur A. Iost, professeur à l'ENSAM de Lille, qui ont bien voulu juger mon travail en acceptant d'être mes rapporteurs. Je leur suis tout particulièrement reconnaissant pour leur disponibilité et pour leurs nombreuses remarques et suggestions.

Je tiens à exprimer ma gratitude envers Monsieur H.P. Lieurade, directeur de recherche au CETIM à Senlis et Mademoiselle C. Robin, professeur à l'école des mines de Douai, d'avoir fait l'honneur d'examiner et juger ce travail.

De même, je remercie mes parents et ma famille pour leur soutien moral et pour leurs encouragements permanents.

Je remercie aussi mes collègues du laboratoire, Messieurs X. Decoopman, L. Cau, Ait Hocine, R. Ghfiri et Madame R. Adrianna, qui m'ont aidé et participé de près ou de loin à mes travaux et grâce auxquels ce travail a pu se dérouler dans une ambiance agréable.

Je remercie chaleureusement les techniciens et les chercheurs du laboratoire, pour leurs précieuses aides et leur collaboration dans la partie pratique.

J'adresse enfin mes remerciements à toute l'équipe du laboratoire pour leurs collaborations efficaces qui ont beaucoup contribué à la réalisation de mes travaux.

Sommaire

INTRODUCTION	1
I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	
I.1. Définition de la fatigue	3
I.2. Propagation d'une fissure sous chargement à amplitude constante	4
I.2.1. Processus de propagation	4
I.3. Seuil de propagation (stade I)	6
I.3.1. Influence du rapport de charge R	6
I.3.2. Modélisation basée sur le seuil de propagation	10
I.4. Modèle de propagation de Paris et Erdogan (stade II)	11
I.4.1. Corrélation entre les paramètres C et m	12
I.4.2. Définition du point pivot	13
I.4.3. Facteurs influents sur les paramètres C et m	14
I.4.3.1. Equations aux dimensions	15
I.4.3.2. Influence du matériau	15
I.4.3.3. Influence du rapport de charge R	17
I.4.3.4. Effet de la dispersion expérimentale	20
I.4.3.5. Relation de Paris à un seul paramètre	23
I.4.3.6. Influence de caractéristiques mécaniques sur les paramètres C et m	24
I.4.3.7. Influence de la fréquence	27
I.4.3.8. Influence de la taille des grains	29
I.4.3.9. Relation entre a et b	30
I.4.3.10. Influence de l'environnement	32
I.4.4. Rôle de la zone plastique	34
I.4.5. Mécanisme de formation de stries	35
I.5. Conclusions	39
II. MODELISATION BASEE SUR LA FERMETURE DE FISSURE	
II.1. Définition de la fermeture de fissure	47
II.2. Influence du rapport de charge R - Module d'Elber	48
II.3. Influence des paramètres de chargement	50
II.4. Mécanismes de fermeture de fissure en fatigue	57
II.4.1. Fermeture induite par plasticité	58
II.4.2. Fermeture induite par rugosité	60
II.4.3. Fermeture induite par oxydation	61
II.5. Méthodes expérimentales de mesure de la fermeture de fissure	62
II.5.1. Méthode du capteur	63
II.5.2. Méthode de la jauge	64
II.5.3. Méthode du potentiel électrique	65
II.6. Influence des paramètres intrinsèques sur la fermeture de fissure	66
II.7. Conclusions	68

III. ETUDE EXPERIMENTALE

III.1. Matériau étudié	73
III.1.1. Traitements thermiques	73
III.1.2. Propriétés mécaniques	73
III.1.3. Choix des traitements thermiques	77
III.1.4. Etude métallographie	77
III.2. Conditions expérimentales	80
III.2.1. Géométrie de l'éprouvette	80
III.2.2. Détermination de l'amplitude du facteur de l'intensité de contrainte	80
III.2.3. Conditions de chargement	81
III.2.4. Mesure de longueur de la fissure	83
III.3. Dispositif expérimental	85
III.4. Application des méthodes pour mesurer la longueur de fissure et la fermeture de fissure	88
III.4.1. Méthode optique	88
III.4.2. Méthode de la compliance	88

IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS

IV.1. Les essais de fissuration par fatigue	91
IV.1.1. Discussion	96
IV.2. Vitesse de propagation pour les 4 traitements thermiques	97
IV.2.1. Essais de fissuration avec $R=0,05$	97
IV.2.2. Essais de fissuration avec $R=0,1$	98
IV.2.3. Essais de fissuration avec $R=0,3$	99
IV.2.4. Essais de fissuration avec $R=0,5$	100
IV.2.5. Influence du rapport de charge sur la vitesse de fissuration	101
IV.2.6. Discussion	104
IV.3. Analyse des corrélations entre m et C de la relation de Paris	105
IV.3.1. Détermination des paramètres C et m	105
IV.3.2. Corrélation entre les paramètres C et m	106
IV.3.3. Intérêt de la corrélation entre C et m	109
IV.3.4. Détermination du point pivot.....	113
IV.3.5. Influence de la variabilité des paramètres C et m sur la prédiction de la durée de vie	116
IV.3.6. Simulation de corrélation entre C et m	119
IV.4. Phénomène fermeture de la fissure	121
IV.4.1. Mesure de fermeture de la fissure	121
IV.4.2. Détermination du facteur d'intensité de contrainte efficace ΔK_{eff}	124
IV.4.2.1. Estimation de ΔK_{eff}	124
IV.4.3. Détermination du facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{ouv}	127
IV.4.4. Corrélation entre le rapport de fermeture U , R et K_{max}	131
IV.4.5. Modélisation de la propagation de fissure basée sur le concept de ΔK_{eff}	133
IV.5. Modélisation de la propagation de fissure basée sur la taille de la zone plastique.....	136
IV.6. Analyse micrographique de la fissure	139
IV.6.1. Observation du cheminement de fissure	139

IV.6.2. Examen des aspects de faciès de rupture au microscope électronique à balayage	140
V. CONCLUSION	147
Annexe I. Les courbes de traction	150
Annexe II. Les courbes de vitesse de fissuration par fatigue	152
Annexe III. Les valeurs K_{ouv} en fonction de a/W	156
Annexe IV. Méthode analytique d'estimation des contraintes résiduelles	158
Annexe V. Formes des fronts de fissures	160
Annexe VI. Profil complet de la fissure	162

INTRODUCTION

INTRODUCTION

L'étude de la propagation d'une fissure par fatigue (P.F.F.) a fait l'objet de plusieurs travaux. En particulier, la propagation sous sollicitation de chargement à amplitude constante a pris un tournant important depuis qu'un modèle a été proposé par Paris-Erdogan, modèle valable dans le stade II de propagation (propagation lente : $10^{-6} < da/dN < 10^{-3}$ mm/cycle). Ce modèle, qui figure parmi une centaine d'autres proposés dans la littérature, est celui le plus utilisé du fait de sa simplicité. Il est principalement basé sur l'évolution de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK : la vitesse de propagation da/dN mm/cycle, dans un intervalle $\Delta K_i < \Delta K < \Delta K_f$, est décrite par une relation de type puissance en introduisant un coefficient C et un exposant m.

Dans ce travail, nous avons étudié l'intérêt et les limites de ce modèle. Une étude bibliographique approfondie constitue une analyse critique du modèle Paris-Erdogan. Depuis les travaux de Kitagawa et al. en 1971 et Lieurade en 1972, une corrélation linéaire a été établie entre $\log C$ et m. Plusieurs types d'explications ont été avancés pour justifier l'existence de cette corrélation. Dans le cas des aciers, la plupart des travaux convergent sur le type de cette corrélation. Nous avons tenté, de confronter les différentes relations proposées par les principaux travaux publiés dans ce domaine. Le point commun de tous ces travaux étant le fait que m et C sont inversement proportionnels : quand m augmente C diminue.

Par ailleurs, depuis les travaux d'Elber en 1972 sur la propagation d'une fissure par fatigue, le phénomène de fermeture a été avancé pour expliquer le décalage qui existe entre les droites de fissuration quand les conditions de chargements varient. L'auteur propose alors d'introduire la notion du facteur d'intensité de contrainte efficace ΔK_{eff} , qui est défini à partir du facteur d'intensité de contrainte correspondant au point où la fissure s'ouvre noté K_{ouv} ($\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{min}}$). Pour quantifier la fermeture de la fissure (crack closure), Elber détermine un rapport de fermeture U qui dépend selon lui du rapport de charge R. Plusieurs corrélations ont été déterminées dans les travaux issus de la littérature. Nous notons les contradictions constatées entre les différentes modélisations. Ceci peut être dû aux erreurs commises et aux confusions entre les différentes méthodes expérimentales utilisées pour mesurer la charge à l'ouverture P_{ouv} , en absence d'une norme.

Notre travail est articulé autour d'une analyse critique de l'utilisation de deux modèles de propagation de fissure parmi les plus connus : modèle de Paris-Erdogan et modèle d'Elber. Cette étude est scindée en deux parties principales :

- Une étude bibliographique,
- Une étude expérimentale

Dans l'étude bibliographique, nous avons tenté de mener une analyse critique des données issues des travaux de la littérature concernant, les différentes valeurs de C et m de la relation de Paris-Erdogan. La relation linéaire entre $\log C$ et m a été vérifiée, quels que soient le matériau et les conditions de chargement : $\log C = a + bm$ (avec a et b < 0). Cette corrélation constitue un intérêt important pour la validation des paramètres comme étant un point non valide. Enfin, nous pouvons considérer que pour une large gamme d'aciers il existe une droite maîtresse unique décrivant $\log C$ en fonction de m.

Par ailleurs, les différentes expressions proposées pour définir le taux de fermeture de fissure U ont été recensées. La plupart, d'entre elles, propose de corréliser le rapport d'ouverture U au seul paramètre R , rapport de charge. Or que le rapport U dépend à la fois de R et de la valeur de K_{\max} (ou ΔK). Cette partie a montré que les relations peuvent être soit linéaires, soit polynomiales.

Au niveau de la partie expérimentale, nous avons tenté de vérifier l'influence sur la propagation d'une fissure :

- ◆ des caractéristiques mécaniques, (limite d'élasticité monotone R_e , coefficient d'écroutissage n).
- ◆ des conditions de chargements, (rapport de charge R , charge moyenne P_{moy}).

Pour y parvenir, nous avons choisi un acier au Nickel Chrome 12NC6 auquel nous avons fait subir des traitements thermiques dans le but d'obtenir 4 valeurs de limites d'élasticité différentes. Les éprouvettes CT sont testées en faisant varier le rapport de charge $R=0,05, 0,1, 0,3, \text{ et } 0,5$.

L'ensemble des résultats a été comparé aux différents résultats issus de la littérature concernant une large gamme d'aciers, en ce qui concerne les relations entre C et m de la relation de Paris. L'influence de la variabilité de C et m sur la durée de vie, en termes de nombre de cycles, a été vérifiée. Une comparaison entre les vitesses de propagation, pour un rapport R donné, correspondant aux différentes valeurs des limites d'élasticité, a été effectuée.

De même, l'ouverture de fissure a été suivie à l'aide de la méthode des jauges de déformations. Le taux de fermeture U dépend de R et de K_{\max} . La prise en considération de la fermeture de fissure permet surtout de corriger les effets des conditions de chargement.

Cette étude a mis l'accent sur le phénomène lié à la dispersion des résultats expérimentaux constaté souvent au niveau des essais de fatigue. Cette remarque est d'un grand intérêt lors de la prédiction de la vie d'un matériau.

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

PROPAGATION D'UNE FISSURE SOUS CHARGEMENT A AMPLITUDE CONSTANTE

I. Etude bibliographique

I. 1. Définition de la fatigue

On appelle fatigue ou endommagement par fatigue, la modification des propriétés mécaniques des matériaux suite à l'application de cycles d'efforts dont la répétition peut conduire à la ruine de la structure. D'une façon générale, il y a fatigue lorsque l'on est en présence d'efforts variables dans le temps (Fig. 1).

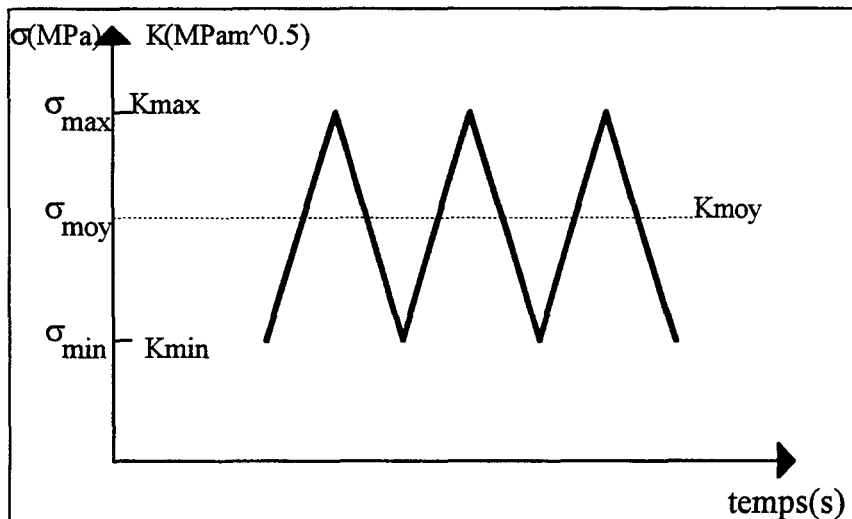


Figure 1: Schéma des sollicitations de chargement par fatigue.

σ_{\max} : contrainte maximale (MPa).

σ_{\min} : contrainte minimale (MPa).

$\sigma_{\text{moy}} = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$: contrainte moyenne (MPa).

K : facteur d'intensité de contrainte ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$).

En mécanique de la rupture, le facteur K est considéré comme étant une mesure de l'intensité des contraintes au voisinage d'une fissure, pour une charge appliquée et une géométrie données. L'application de ce principe se fait aussi dans le cas du chargement cyclique (σ variant entre σ_{\min} et σ_{\max}). Lorsque la charge varie, ainsi que la géométrie, du fait de l'extension de la fissure, la valeur instantanée du facteur K à chaque instant varie elle aussi au voisinage de la fissure. Au cours d'un cycle de fatigue, les contraintes au voisinage d'une fissure sont connues lorsque les valeurs du facteur d'intensité de contrainte K_{\min} et K_{\max} peuvent être calculées. A partir de ce constat, la vitesse de propagation d'une fissure en fatigue dépend, pour un matériau et un environnement donnés, des valeurs de K_{\max} et K_{\min} , ce qui conduit à établir une relation du type :

$$da/dN = f(K_{\min}, K_{\max}) \quad (1)$$

qui peut être exprimée également sous la forme :

$$da/dN = f(\Delta K, R) \quad (2)$$

en introduisant les notations suivantes :

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}, \quad (3) \quad R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = K_{\min}/K_{\max} \quad (4) \quad (R : \text{rapport de charges}).$$

D'après la relation (2), la variation du seul facteur d'intensité de contrainte ΔK permet de décrire la vitesse de fissuration par fatigue, pour une valeur de R donnée.

I. 2. Propagation d'une fissure sous chargement à amplitude constante

I. 2. 1. Processus de propagation

Le processus de propagation d'une fissure sous chargement à amplitude constante, décrit par une relation du type (2), peut être décomposé en trois régions distinctes (Fig.2) :

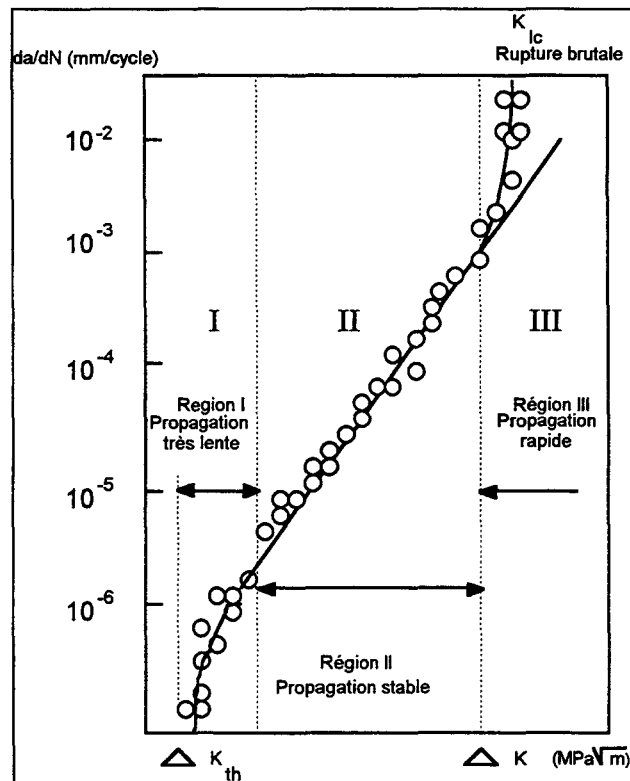


Figure 2 : Forme typique de la courbe reliant la vitesse de propagation d'une fissure da/dN à l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contrainte.

a) **La région I :** dite de faible vitesse de fissuration. Dans cette région, la pièce sollicitée ne contient pas de microfissures, l'endommagement du matériau au cours des cycles de chargement se développe principalement en surface. Une fissure de fatigue prend naissance

dans les bandes de déformation permanente qui apparaissent principalement à la surface de la pièce. Une fissure commence à se propager quand le chargement dépasse le seuil de propagation ΔK_s , et généralement la vitesse de fissuration est inférieure à 10^{-6} mm/cycle. A partir du point d'amorçage en surface, la fissure se propage. Elle s'achemine à travers quelques grains, suivant des directions cristallographiques privilégiées (Fig.3). Cette évolution se fait d'une façon non linéaire.

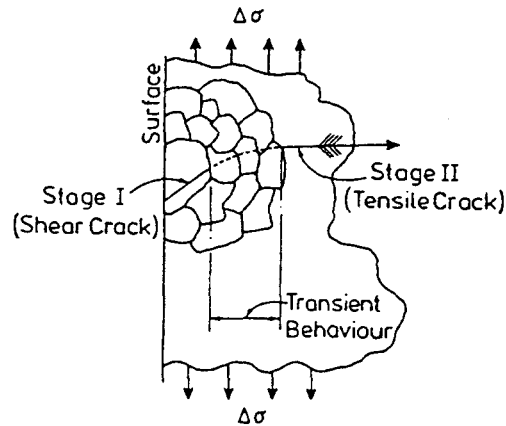


Figure 3 : Schématisation de la propagation de la fissure⁽¹⁾.

Dans cette région, la vitesse de propagation d'une fissure par fatigue dépend principalement de la microstructure et du rapport de charge R [1]. En effet, plus le rapport de charge augmente et plus la valeur du seuil de propagation ΔK_s diminue.

b) **La région II** : où la vitesse de propagation de fissure est stable. La fissure se propage dans un plan perpendiculaire à la direction de la contrainte appliquée. D'une façon générale, la fissure se propage de manière transgranulaire. La vitesse de propagation peut s'exprimer par une relation linéaire en fonction de l'amplitude de la variation du facteur d'intensité de contrainte en échelle bilogarithmique. Pour cette région, la vitesse de la propagation varie entre 10^{-6} mm/cycle et 10^{-3} mm/cycle. De même, ce stade de propagation se développe dans un intervalle de ΔK défini par ΔK_i et ΔK_f (valeur initiale et finale). Dans cette région, le modèle de propagation le plus connu est celui proposé par Paris - Erdogan [2].

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (5)$$

c) **La région III** : où la vitesse de propagation d'une fissure est rapide, la propagation est non linéaire dans cette région, généralement la vitesse de fissuration est supérieure à 10^{-3} mm/cycle. Plusieurs auteurs [3,4] ont tenté de proposer des modèles tenant compte des conditions aux limites et intégrant des paramètres tels que le rapport de charge R , K_{max} , K_{IC} . Etc.... Forman et al. [5] et Stan [6] ont établi une relation empirique :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R) K_c - \Delta K} \quad (6)$$

(1)K.J. Miller : « Initiation and propagation of short fatigue crackss». Fatigue'96 proceedings of the sixth international fatigue congress. Berlin, Germany. Volume 1 , pp255, 1996.

Où K_c est le facteur d'intensité de contrainte critique ; $K_c = K_{IC}$, dans le cas où la rupture a lieu en déformation plane. Le plus souvent K_c est ajusté expérimentalement. On prend $K_c = K_{max}$ à la rupture lors de l'essai de propagation. Cette équation a été vérifiée de nombreuses fois dans le cas des alliages d'aluminium [5], mais ne semble pas décrire convenablement le comportement des aciers.

I. 3. Seuil de propagation (stade I)

I. 3. 1. Influence du rapport de charge R

De tous les paramètres extrinsèques, le rapport des contraintes est certainement celui qui a le plus d'effets aux très faibles vitesses de fissuration sur le seuil de la propagation. L'augmentation du rapport de charge décale les courbes de fissuration vers la gauche (figure 4). A partir d'une valeur de R, notée R_c , aucune influence n'est observée, cette valeur correspond au rapport de charge à partir duquel la fissure reste toujours fermée.

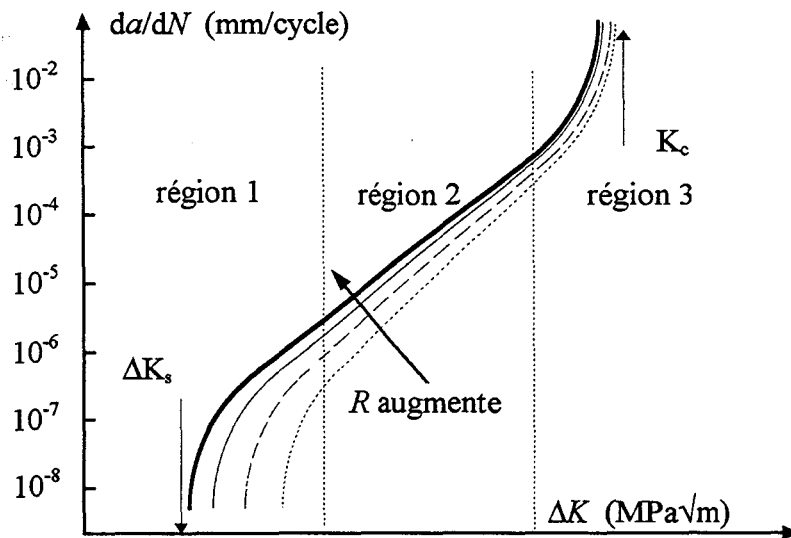


Figure 4 : Présentation schématique de l'effet du rapport de charge R sur les courbes de fissuration par fatigue.

Klesnil et Lukas [7] ont considéré que le seuil de la propagation ΔK_s diminue quand R augmente, cela est valable quand le rapport de charge est positif. L'évolution de ΔK_s en fonction de R est proposée sous la forme suivante (figure 5) :

$$\Delta K_s = \Delta K_{s0} (1 - R)^\gamma \quad (7)$$

où ΔK_{s0} est la valeur du seuil pour $R=0$, et γ une constante qui dépend du matériau et de l'environnement. La valeur de γ dans l'air varie entre 0,50 et 1 suivant les matériaux ($\gamma=0,5$ pour un acier au carbone, $\gamma=0,53$ pour l'alliage A5083, $\gamma=0,75$ pour un acier de construction et $\gamma=1$ pour l'alliage 7075-T651). Sous vide, la valeur de ΔK_s dépend peu de R, ce qui signifie que la valeur de γ est presque nulle.

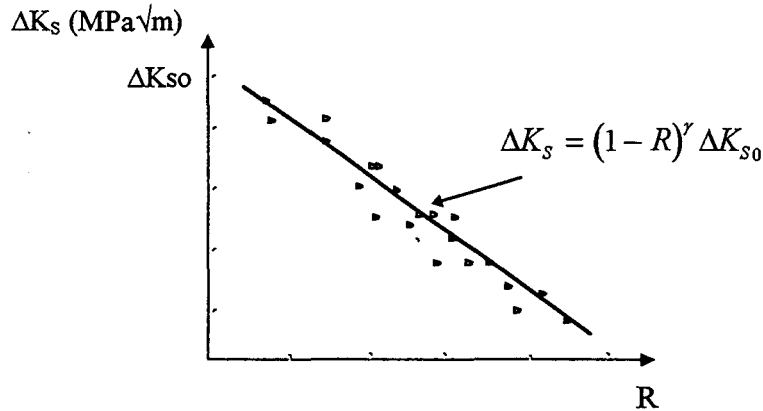


Figure 5 : Evolution de ΔK_s en fonction de R .

Murakami et K. Akizono (1981) [8], dans le cas d'un acier au Ni-Cr à haute résistance, ont étudié l'influence de la taille du grain d'austénite sur l'évolution de ΔK_s en fonction de R . La figure 6 montre que plus la taille du grain ancien d'austénite augmente (21 à 210 μm) plus ΔK_s diminue, pour une valeur du rapport R donnée (la limite d'élasticité est de 873 et 882 MPa respectivement). Il semble qu'il existe une valeur de R notée R_c pour laquelle on n'observe plus aucune influence de la taille du grain, à laquelle correspond une valeur de ΔK_s notée $(\Delta K_s)_c$. Ce point correspond à la valeur du rapport de charge à partir de laquelle la fissure reste toujours ouverte.

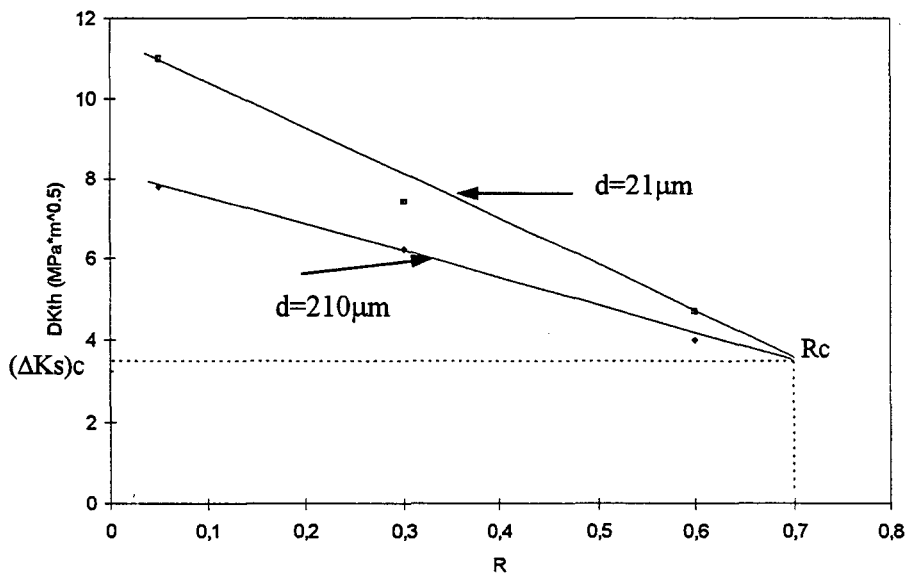


Figure 6 : Evolution de ΔK_s en fonction R pour 2 tailles de grain d'austénite, selon Murakami et al. [8].

Dans tous les cas, l'évolution de ΔK_s en fonction du rapport de charge se fait selon la relation (7). A partir de données bibliographiques, les auteurs montrent qu'il existe une corrélation linéaire entre $\log(\Delta K_{s0})$ et l'exposant γ qui s'écrit sous la forme suivante :

$$\log(\Delta K_{s0}) = A + B\gamma \quad (8)$$

Cette corrélation est illustrée par la figure (7), avec $A = \log(\Delta K_s)_c = 0,42$ et $B = -\log(1-R) = 0,6$.

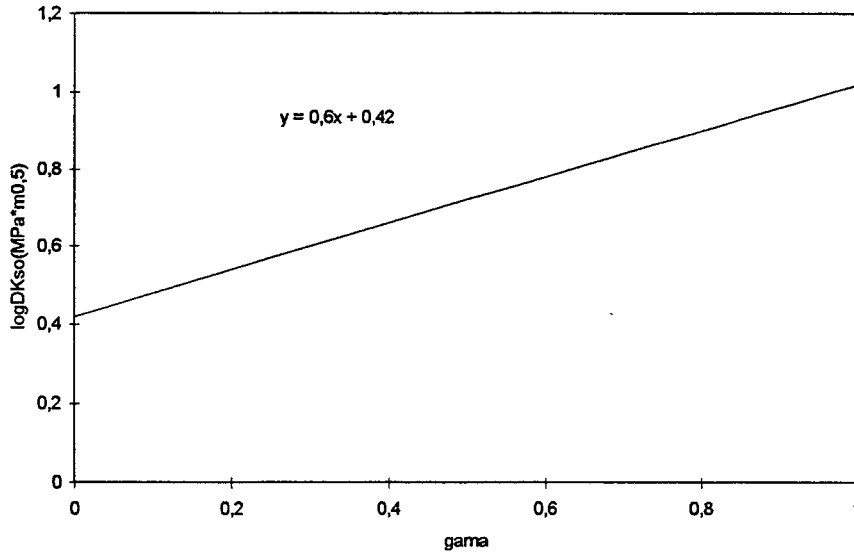


Figure 7 : Evolution de $\log \Delta K_{s0}$ en fonction γ , selon Murakami et al. [8].

Les travaux de Masounave et Bailon (1975) [9], dans le cas des aciers ferrito-perlitiques (5 aciers différents), montrent que l'exposant γ est approximativement égal à l'unité ($\gamma = 1$). L'équation (7) se simplifie :

$$\Delta K_s = \Delta K_{s0}(1-R) \quad (9)$$

Cette relation simple peut être déterminée à partir des définitions de base des différents paramètres de fissuration par fatigue, d'après les relations (3) et (4), on obtient :

$$\Delta K = K_{\max}(1-R) \quad (10)$$

Dans le cas où le chargement correspond aux conditions du seuil de propagation, on a alors :

$$\Delta K_s = K_{s\max} - K_{s\min} \text{ et } R = K_{s\min}/K_{s\max} \quad (11)$$

avec : $\Delta K_s = K_{s\max}(1-R)$

Pour $R = 0$, $\Delta K_{s0} = K_{s\max}$, ce qui conduit à réécrire la relation (7) :

$$\Delta K_s = \Delta K_{s0}(1-R) \quad (12)$$

On retrouve alors la relation (9). Les auteurs montrent que $K_{s\max}$ est indépendant du rapport de charge.

Vosikovsky [10] a étudié l'influence du rapport de charge sur la vitesse de fissuration par fatigue dans le cas d'un acier HY 130. Il a proposé une relation linéaire du seuil de non propagation en fonction du rapport de charge :

$$\Delta K_s = \Delta K_{s0} - BR \quad (13)$$

où les valeurs ΔK_{s0} et B sont des constantes qui dépendent des caractéristiques du matériau, variant entre : $3 < \Delta K_{s0} < 12,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $1 < B < 12,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

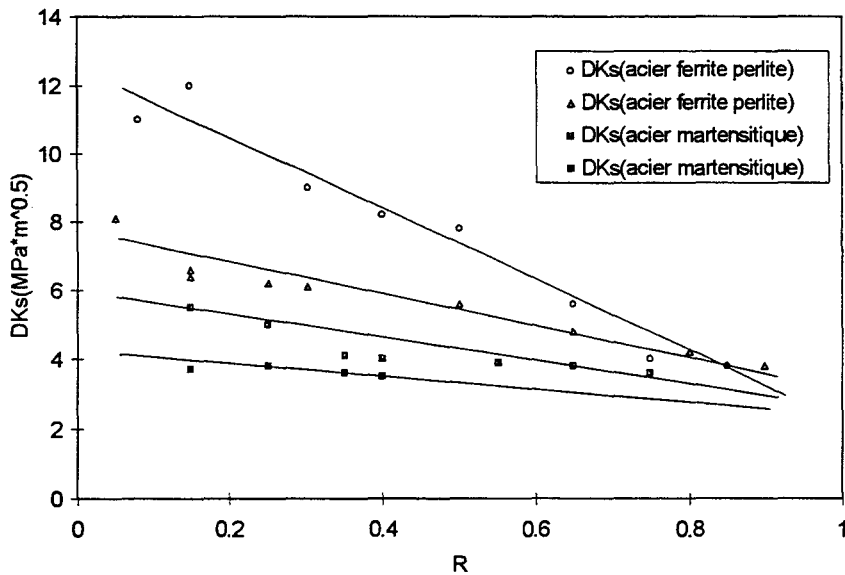


Figure 8 : Evolution de ΔK_s en fonction du rapport R, selon Vosikovsky [10] (pour 4 aciers différents : deux aciers ferrite-perlitiques deux aciers martensitiques).

En examinant les résultats, nous constatons que ΔK_{s0} et B diminuent quand la limite d'élasticité Re augmente, ce qui nous a conduit à proposer les relations suivantes :

$$\Delta K_{s0} = 11,40 - 0,0046Re \quad (14)$$

$$B = 10,39 - 0,0052Re \quad (15)$$

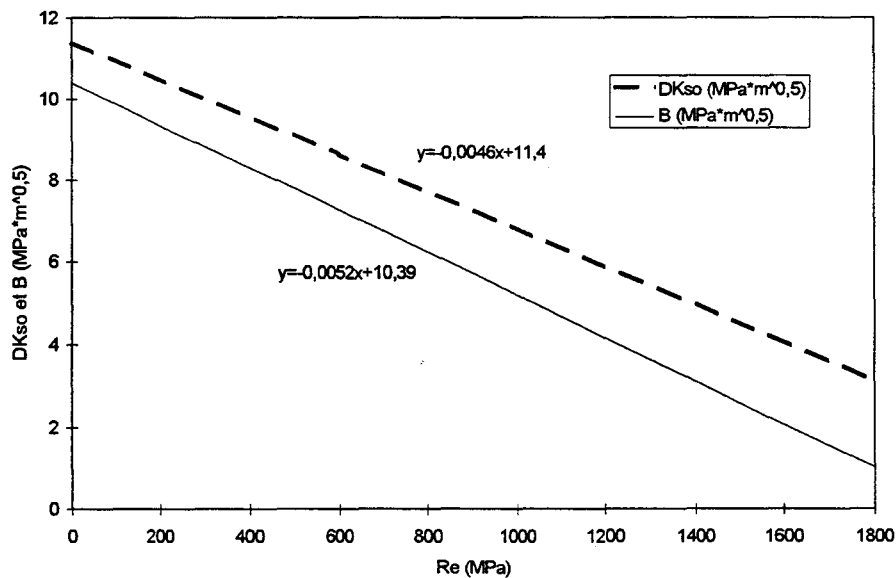


Figure 9 : Evolution de ΔK_{s0} et B en fonction de la limite d'élasticité Re pour différents aciers selon Vosikovsky [10].

I. 3. 2. Modélisation basée sur le seuil de propagation

Afin de décrire la propagation d'une fissure dans le stade I et II, plusieurs chercheurs [11,12] ont pris en compte le seuil de propagation ΔK_s . Les auteurs ont défini une amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte, en se basant sur le fait que seule la partie du cycle au delà du seuil de propagation ΔK_s , contribue à faire progresser la fissure. Cette amplitude efficace est définie par :

$$\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K - \Delta K_s \quad (16)$$

A partir d'une étude basée sur l'analyse du dommage en fond de la fissure, Zhen [13] a proposé de décrire la propagation d'une fissure en fatigue par une relation du type :

$$da/dN = B(\Delta K_{\text{eff}})^2 = B(\Delta K - \Delta K_s)^2 \quad (17)$$

Le coefficient B est déterminé à partir de l'expression suivante : $B = 1/(2\pi E \sigma_f \varepsilon_f)$ où E est module de Young ; σ_f la résistance à la rupture et ε_f la ductilité à la rupture. Dans une première approximation de l'expression de B, Zhen propose de simplifier :

$$B = 1/2\pi(0,1E)^2 = 15,9/E^2 \quad \sigma_f \varepsilon_f = 0,01 \times E \quad (18)$$

Cette expression montre que le coefficient B est inversement proportionnel au carré du module de Young. L'approximation utilisée pour déterminer le coefficient B signifie que $\sigma_f \varepsilon_f = 0,01 \times E$, ce qui n'est pas du tout vérifiée pour les valeurs de σ_f , ε_f et E issues de la littérature. Pour des aciers, dont $E = 205000$ MPa, la vitesse est décrite par :

$$da/dN = 3,78 \times 10^{-10} (\Delta K - \Delta K_s)^2 \quad (19)$$

et pour ceux ayant un module égal à 210 000 MPa, on a :

$$da/dN = 3,61 \times 10^{-10} (\Delta K - \Delta K_s)^2 \quad (20)$$

Ce type de modèle permet de décrire la propagation de la fissure dans les stades I et II. La figure(10) met en évidence la différence entre une modélisation basée sur le seuil de propagation (modèle de Zhen) et le modèle de Paris qui n'est valable qu'au niveau du stade II, avec :

$$\text{relation de Paris : } da/dN = 1,2 \times 10^{-11} (\Delta K)^{2,8} \quad (21)$$

$$\text{relation de Zhen : } da/dN = 3,78 \times 10^{-10} (\Delta K - 2,4)^2 \quad (22)$$

La valeur de ΔK_s peut être déterminée à partir de la relation (7) donnée ci-dessus. Le coefficient B est proportionnel à $(1/E^2)$. Néanmoins, ce type de modèle reste confronté aux difficultés de détermination expérimentale de la valeur de ΔK_s .

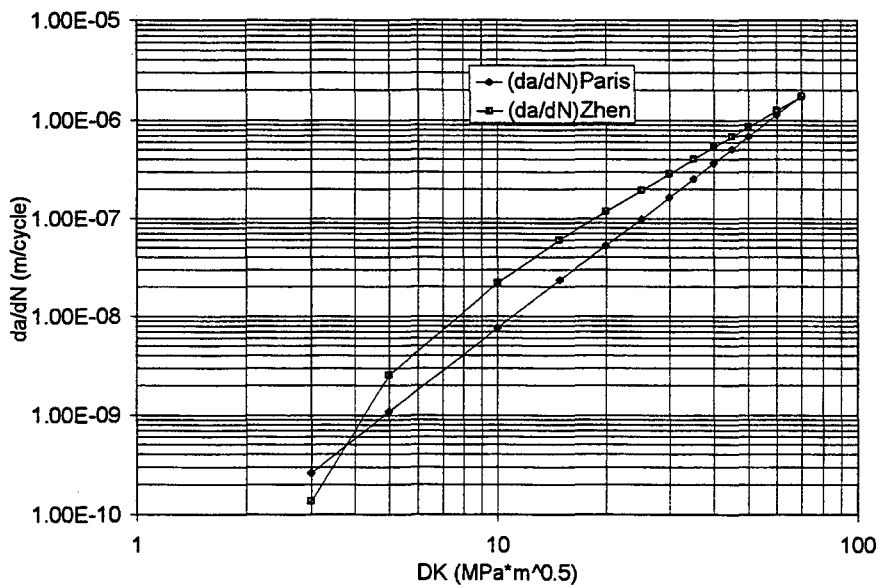


Figure 10 : Courbe de fissuration : prise en compte de ΔK_s .
 Comparaison entre la relation de Paris(21) et celle de Zhen(22).

Malgré les diversités des expressions et les grandes dispersions des valeurs expérimentales, toutes les études montrent que ΔK_s décroît lorsque le rapport de charge et la limite d'élasticité augmentent pendant le stade I de la propagation de fissure.

I. 4. Modèle de propagation de Paris et Erdogan (stade II)

En considérant que l'amplitude totale du facteur d'intensité de contrainte ΔK contribue à faire avancer une fissure de fatigue, Paris et Erdogan [2] ont proposé une relation empirique de propagation qui s'exprime par l'équation suivante :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (23a)$$

ou bien $\log(da/dN) = \log C + m \times \log(\Delta K) \quad (23b)$

où - da : variation de la longueur de la fissure pendant 1 cycle.
 - $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ variation du facteur d'intensité de contrainte au cours d'un cycle d'essai.
 - C et m sont les constantes qui dépendent du matériau et dans les conditions d'essais, déterminées à partir de l'équation (23a) par régression linéaire sur les points expérimentaux en utilisant la méthode des moindres carrés.

Actuellement, cette expression est la plus utilisée dans la plupart des laboratoires. Il faut noter que cette relation ne prend pas en compte ce qui se passe dans les régions I et III.

Depuis 1971, de nombreuses études ont été consacrées aux tentatives d'explication de la corrélation entre les paramètres C et m de la relation de Paris. Parmi ces travaux, nous citons

les plus importants que nous avons consultés, tels que ceux de : Kitagawa et al. (1971)⁽¹⁾, Lieurade (1972) [14], Koshiga et al (1973) [15], Yokobori et al (1973) [16], Clark et Hudak (1975) [17], Baus et al. (1975) [18], Niccolls (1976) [19], Bailon (1977) [20], Tanaka et Matsuoka (1977) [21], Nishioka et al. (1977) [22], McCartney et Irving (1977) [23], Gurney (1978) [24], Benson et al. (1978) [25], Romvari et al (1980) [26], Radhakrishan (1980) [27], Tanaka et al. (1981) [28], Yarema (1981) [29], Toth et al. (1988) [30], Cortie et Garrett (1988) [31], Iost (1990-91) [32,39,41], Zilberstein (1992) [33], Hertzberg (1993) [34], Cavallini et al. (1991-95) [35,36], etc.

Toutes ces études s'accordent pour constater qu'il existe une relation entre les paramètres m et C pour tous les matériaux, toutes les conditions de chargement, et quel que soit l'environnement. Diverses explications ont été avancées pour justifier l'existence de la corrélation entre C et m .

I. 4. 1. Corrélation entre les paramètres C et m

Depuis une vingtaine d'années, la corrélation entre les paramètres C et m de la relation de Paris (relation 5a) a fait l'objet de nombreux travaux de recherche [17,23,24,31,32,37,59]. Tous ces travaux mettent en évidence le fait que l'augmentation de la valeur de l'exposant m se traduit par la diminution du coefficient C , les deux paramètres évoluent en sens inverse.

Selon Gurney [24], qui a utilisé leurs travaux, Kitagawa et Misumi⁽¹⁾ furent les premiers à faire cette constatation et à proposer une relation linéaire entre $\log C$ et m publiée en 1971, en japonais. Cette relation peut être exprimée sous la forme suivante :

$$C=A/B^m \quad (24)$$

avec A et B des constantes déterminées à partir des données expérimentales. Dans le cas d'un acier, les auteurs trouvent les valeurs suivantes :

$$A=5 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle} \quad \text{et } B=17 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

(avec da/dN en mm/cycle, et ΔK en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)

D'une façon générale, pour chaque matériau donné, les paramètres C et m sont reliés par une formule du type (24), qui peut être réécrite sous une forme équivalente :

$$\log C = a + bm. \quad (a \text{ et } b < 0) \quad (25)$$

où a et b sont des coefficients déterminés par régression linéaire, en utilisant la méthode des moindres carrés.

Quand la relation (23b) est vérifiée, toute variation de l'exposant m se traduit par l'existence d'un point d'intersection des courbes bilogarithmiques « $da/dN-\Delta K$ », appelé «point pivot» [35,38,39]. L'existence et les tentatives d'explication du «point pivot» ont été discutées par plusieurs chercheurs, depuis 1971.

(1). Kitagawa and Misumi: « An estimation of effective stress intensity factors by a crack model considering the mean stress » Japan Soc. Mechanical Engineering, June 1971, pp.710-717.

I. 4. 2. Définition du point pivot

La plupart des travaux publiés sur ce sujet repose sur le fait que si la relation (5) de Paris peut se réécrire sous la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = A \left(\frac{\Delta K}{B} \right)^m \quad (26)$$

La relation (24) ou (25) entre C et m devient alors automatique par identification de la relation (25) avec (26), on trouve alors :

$$C = \frac{A}{B^m} = \frac{10^a}{(10^{-b})^m} \quad (27)$$

ou bien $\log C = a + bm$

avec $A = 10^a = \left(\frac{da}{dN} \right)_P$ et $B = 10^{-b} = (\Delta K)_P$ (28)

A et B sont les coordonnées d'un point appelé "point pivot", qui constitue le point d'intersection des courbes donnant " $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ ".

La figure (11a) montre schématiquement le type de graphique issu de la relation (25) entre les paramètres m et C ($\log C = a + bm$). En remplaçant $\log C$ par son expression dans la relation de Paris, nous aboutissons à la formulation suivante :

$$\log \frac{da}{dN} = a + m(b + \log \Delta K) \quad (29)$$

La relation (29) montre que la vitesse de propagation dépend uniquement de l'exposant m. Dans ce cas, la relation de Paris devient une équation ayant un seul paramètre. Connaissant l'intervalle de l'exposant m (m_{\min} et m_{\max}) (fig. 11a) pour un matériau donné et en prenant trois valeurs différentes de m (m_1 , m_2 et m_3), le tracé des courbes « $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ » à partir de la relation (29), conduit manifestement à l'existence d'un point d'intersection. Ce point est appelé « point pivot », (fig. 11b). Il faut noter ici que chaque fois que la relation (29) est vérifiée, l'existence du point pivot est automatique.

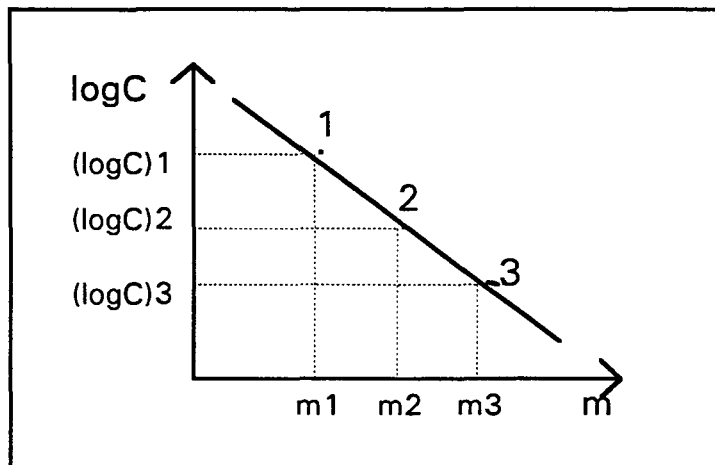


Figure 11a : Relation entre les paramètres m et C de la relation de Paris.

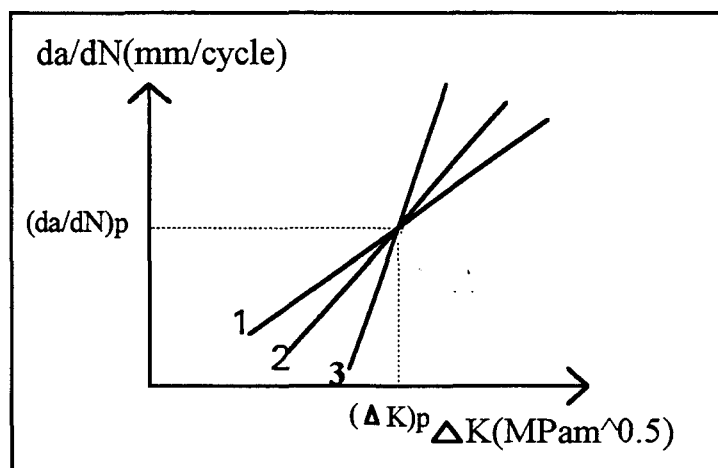


Figure 11b : Définition du "point pivot".

Cela signifie que tout paramètre intrinsèque ou extrinsèque engendrant une variation de l'exposant m conduit à l'existence d'un ou plusieurs points pivots (taille de grain, rapport de charge R , température, environnement, fréquence, traitements thermiques, etc).

I. 4. 3. Facteurs influants sur les paramètres C et m

Plusieurs facteurs ont une influence sur la vitesse de propagation et par conséquent modifient C et m :

- (1) - Equation aux dimensions.
- (2) - Matériau.
- (3) - Rapport de charge.
- (4) - Dispersion expérimentale.

- (5) - Relation de Paris à un seul paramètre.
- (6) - Influence des caractéristiques mécaniques sur les paramètres C et m.
- (7) - Fréquence.
- (8) - Taille des grains.
- (9) - Relation entre les coefficients a et b ($\log C = a + bm$).
- (10) - Environnement.

I. 4. 3. 1. Equation aux dimensions

Les travaux de McCartney et al. (1977) [23] tentent d'expliquer la corrélation entre C et m à partir d'un argument lié à la forme dimensionnelle de la relation de Paris, qui peut être décrite par :

$$L = C(ML^{-1/2}T^{-2})^m \quad (30)$$

(dans le système LMT : Longueur, Masse, Temps)

L'unité du coefficient C est donnée par : $C = \frac{mm/cycle}{(MPa\sqrt{m})^m}$

A partir de cette constatation, les auteurs trouvent qu'il n'y a rien de surprenant qu'une telle corrélation existe entre C et m. Si la relation de Paris peut se réécrire sous la forme suivante :

$$da/dN = \delta(\Delta K/Q)^m \quad (31)$$

avec δ et Q des constantes liées au matériau ayant pour dimensions L et $ML^{-1/2}T^{-2}$ respectivement, alors par identification on trouve la relation entre C et m qui peut s'exprimer par :

$$C = \delta/Q^m \quad (32)$$

Cela signifie manifestement que la corrélation entre C et m existe toujours.

I. 4. 3. 2. Influence du matériau

Niccolls (1976) [19] constate que les coefficients a et b de la relation (24) peuvent être considérés comme étant des constantes pour chaque famille de matériaux. Il propose alors deux corrélations différentes pour les aciers et les alliages d'aluminium :

$$\log C = -3,98 - 1,26m \quad \text{dans le cas des aciers} \quad (33a)$$

$$C' \text{ est à dire : } \left(\frac{da}{dN} \right)_p = 10^{-4} \text{ mm/cycle} \quad (\Delta K)_p = 18,20 \text{ MPa}\sqrt{m} \quad (33b)$$

$$\log C = -3,15 - 1,18m \quad \text{dans le cas des alliages d'aluminium} \quad (34a)$$

$$C' \text{ est à dire : } \left(\frac{da}{dN} \right)_p = 7 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle} \quad (\Delta K)_p = 15,14 \text{ MPa}\sqrt{m} \quad (34b)$$

Les résultats, illustrés par la figure 12, montrent que les deux droites sont presque parallèles. Cette constatation peut être expliquée par les valeurs du module d'élasticité E, de chaque matériau, qui sont différentes.

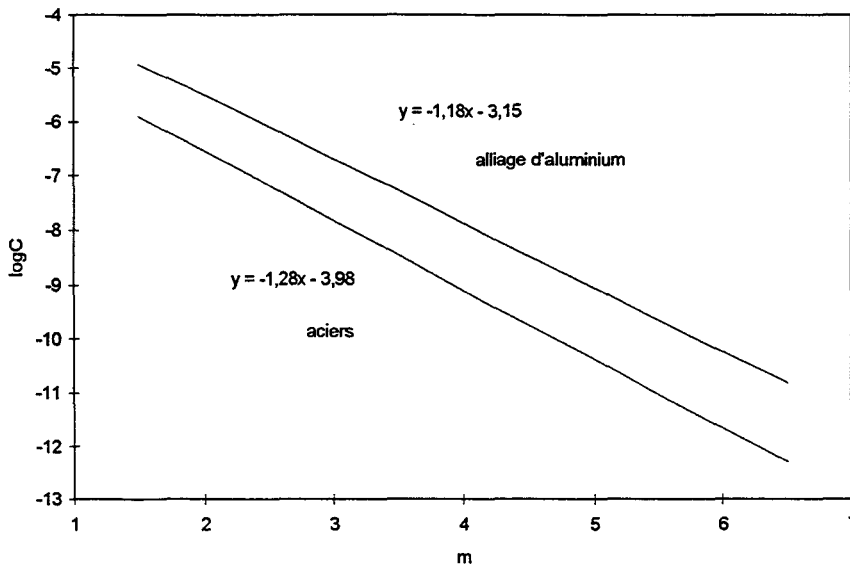


Figure 12. Evolution de logC en fonction de m, d'après Niccolls [19]
 Comparaison entre aciers et alliages d'aluminium.

Nishioka et al. [22], en appliquant cette corrélation dans le cas des aciers, ont proposé de différencier entre les aciers alliés et les aciers de construction. Ce qui les a conduit à deux corrélations différentes :

$$\log C = -4,07 - 1,34m \quad \text{pour les aciers alliés} \quad (35a)$$

$$\text{C'est à dire : } \left(\frac{da}{dN} \right)_P = 0,85 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle} \quad (\Delta K)_p = 21,88 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (35b)$$

$$\log C = -4,30 - 1,24m \quad \text{pour les aciers de construction} \quad (36a)$$

$$\text{C'est à dire : } \left(\frac{da}{dN} \right)_P = 0,50 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle} \quad (\Delta K)_p = 17,38 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (36b)$$

Par ailleurs, Tanaka [40], dans une étude similaire, propose deux corrélations concernant les aciers fragiles et les aciers ductiles. Ce qui le conduit aux relations suivantes :

$$\log C = -4,54 - 1,19m \quad \text{pour les aciers fragiles} \quad (37a)$$

$$\text{C'est à dire : } \left(\frac{da}{dN} \right)_P = 0,32 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle} \quad (\Delta K)_p = 15,14 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (37b)$$

$$\log C = -3,78 - 1,51m \quad \text{pour les aciers ductiles} \quad (38a)$$

$$\text{C'est à dire : } \left(\frac{da}{dN} \right)_P = 1,66 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle} \quad (\Delta K)_p = 32,36 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (38b)$$

Les résultats, illustrés par la figure 13, montrent que toutes les courbes concourent en un point de coordonnées : $m = 2$ et $C = 0,2 \times 10^{-6}$.

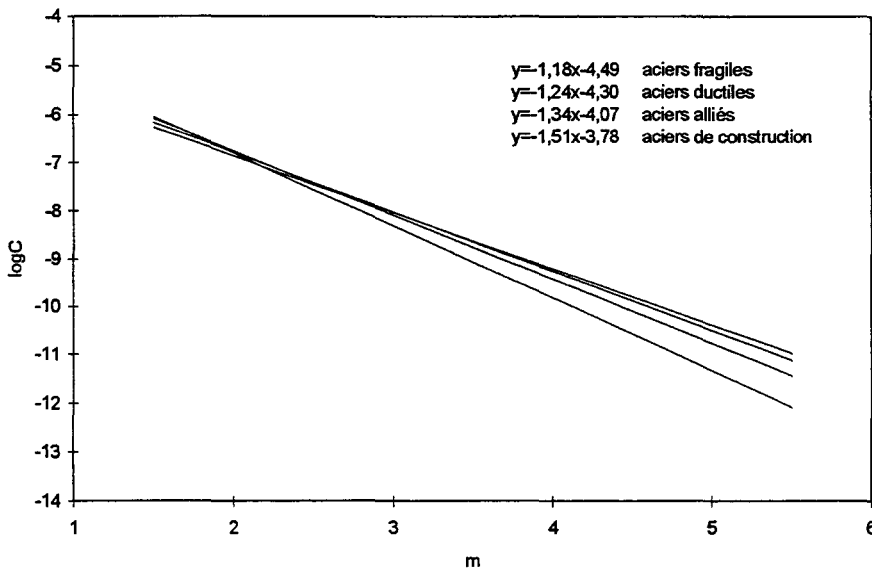


Figure 13 : $\log C$ en fonction de m , d'après Nishioka et al. [22] et Tanaka [40],
Comparaison entre une série d'aciers.

I. 4. 3. 3. Influence du rapport de charge R

Bailon et Massounave. (1977) [20] analysent l'influence de l'environnement, de la fréquence, du rapport de charge et de l'épaisseur des éprouvettes sur la corrélation entre C et m , dans le cas des alliages d'aluminium. Les conditions expérimentales ont conduit à une vitesse de propagation comprise entre 10^{-4} et 10^{-2} mm/cycle. Au total, les auteurs ont examiné 108 valeurs expérimentales de $(C-m)$, (avec $2,92 < m < 8,78$ et $2,03 \times 10^{-15} < C < 1,17 \times 10^{-7}$ mm/cycle). A l'issue de cette étude, ils concluent que les coefficients a et b dépendent uniquement du rapport R et proposent les relations suivantes :

$$a = -3,01 - 3,69R \quad (39)$$

$$b = -1,48 + 1,63R \quad (40)$$

Benson et Edmonds [25], dans le cas d'un acier au Chrome (0,5Cr-0,25Mo-0,25V-0,1C et $Re=285-834$ MPa), ont étudié l'influence des variables liées au matériau (microstructure, limite d'élasticité, ténacité) et des variables expérimentales (épaisseur des éprouvettes, rapport de charge, fréquence) sur la corrélation entre $\log C$ et m . Les auteurs ont proposé six corrélations différentes :

1. dans le cas où l'épaisseur $B = 10$ mm et la fréquence $f = 40$ Hz :

$$\log C = -4,23 - 1,55m \quad \text{quand } R = 0,1 \quad (41a)$$

$$\log C = -4,33 - 1,66m \quad \text{quand } R = 0,4 \quad (41b)$$

en analysant tous les résultats et pour tous les rapports de charge R , ils trouvent :

$$\log C = -4,77 - 1,38m \quad (41c)$$

2. dans le cas où l'épaisseur $B = 5$ à 20 mm et la fréquence $f = 25$ et 40 Hz :

$\log C = -3,90 - 1,63m$	quand $R = 0,1$	(42a)
$\log C = -4,55 - 1,50m$	quand $R = 0,3, 0,4$ et $0,5$	(42b)
$\log C = -4,60 - 1,46m$	pour tous les rapports	(42c)

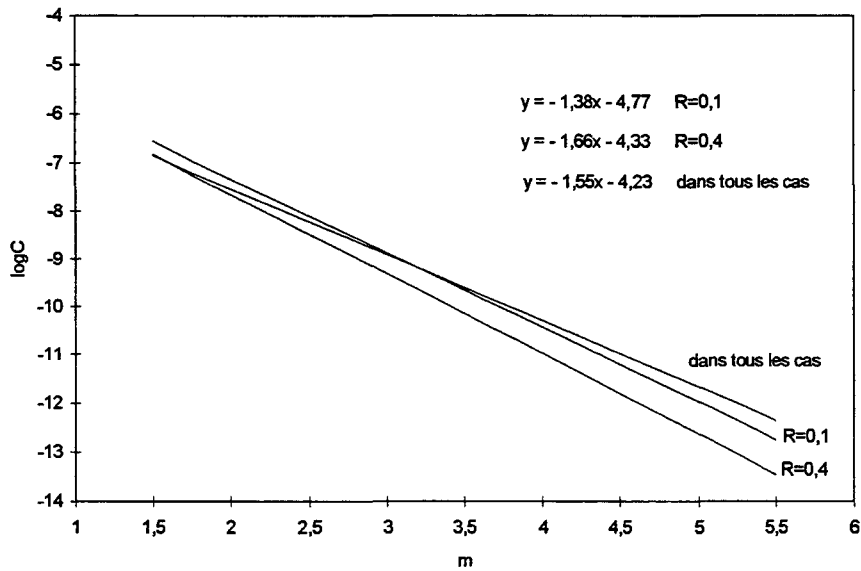


Figure 14 : $\log C$ en fonction de m , d'après Benson et al. [25] (cas où $B = 10$ mm et $f = 40$ Hz).

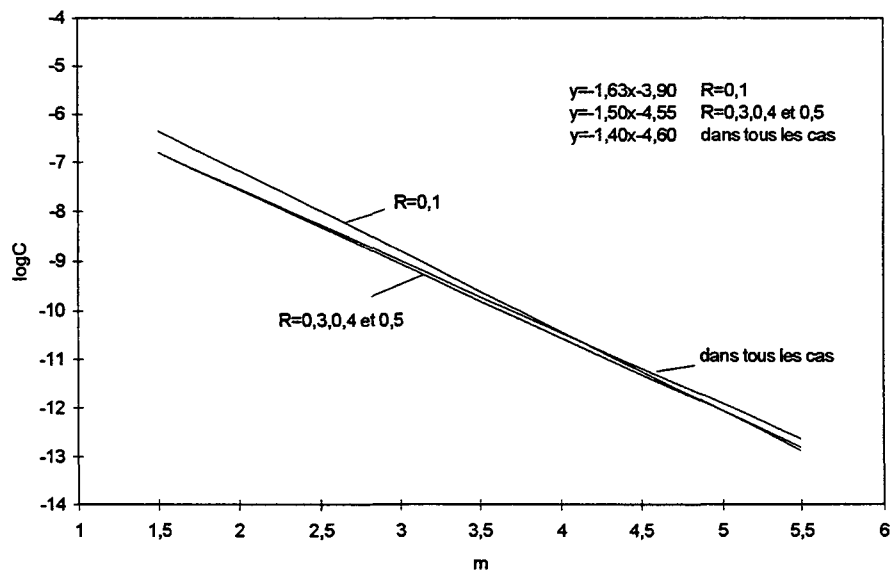


Figure 15 : $\log C$ en fonction de m , d'après Benson et al. [25] (cas où $B = 5-20$ mm, $f = 25$ et 40 Hz).

Ils constatent que les courbes illustrant les équations (41a) et (41b) sont presque parallèles, de même que celles correspondant aux équations (42a) et (42b). Cela signifie que la variation de R se traduit par une faible translation des courbes $\log C = a + bm$. Cette étude a montré que la corrélation entre $\log C$ et m n'est pas affectée par la limite d'élasticité, par l'épaisseur de

l'éprouvette et par la fréquence. Par ailleurs, ce travail a mis en évidence l'effet mineur du rapport de charge sur cette corrélation, ce qui est en accord avec d'autres travaux issus de la littérature, en particulier ceux de Niccolls [19] qui a donné la formule $\log C = -4,08 - 1,23m$ et ceux de Tanaka et al. [28] qui ont donné la formule $\log C = -3,62 - 1,55m$.

Iost [41], dans le cadre d'une revue bibliographique concernant la corrélation entre $\log C$ et m , a choisi d'étudier l'influence du rapport R dans le cas de l'alliage d'aluminium 2024-T3 (pour ce matériau, beaucoup de résultats existent dans la littérature). Il trace l'évolution de $\log C$ en fonction de m , pour $R = 0$ et $R = 0,5$:

$$\log C = -2,98 - 1,38m \quad \text{pour } R = 0 \quad (43a)$$

$$\log C = -3,69 - 1,03m \quad \text{pour } R = 0,5 \quad (43b)$$

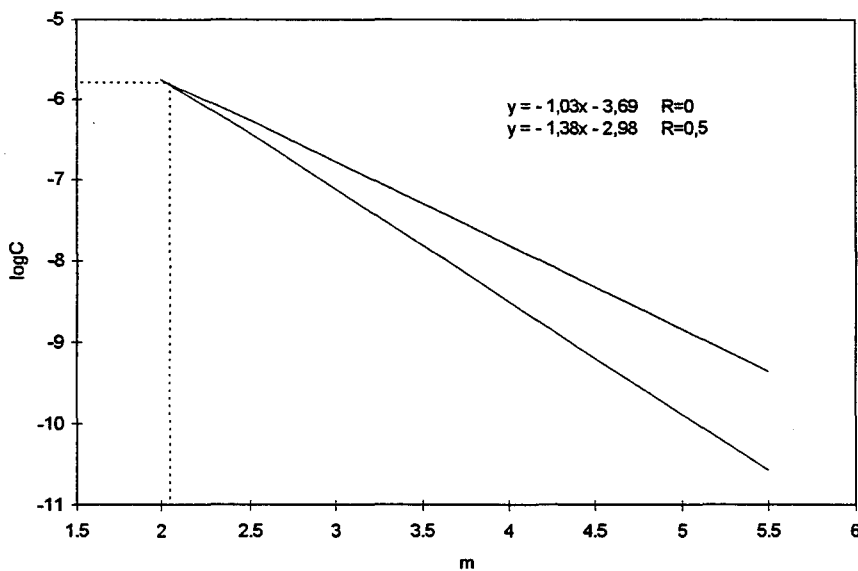


Figure 16 : Evolution de $\log C$ avec m pour deux rapports de charge ($R=0$ et $R=0,5$) et l'alliage 2024-T3.

Les deux courbes se coupent en un point de coordonnées de $m = 2,02$ et $C = 1,09 \times 10^{-6}$. Selon l'auteur, ces valeurs semblent correspondre à la variation de la vitesse microscopique décrite par la distance entre stries (voir paragraphe I.4.5) dans le cas de cet alliage d'aluminium, donnée par la relation suivante :

$$S = 1,09 \times 10^{-6} (\Delta K)^{2,02} \quad (44)$$

Dans cette étude, Iost constate que les coefficients a et b dépendent particulièrement du rapport de charge. Cette constatation est en bon accord avec les travaux de Bailon [20]. De même, l'auteur conclut dans ses travaux [32, 41] que pour chaque matériau, avec un rapport de charge et une fréquence donnés, correspond généralement un « point pivot » unique. Si la structure du matériau est profondément modifiée, il est possible qu'il existe deux points pivots pour le même matériau. Iost constate que les points pivots de tous les matériaux se trouvent tous situés sur une même droite. Il a remarqué que la droite de pente $m = 2$ est le lieu de tous les points pivots (fig 17). Il donne trois exemples de points pivots (I, II et III) correspondant respectivement à : un matériau fragile, un matériau ductile et un superalliage.

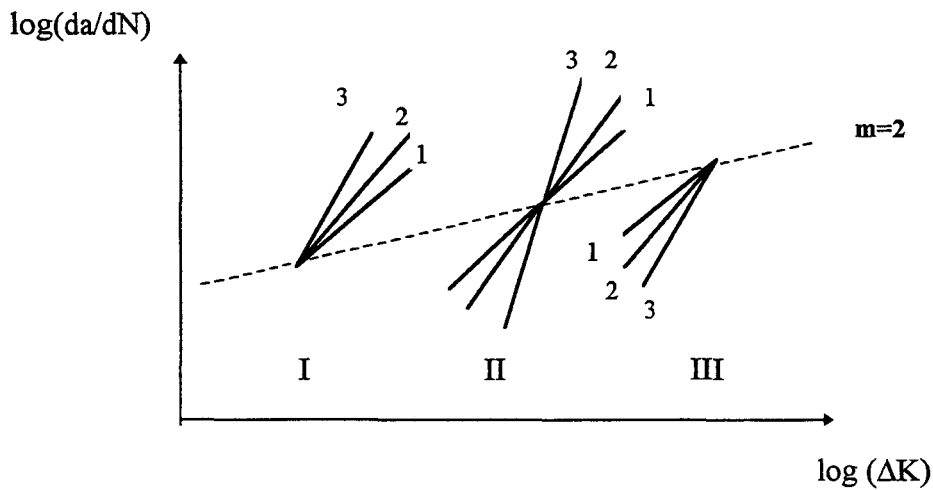


Figure 17 : Schématisation de différentes configurations du « point pivot » selon A. Iost [38].

I. 4. 3. 4. Effet de la dispersion expérimentale

Clark et Hudak (1975) [17] ont mené une étude sur la dispersion des résultats en fatigue par fissuration, dans le cas d'un acier 10Ni-8Co-1Mo. Cette étude a été effectuée par 15 laboratoires en utilisant des géométries d'éprouvettes et des techniques de suivi de fissure et de calcul de la vitesse de propagation différentes. Dans ces conditions, l'exposant m varie entre 1,61 et 2,39, tandis que le coefficient C varie entre $7,37 \times 10^{-5}$ à $9,65 \times 10^{-4}$ mm/cycle, ($22 \leq \Delta K \leq 88$ MPa \sqrt{m}). De même, il a été constaté que la dispersion de la vitesse de fissuration da/dN est évaluée à un facteur trois entre différents laboratoires, pour une valeur de ΔK donnée, (elle est de deux à l'intérieur d'un laboratoire). Par ailleurs, la figure 18 montre que l'évolution entre $\log C$ en fonction de m est linéaire et elle est régie par la relation suivante :

$$\log C = -3,64 - 1,46m \quad (45a)$$

ou bien
$$C = 2,29 \times 10^{-4} / (28,8)^m \quad (45b)$$

L'existence de cette relation montre clairement que la dispersion expérimentale des essais de fatigue engendre à elle seule un « point pivot ». Il faut noter ici que ce point pivot est à rapprocher du fait que m varie de façon inverse de C .

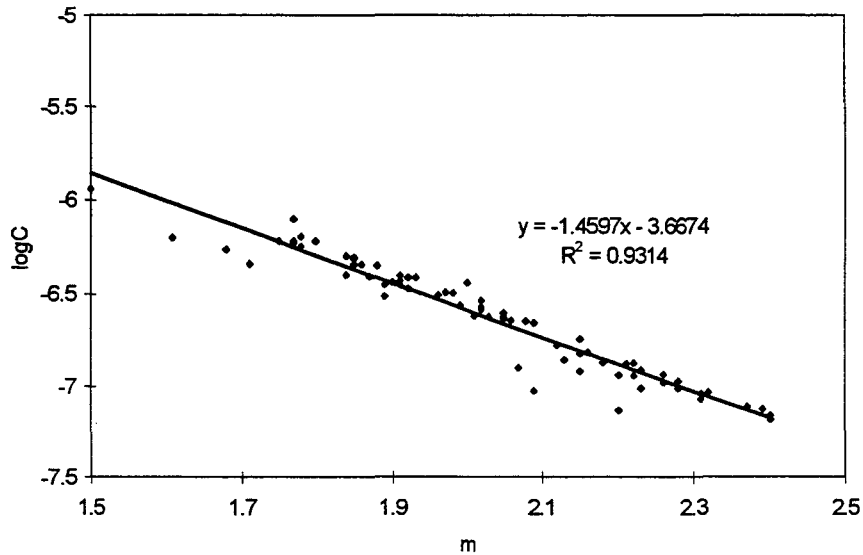


Figure 18 : $\log C$ en fonction de m , d'après Clark et Hudak [17] (dispersion expérimentale).

Récemment, Cavallini et al.(1995) [36], en effectuant 37 essais de fatigue dans les mêmes conditions de chargement pour un alliage d'aluminium 2091-TL, constatent que l'évolution de $\log C$ en fonction de m peut être décrite par une droite d'équation $\log C = -3,78-0,99m$. Cela signifie que la dispersion expérimentale ne change pas le point pivot. Dans une étude antérieure, Cavallini et al. (1991) [35], trouvent la corrélation suivante pour le même matériau : $\log C = -3,72-1,04m$. Les deux droites sont presque superposées (fig 19).

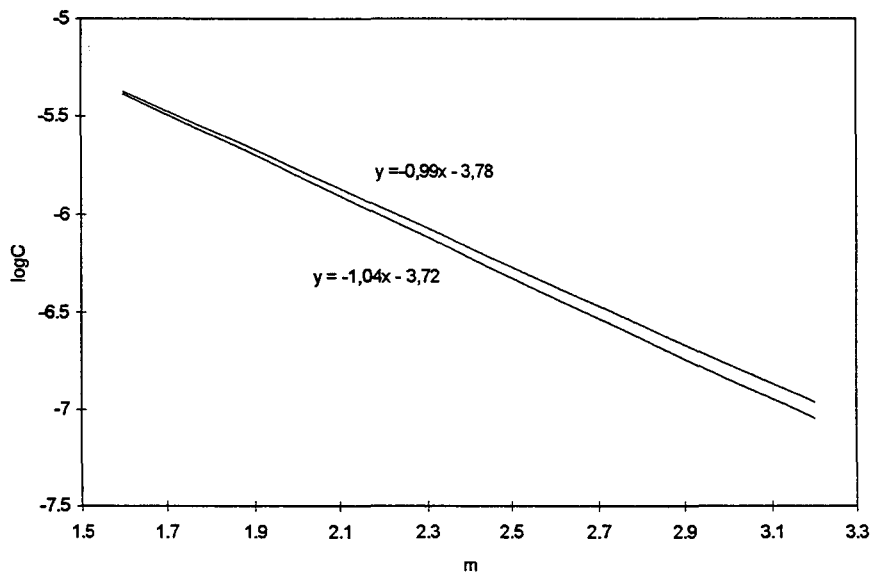


Figure 19 : $\log C$ en fonction de m , d'après Cavallini et al. [35,36] (cas de l'alliage d'aluminium).

Cortie et al. (1988) [31] ont réalisé une revue bibliographique relative à la relation entre $\log C$ et m . Ils ont effectué une simulation numérique des courbes « $da/dN-\Delta K$ », dans une représentation bilogarithmique, essentiellement pour les aciers (figure 20). Pour une valeur $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, la vitesse de propagation da/dN varie de valeurs très faibles (en fait égales à

zéro) jusqu'à environ $7,41 \times 10^{-5}$ mm/cycle. D'autre part, pour une valeur $\Delta K = 60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, da/dN varie de $1,1 \times 10^{-4}$ et $2,88 \times 10^{-3}$ mm/cycle. Ils sont partis du constat suivant en considérant que :

$$\begin{aligned} \left(\frac{da}{dN}\right)_1 &= V_1 = C(\Delta K_1)^m \\ \left(\frac{da}{dN}\right)_2 &= V_2 = C(\Delta K_2)^m \end{aligned} \quad (45)$$

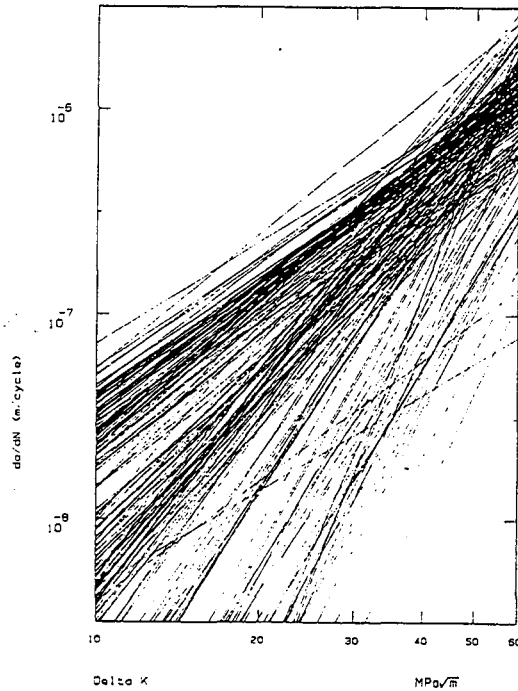


Figure 20 : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction du ΔK , d'après Cortie et al.[31].

le rapport des vitesses donne :

$$V_1/V_2 = (\Delta K_1/\Delta K_2)^m \quad (46)$$

Ces équations conduisent alors à des expressions permettant de déterminer C et m :

$$\begin{aligned} m &= \{\log(V_1/V_2)\} / \{\log(\Delta K_1/\Delta K_2)\} \\ \text{et } C &= V_1 \times (\Delta K_1)^{-m} \end{aligned} \quad (47)$$

les auteurs ont choisi d'une façon aléatoire 200 courbes présentant l'évolution de da/dN en fonction de ΔK . A partir de cette simulation, ils ont déduit les valeurs de C et m. Malgré l'aspect aléatoire de la simulation, ils ont trouvé une relation linéaire entre $\log C$ et m :

$$\log C = -3,55 - 1,47m \quad (48a)$$

$$\text{ou } C = 2,8 \times 10^{-4} / (29,5)^m \quad (48b)$$

Les valeurs C-m obtenus de la simulation sont dessinés la figure 21, sur cette figure, nous trouvons les droites obtenues par Tanaka grâce à l'équation précédente [21]. La figure 21

montre qu'il n'existe qu'une très légère différence. Les auteurs supposent que la corrélation $\log C$ - m résulte principalement de la représentation bilogarithmique.

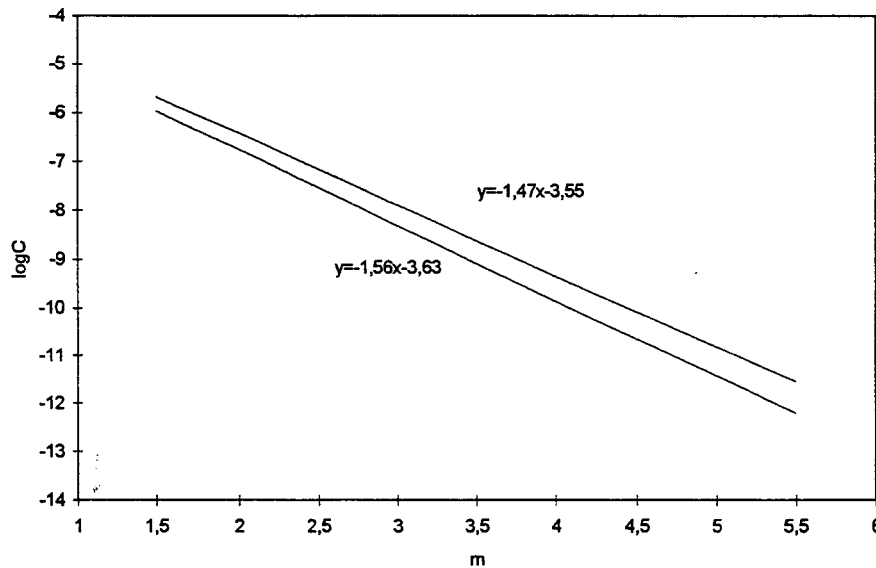


Figure 21 : $\log C$ en fonction de m : comparaison entre des résultats expérimentaux, Tanaka et al. [21] par une simulation, d'après Cortie et al. [31].

I. 4. 3. 5. Relation de Paris à un seul paramètre

La relation entre C et m fait que l'on exprime l'un en fonction de l'autre et conduit à une formulation de la relation de Paris - Erdogan à un paramètre.

Baus et al. (1975) [42] ont réalisé une large étude expérimentale consacrée à la fissuration par fatigue sur des aciers à haute résistance. Ils ont constaté une variation des paramètres C et m avec les différents traitements thermiques : lorsque C diminue m augmente. La régression linéaire donne la relation suivante :

$$\log C = -4,03 - 1,35m \quad (49)$$

(nombre de points utilisés : 153, coefficient de corrélation = 0,973)

Cette relation peut se réécrire sous la forme :

$$C = 9,33 \times 10^{-5} / (22,4)^m \quad (50)$$

Ce qui signifie que : $A = 9,33 \times 10^{-5} \approx 10^{-4}$ mm/cycle et $B \approx 22$ MPa \sqrt{m} .

Ceci a justifié le choix d'une expression permettant la description de la vitesse de propagation, dans le cas des aciers, pouvant s'écrire sous la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = 10^{-4} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_0} \right)^m \quad (51)$$

avec ΔK_0 correspondant à une vitesse de fissuration égale à 10^{-4} mm/cycle (figure 22). Les auteurs supposent que les valeurs de ΔK_0 varient entre 16 et 28 MPa \sqrt{m} , dans le cas des aciers. Cette expression a déjà été proposée par Lieurade et Rabbe (1972) [14], dans le cadre d'une étude de la vitesse de propagation en fatigue d'une gamme étendue d'aciers (7 aciers différents dont la limite élastique est comprise entre 378 et 1620 MPa, en utilisant trois types d'éprouvettes). En partant du fait que la vitesse de fissuration est en général située de part et d'autre du niveau de la valeur 10^{-4} mm/cycle, les auteurs ont choisi de caractériser cette portion de courbe linéaire par sa pente m et le niveau ΔK_0 qui correspond à 10^{-4} mm/cycle. Cette relation peut s'écrire :

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = m \log(\Delta K) - m \log(\Delta K_0) - 4 \quad (52)$$

Cela revient à définir la droite de fissuration par : le point de coordonnées $da/dN=10^{-4}$ mm/cycle et ΔK_0 est par sa pente m . Une telle représentation a l'avantage d'avoir une cohérence au niveau de la forme dimensionnelle. Elle permet une meilleure comparaison entre les différentes droites de fissuration au niveau la ligne horizontale où $da/dN = 10^{-4}$ mm/cycle, pour une large gamme de matériaux métalliques et en particulier les aciers.

I. 4. 3. 6. Influence des caractéristiques mécaniques sur les paramètres C et m

Plusieurs travaux [42,43,44] ont porté sur l'influence des paramètres intrinsèques du matériau sur son comportement en fatigue par fissuration. Il semble que les caractéristiques mécaniques monotones ont peu d'influence sur la vitesse de propagation, en particulier, la limite d'élasticité. Le module de Young E semble affecter ce comportement ; en général, on différencie les familles de matériaux à travers ce paramètre. Des tentatives de corrélation entre les paramètres de fissuration (C et m) et les caractéristiques cycliques du matériau ont été réalisées.

Baus et Lieurade (1975) [18], dans le cas de l'étude de la fissuration par fatigue de trois nuances d'aciers à rails, proposent trois relations différentes :

$$\begin{aligned} da/dN &= 10^{-4}(\Delta K/20)^{6,0} & (53a) \\ \text{pour } \Delta K_s &= 10 \text{ MPa}\sqrt{m} - Re = 635 \text{ MPa} - K_{IC} = 39 \text{ MPa}\sqrt{m} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} da/dN &= 10^{-4}(\Delta K/23)^{4,7} & (53b) \\ \text{pour } \Delta K_s &= 12 \text{ MPa}\sqrt{m} - Re = 840 \text{ MPa} - K_{IC} = 44 \text{ MPa}\sqrt{m} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} da/dN &= 10^{-4}(\Delta K/32)^{4,2} & (53c) \\ \text{pour } \Delta K_s &= 13 \text{ MPa}\sqrt{m} - Re = 590 \text{ MPa} - K_{IC} = 62 \text{ MPa}\sqrt{m} \end{aligned}$$

Les relations (53a,b et c) donnent une valeur ΔK_0 qui varie en moyenne entre 20 et 32 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ (figure 22). Cette valeur semble augmenter légèrement avec la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte K_{IC} du matériau. De même, on constate que ΔK_0 augmente lorsque m diminue.

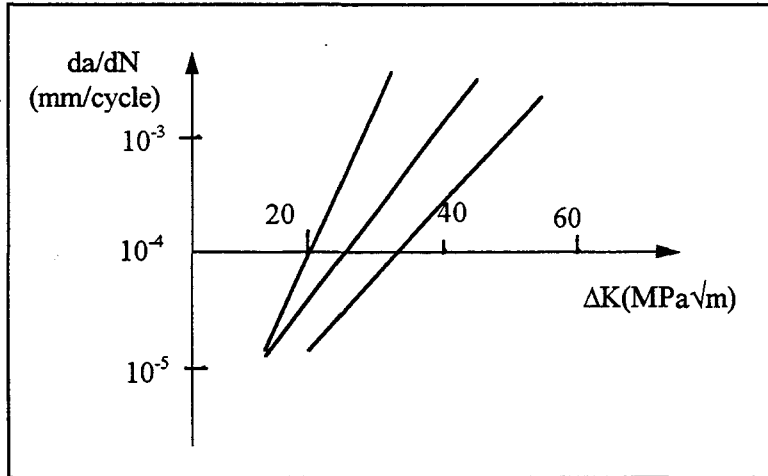


Figure 22 : La vitesse de fissuration en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte, selon Baus et al.[18].

Dans le cadre de l'étude, Baus et al.[42] ont tenté d'évaluer l'influence des caractéristiques usuelles des matériaux sur les paramètres C et m de la relation de Paris. En effet, les figures 23, 24, et 25 illustrent l'évolution de l'exposant m en fonction de la limite d'élasticité R_e , la ténacité K_{IC} et le coefficient d'écroutissage n , montrent qu'aucune tendance ne peut être confirmée. Les nombreuses publications confirment cette conclusion.

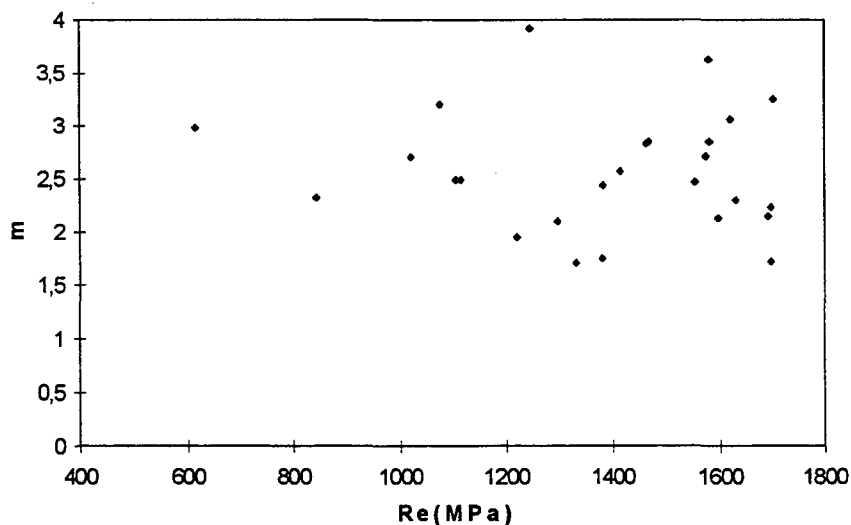


Figure 23 : Evolution m en fonction de R_e sur des aciers à haute résistance[42].

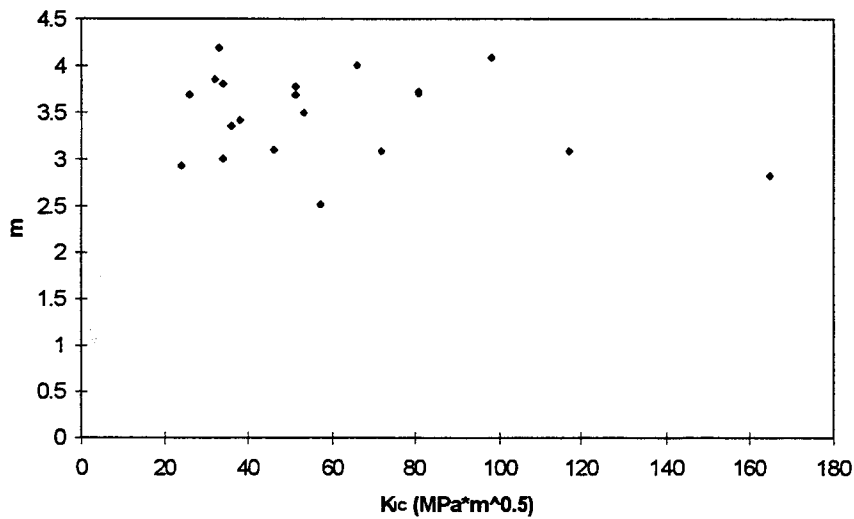


Figure 24 : Evolution m en fonction de K_{IC} sur des aciers à haute résistance [42].

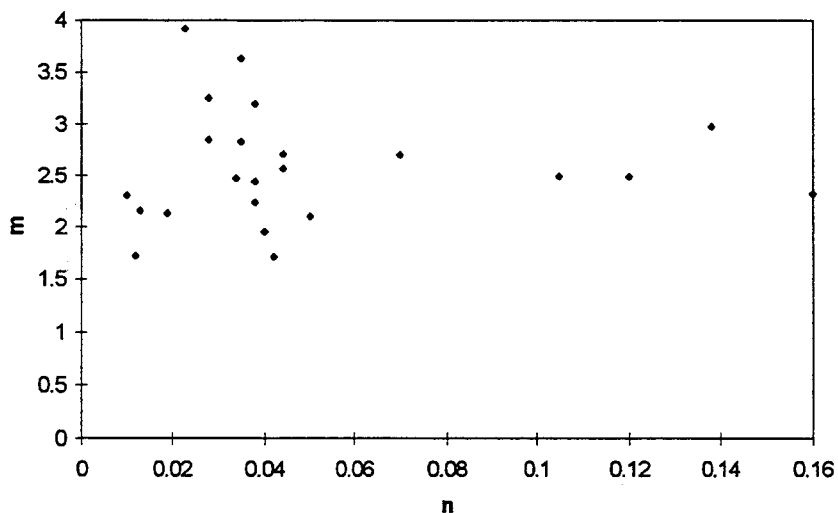


Figure 25 : Evolution m en fonction de coefficient d'érouissage n sur des aciers à haute résistance [42].

Néanmoins, quelques travaux [45] ont montré une légère diminution de la valeur de l'exposant m quand Re augmente. Dans son ouvrage, Cioclov (1977), [46] cite les travaux de Takashima (1973), relatifs à un acier de construction, qui a proposé des corrélations entre les paramètres m et C en fonction de la limite d'élasticité Re :

$$m = 4,52 - 0,26Re \quad (54a)$$

et

$$\log C = 0,483Re - 12,432 \quad (54b)$$

(Unités : $da/dN = \text{mm}/\text{cycle}$, $\Delta K = \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $Re = \text{MPa}$).

Par ailleurs, Nishioka et al. (1977)[22] ont étudié la propagation d'une fissure par fatigue dans le cas de plusieurs aciers. Ils trouvent, pour différents rapports de charge et différentes dimensions d'éprouvettes, une relation entre C et m définie par :

$$C = 8,5 \times 10^{-5} / (21,8)^m \quad (55)$$

Cette étude a montré que le coefficient d'allongement A% et celui de striction Z% à la rupture n'ont aucune influence sur l'exposant m. Ces résultats sont confirmés par la plupart des travaux issus de la littérature en ce sens que les paramètres de la relation de Paris sont indépendants des caractéristiques usuelles des matériaux. Une légère diminution de m, quand la limite élasticité augmente, a été constaté.

D'autre part, nous avons noté dans quelques travaux issus de la littérature [11,39] que le coefficient C a été corrélé à l'inverse du module de Young. A ce sujet, plusieurs modèles de propagation d'une fissure par fatigue ont été proposés, entre autres celui décrit par Hahn [47] et qui propose une expression de la vitesse de fissuration prenant en compte le module de Young (MPa) :

$$da/dN = 8 (\Delta K/E)^2 \quad (56)$$

McClintock, se basant sur l'analyse des lignes de dislocations, stipule que l'avancée par cycle de la fissure est égale à la moitié du CTOD (Crack Tip Opening Displacement) et propose :

$$\begin{aligned} da/dN &= 0,5 (CTOD) = 0,25(\Delta K)^2 / (2Re \times E) \\ &= 1/8 \Delta K^2 / Re \times E \\ &= 1/8 (\Delta K/Re)^2 \times Re/E \end{aligned} \quad (57)$$

A la différence de la relation de Paris, cette relation implique que da/dN varie en fonction de ΔK^2 (c'est à dire l'exposant m = 2). On retrouve dans cette expression de la vitesse un terme correspondant à la taille de la zone plastique cyclique.

Hertzberg (1993) [34] propose de réécrire le relation de Paris sous la forme suivante :

$$da/dN = b (\Delta K / \Delta K_b)^3 \quad (58a)$$

avec b vecteur de Burgers, $\Delta K_b = E\sqrt{b}$, E étant le module de Young exprimé en MPa. Cette relation présente l'avantage de présenter une homogénéité dimensionnelle, elle peut se réécrire de la façon suivante :

$$da/dN = b (\Delta K / E\sqrt{b})^3 \quad (58b)$$

I. 4. 3. 7. Influence de la fréquence

Pour un matériau donné, l'influence de la fréquence sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue dépend de l'environnement. Il ne semble pas que les fréquences des chargements utilisées entre 0.1 Hz et 100 Hz aient une grande influence pour les aciers et les laitons [48].

Bathias [49] a étudié, dans le cas des aciers et des alliages d'aluminium, l'effet de la fréquence entre 0,1 et 50 Hz à température ambiante et dans des conditions spéciales d'environnement. Ses travaux montrent que la fréquence n'a aucune influence sur la vitesse de propagation.

Bignonnet [50] a étudié l'acier 80C4 pour différentes fréquences de sollicitation variant entre 0,2 Hz et 30 Hz, il a trouvé que K_{ouv} est constant pour les valeurs élevées de ΔK et pour les différentes fréquences. En revanche, pour les valeurs de ΔK inférieures à $12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, le niveau d'ouverture, K_{ouv} , dépend de la fréquence. A faible fréquence, K_{ouv} est constant jusqu'au seuil, pour les fréquences plus élevées, K_{ouv} croît à l'approche du seuil. Les essais réalisés à une fréquence entre 7 Hz et 35 Hz, dans l'air et sous vide, dans le cas d'un acier E460 à $R = 0,1$, montrent que sous vide, il n'y a pas d'influence de la fréquence. A l'air, la vitesse de propagation est supérieure à celle sous vide pour la même fréquence. Pour la vitesse inférieure à 10^{-6} mm/cycle , il n'y a plus d'influence de la fréquence.

Yokobori et al. (1976) [51] ont étudié dans le cas d'un alliage d'aluminium 2024-T3 et un acier SM-50, les effets de la fréquence sur le comportement en fatigue et sur la distance entre les stries. Ils ont constaté que la vitesse de propagation de la fissure diminue lorsque la fréquence augmente. De même la distance inter-stries diminue quand la fréquence augmente. L'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de la fréquence peut être décrite par une relation du type :

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^{3,5} f^{-\lambda} \quad \text{pour l'alliage d'aluminium 2024-T3} \quad (59a)$$

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^{3,55} f^{-\lambda} \quad \text{pour l'acier SM-50} \quad (59b)$$

A est une constante du matériau et $\lambda = 0,08$ à $0,09$ pour un alliage d'aluminium 2024-T3, $\lambda = 0,12$ à $0,14$ pour un acier SM-50.

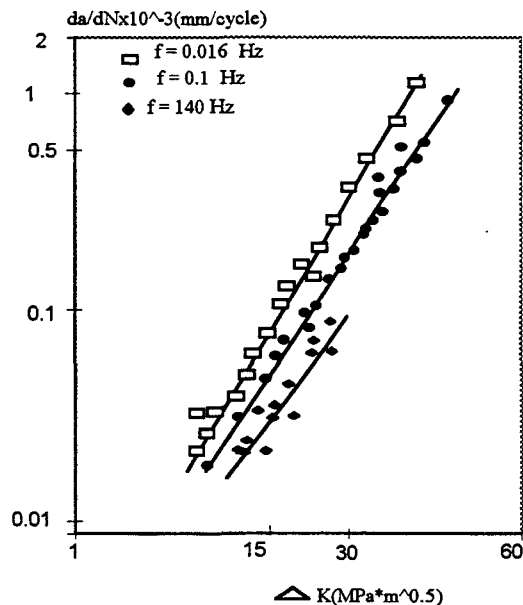
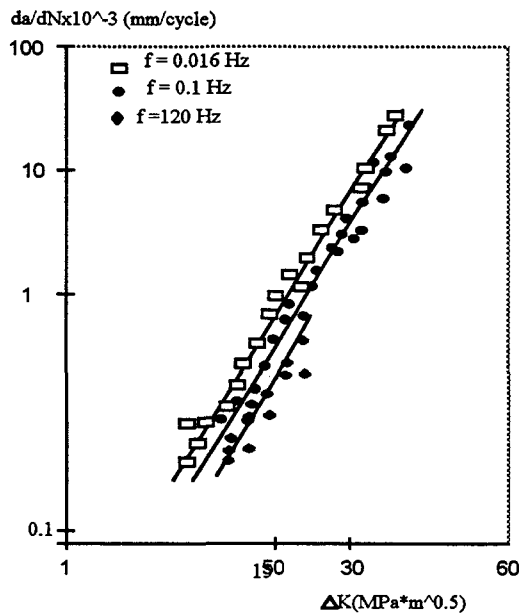


Fig. 26. Effet de fréquence sur la vitesse fissuration par fatigue (2024-T3).

Fig. 27. Effet de fréquence sur la vitesse fissuration par fatigue (acier SM-50).

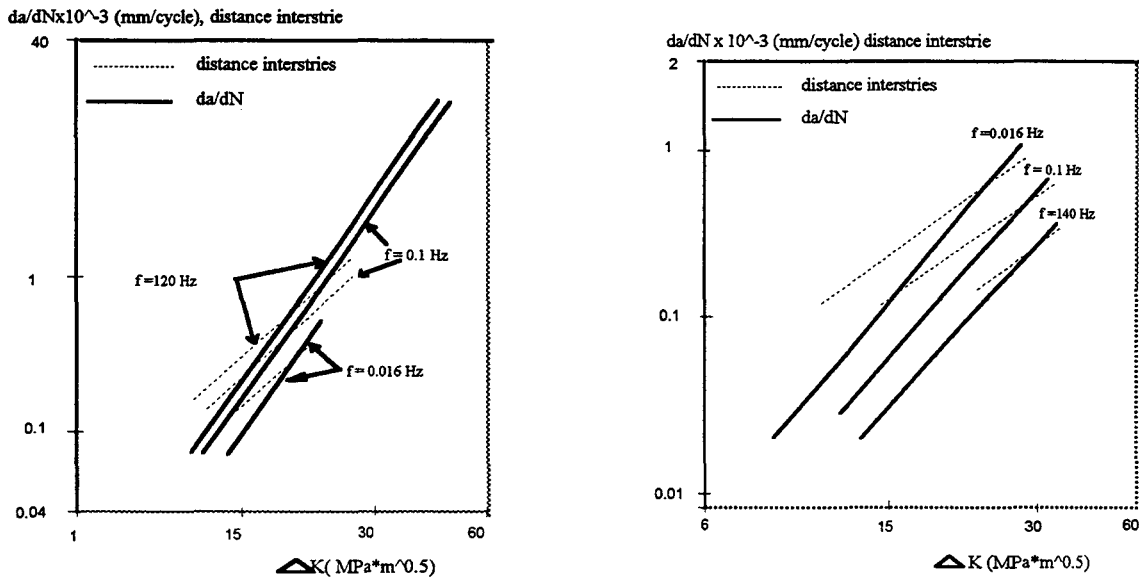


Figure 28 : Evolution de la vitesse de fissuration et interstrie en fonction de ΔK (2024-T3).

Figure 29 : Evolution de la vitesse de fissuration et interstrie en fonction de ΔK (acier SM-50).

L'évolution de la distance entre les stries en fonction de la fréquence peut s'exprimer sous la forme suivante :

$$S = B\Delta K^\delta f^{-\lambda} \quad \text{pour un alliage d'aluminium 2024-T3} \quad (60a)$$

$$S = B\Delta K^{2,0} f^{-0,12} \quad \text{pour un acier SM-50} \quad (60b)$$

Où $\delta = 2,2$ à $2,5$, $\lambda = 0,06$ à $0,08$ et B est une constante.

Les courbes $\log(da/dN)$ - $\log\Delta K$ (figure 26,27) et les courbes de $\log(s)$ - $\log\Delta K$ se coupent en un point particulier (figure 28, 29).

I. 4. 3. 8. Influence de la taille des grains

Yokobori (1979) [38] a publié une étude expérimentale sur la corrélation entre la vitesse de fissuration et la taille des grains, la limite d'élasticité pour des aciers au carbone dans le stade II. Il propose pour décrire la vitesse de fissuration une expression sous la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = B \left(\frac{\Delta K}{\sigma_c \sqrt{d}} \right)^m \quad (61)$$

où σ_c correspond à une contrainte et d est la taille des grains. σ_c et B sont indépendants de la limite d'élasticité. Il a constaté qu'une augmentation de la taille des grains entraîne une diminution de la limite d'élasticité et une légère augmentation de la pente m des courbes de fissuration.

La figure 30 montre que les droites correspondant aux différentes tailles de grains concourent en un point de coordonnées $(\log\sqrt{d}\sigma_c, \log B)$. Ce qui implique que la variation de la taille du grain peut donner naissance à son tour à un «point pivot».

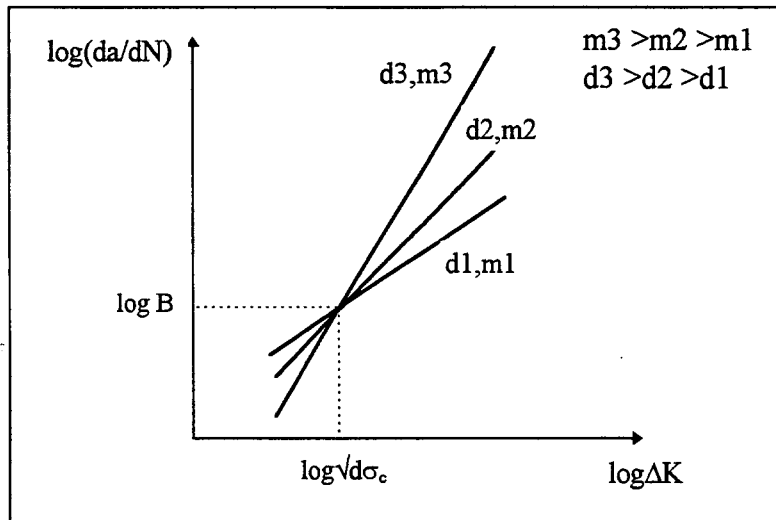


Figure 30 : Evolution du $\log(da/dN)$ en fonction de $\log\Delta K$ pour différentes tailles de grains, selon Yokobori [38].

I. 4. 3. 9. Relation entre a et b

Quelques travaux issus de la littérature [38,39] ont tenté de déterminer le type de corrélation qui peut exister entre les coefficients a et b de la relation (24). Ils ont constaté qu'il existe encore une évolution linéaire entre ces 2 coefficients. En effet, les coefficients a et b sont caractéristique du matériau. Les valeurs de a et b pour les différents matériaux sont données dans le tableau I. La droite est obtenue par régression linéaire sur les différentes valeurs de a et b, lorsque a augmente b diminue. La courbe de l'évolution du coefficient a en fonction de b est représentée par la figure 31, et définie par l'équation suivante :

$$b = -0,37a - 2,88 \quad R = 0,94 \quad (62)$$

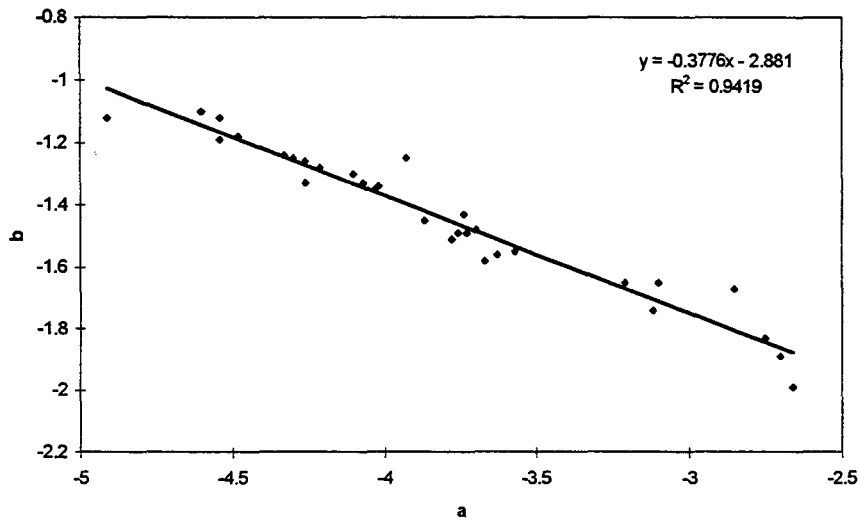


Figure 31 : Evolution des coefficients a en fonction de b ($\log C = a + bm$).

De même, il est aussi possible de suivre l'évolution des points pivots en traçant la courbe illustrant $[(da/dN)_p \Delta K_p]$. La figure 32 montre que la relation entre les coordonnées bilogarithmiques du point pivot pour les différents aciers s'exprime par l'expression suivante :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_p = C_o (\Delta K_p)^{m_o} \quad (63)$$

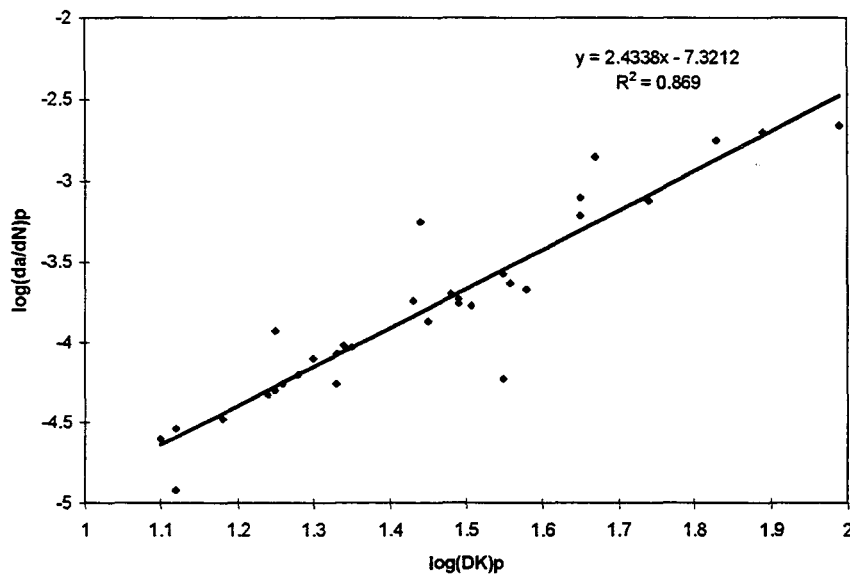


Figure 32 : Relation entre des coordonnées bilogarithmiques du point pivot pour les différents aciers.

Les travaux de Lieurade constatent que la somme en valeur absolue de a et b est toujours entre 5 et 5,7 pour les aciers.

I. 4. 3. 10. Influence de l'environnement

La nature du milieu extérieur (environnement) joue un rôle important dans le comportement en fatigue des matériaux. On entend par effet d'environnement : l'humidité de l'air, l'eau salée, oxygène, milieu corrosif, température, etc. Cet effet se manifeste principalement sur les faciès de rupture. Plusieurs études expérimentales [52,53] ont montré l'influence possible de l'environnement sur la vitesse de fissuration par fatigue.

Bhuyan et al. (1988) [54] ont étudié l'influence de l'environnement (air, eau de mer) sur la propagation d'une fissure de fatigue dans le cas d'un acier. L'étude expérimentale a été réalisée dans les conditions suivantes : le rapport de charge R variant entre 0,05 et 0,3, la fréquence entre 0,05 et 2 Hz, la température entre -15 et 4 °C. Ce travail a mis en évidence les remarques suivantes :

- d'une façon générale, pour le domaine des faibles ΔK la fissure se propage plus vite dans l'eau de mer que dans l'air. En effet, la vitesse de propagation dans l'eau de mer est 2,7 fois plus élevée que dans l'air, pour une valeur de $\Delta K = 35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $f = 0,05 \text{ Hz}$, $R = 0,1$ et $T = 0$ à 4 °C. Mais, quand la fréquence augmente ($f = 0,5 \text{ Hz}$) cette différence est atténuée.
- A priori, le rapport de charge R n'a pas d'influence significative sur la vitesse de fissuration entre les 2 milieux.

la relation de Paris conduit à une même corrélation entre C et m (figure 33) :

$$C = 2 \times 10^{-3} / (78)^m$$

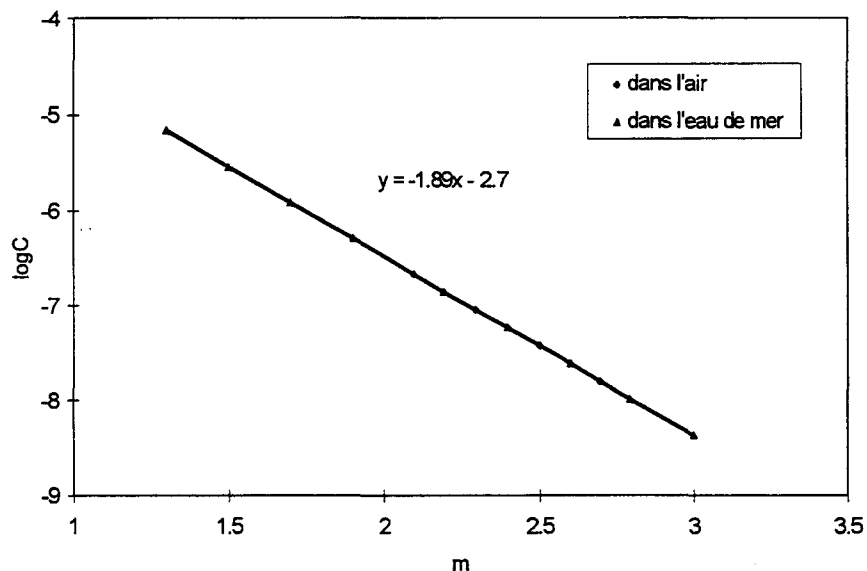


Figure 33 : $\log C$ en fonction de m à l'air et dans l'eau de mer, d'après Bhuyan[53].

Il faut noter ici que les écarts des valeurs de C et m sont différents entre les 2 milieux : $10^{-8} < C < 10^{-5}$ et $1,3 < m < 3$ pour l'eau de mer, tandis que $7 \times 10^{-7} < C < 7 \times 10^{-6}$ et $2,1 < m < 2,7$ dans le cas de l'air.

Les travaux de Booth et al. (1984) [55] concernent les effets de la corrosion sur la propagation d'une fissure dans une structure en acier. Les auteurs constatent, dans le cas des essais conduits dans l'air et dans l'eau de mer, l'existence de deux corrélations différentes entre $\log C$ et m (figure 34) :

$$C = 1,31 \times 10^{-4} / (28,18)^m \quad \text{pour l'air} \quad (64a)$$

$$C = 2,82 \times 10^{-5} / (12,59)^m \quad \text{pour l'eau de mer} \quad (64b)$$

Ces relations montrent clairement que la valeur de ΔK_p diminue presque de moitié dans le cas des essais conduits dans l'eau de mer. Ainsi, le rapport des vitesses, pour une valeur de ΔK donnée, peut être donné par :

$$\left\{ \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{eau de mer}} \right\} / \left\{ \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{air}} \right\} = 0,212 (2,26)^m \quad (65)$$

Cela signifie que ce rapport est une fonction puissance de m : quand $m = 3$, ce rapport est égal à 2,5 et quand $m = 4$, celui-ci est égal à 5,5. Ce constat montre une forte accélération de la vitesse de fissuration dans l'eau de mer, puisque la plupart des valeurs de m se trouvent entre 3 et 4.

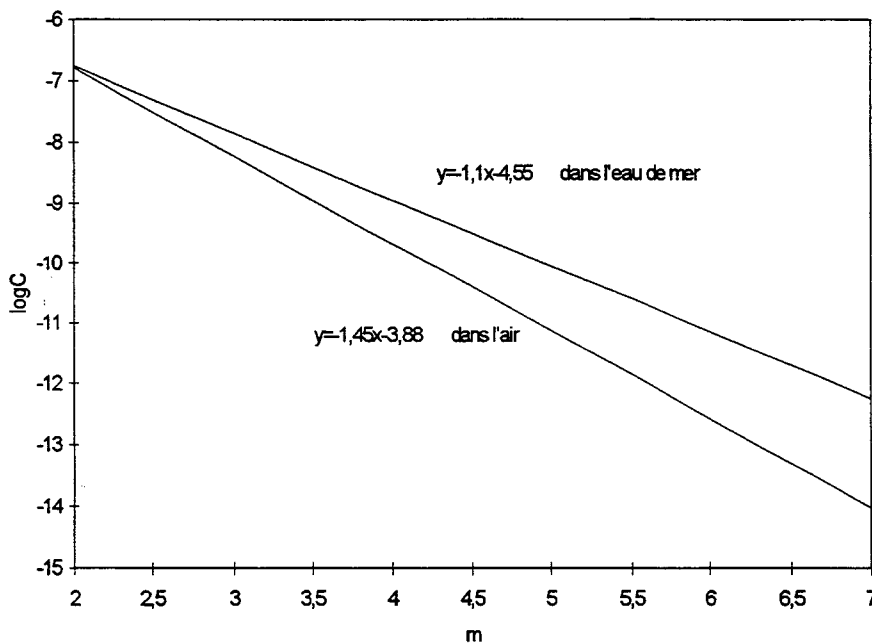


Figure 34 : $\log C$ en fonction de m (comparaison entre air et eau de mer), d'après Booth [54].

Plusieurs travaux de la littérature [56,57] ont considéré que l'effet de l'environnement peut être associé à la diminution d'énergie de création de surface par l'adsorption des molécules d'eau. Les travaux de Lesterin [57], Petit et al. [58] proposent une modélisation de la propagation d'une fissure dans le stade II, en utilisant le principe du modèle de Weertman,

qui est basé l'énergie nécessaire pour donner naissance une surface de rupture. Toutes les courbes semblent suivre une relation unique du type :

$$da/dN = (A/D_0) (\Delta K_{eff}/E)^4 \quad (66)$$

ou A est un paramètre sans unité.

D_0 est un paramètre de déplacement critique cumulé correspondant à une densité critique de dislocations en pointe de fissure.

E module de Young pour la correction de l'effet lié au matériau.

ΔK_{eff} la correction des effets de fermeture.

Cette relation constitue une description unique de la propagation d'une fissure, en particulier sous vide. Elle constitue donc une relation intrinsèque du matériau. On rappelle ici que l'exposant prend toujours une valeur égale à 4.

Adiwijayanto (1994) [59] a réalisé une étude de fissuration en fatigue sur un alliage d'aluminium 8090CT851. Il constate que dans le domaine de vitesse de fissuration $da/dN < 10^{-5}$ mm/cycle à $R = 0,1$, la vitesse de fissuration dans l'air est plus élevée que sous vide pour une même valeur de ΔK . C'est à dire, une meilleure résistance à la fissuration sous vide, dans ce domaine. Tandis que dans le domaine de vitesse de fissuration $da/dN > 10^{-5}$ mm/cycle, la vitesse de fissuration dans l'air est presque la même que sous vide.

I. 4. 4. Rôle de la zone plastique

Lors de la propagation, au fond de la fissure se créent deux zones plastiques : une zone plastique monotone (ω_m), pendant le chargement et cyclique (ω_c) au déchargement. La première est proportionnelle à $(K_{max}/\sigma_e)^2$ et la seconde est proportionnelle à $(\Delta K/\sigma_e)^2$. Iino (1979) [60] a constaté qu'il existe, dans le cas des aciers, une corrélation entre la vitesse de la propagation et la zone plastique. Cette évolution peut être décrite par la relation suivante :

$$da/dN = B(\omega_c)^2 \quad (67)$$

Pour trois types d'aciers, l'auteur trouve, dans une représentation bilogarithmique, une relation linéaire croissante entre B et la limite d'élasticité R_e (figure 35). Ce qui l'a conduit à proposer une expression sous la forme :

$$B = 3,2 \times 10^{-6} (R_e)^{1,3} \quad (68)$$

La plupart des travaux décrivant la propagation d'une fissure en se basant sur l'évolution de la zone cyclique ω_c conduit à une relation du type :

$$da/dN = A(\Delta K)^4 \quad (69)$$

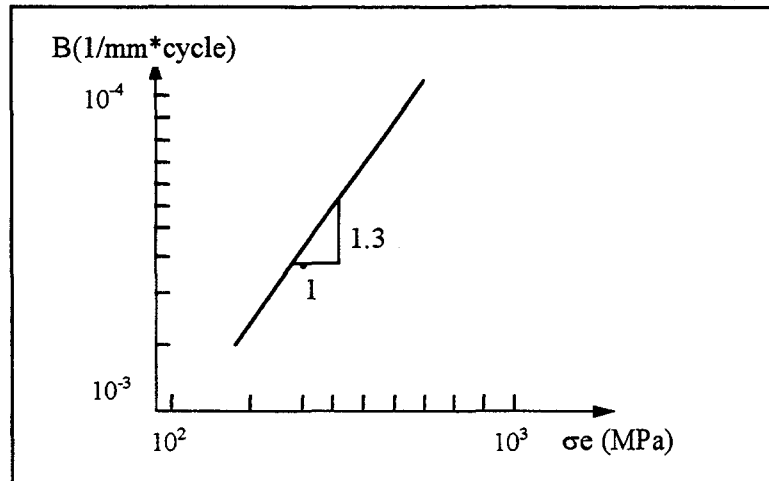


Figure 35 : Evolution du coefficient B en fonction de la limite d'élasticité σ_e , d'après Iino [60].

L'exposant $m = 4$ a été proposé aussi par les premiers travaux de Paris. De même, les modèles de propagation basés sur l'énergie de déformation nécessaire à l'avancement d'une fissure conduisent à un exposant $m = 4$.

Ce type de modèle présente l'intérêt de prendre en considération un effet réel se produisant lors de la propagation à savoir la naissance d'une zone plastique, qui est le siège des contraintes résiduelles. Néanmoins, l'utilisation de ce type de modèle est confrontée aux difficultés liées à la mesure des zones plastiques cycliques.

I. 4. 5. Mécanisme de formation des stries

Les observations micrographiques des faciès de rupture d'une fissure de fatigue réalisées au microscopique électronique à balayage, mettent en évidence l'existence des stries de fatigue. Ces stries sont disposées d'une façon perpendiculaire au sens de propagation (figure 36). Plusieurs travaux dans la littérature [61,62] ont montré que la formation d'une strie correspond à un seul cycle de charge, ceci n'est pas toujours vérifié pour les faibles vitesses de propagation. Les stries sont visibles surtout quand le matériau est ductile. Dans le cas d'essais sous atmosphère réactive (air), les surfaces fraîchement mises à jour se recouvrent instantanément d'oxyde empêchant les glissements inverses et redonnant une fissure très aiguë et une forte concentration locale de contrainte. Dans le cas d'essais sous vide, les glissements réversibles sont partiellement possibles, la forme des stries n'est pas visible (figure 37). Cette constatation a conduit les chercheurs à évaluer la vitesse microscopique (ou vitesse locale), à partir de la distance S entre stries en fonction de ΔK , ils proposent la formule suivante :

$$S = C_s (\Delta K)^m \quad (70)$$

où : S est l'interstrie, $C_s = 1,5 \times 10^{-7}$ pour les aciers et $C_s = 2,48 \times 10^{-6}$ pour les alliages d'aluminium, $m = 2$ dans tous les cas.



Figure 36 : Exemple de rupture par fatigue avec stries.

Il faut noter ici que si :

- $\Delta K < \Delta K_p$, la vitesse (da/dN) reste inférieure à la distance entre stries S , ce qui signifie qu'il faut plusieurs cycles pour former une strie.
- la valeur de ΔK est égale à ΔK_p , la vitesse de fissuration macroscopique (da/dN) est la même que la vitesse microscopique S . L'exposant de la relation de Paris est égal à 2.
- $\Delta K > \Delta K_p$, la vitesse macroscopique (da/dN) est supérieure à la distance entre stries S . Dans ce domaine, un cycle est capable de former une strie et une déchirure statique (par clivage ou par cupule).

Rhodes et al. [63] ont montré que dans le cas d'un alliage d'aluminium l'exposant m , est approximativement égal à 2 et ceci malgré la forte dispersion de leurs résultats. Cette dispersion est due essentiellement à la technique de mesure de la distance entre stries. La distance entre stries S est, à priori, insensible au rapport de charge R . Cela signifie que pour les matériaux ayant un exposant de Paris est égal à 2, la vitesse de fissuration est indépendante des paramètres extrinsèques tels que le rapport R , ce qui n'est pas toujours vérifié.

Bathias et al. [61], dans une étude de fissuration sur des alliages légers, montrent que plus le rapport de charge R augmente, plus le pourcentage de plages striées diminue puisque la rupture se produit aussi par cupules.

Iost et al. [39], dans une étude sur la corrélation entre la fractographie et la vitesse de fissuration par fatigue, ont trouvé une valeur de m , égale à 1,6 dans le cas des aciers, et de 2,5 dans le cas des alliages d'aluminium. Le coefficient C_s semble dépendre essentiellement du type d'alliage et de la température. Pour un même alliage, les caractéristiques mécaniques n'affectent pas le coefficient C_s . Ils supposent une relation entre le point pivot et les plages striées, et donnent une formule sous la forme suivante :

$$da / dN = S \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_p} \right)^{m-2} \quad (71)$$

Cela signifie que la droite représentant la variation de la distance entre stries de fatigue passe par tous les points pivots.

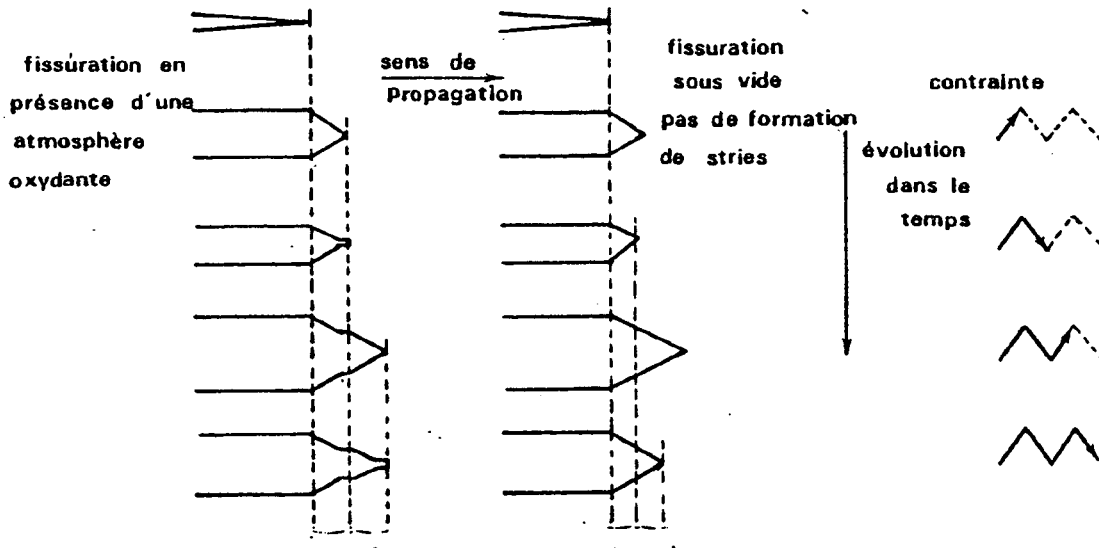


Figure 37 : Schéma de formation des stries dans les cas atmosphère oxydante et sous vide.

Synthèse :

Les tableaux (1) et (2) présentent des données issues de la littérature concernant les valeurs des coefficients de la relation de Paris et des coordonnées des points pivots pour les aciers et les alliages d'aluminium.

Les coordonnées du point pivot pour différents aciers, ΔK varie de 13,18 à 54,95 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, et $(da/dN)_p$ de $0,12 \times 10^{-4}$ à $7,94 \times 10^{-4}$ mm/cycle, ainsi que les coordonnées du point pivot pour différents alliages d'aluminium, ΔK varie de 9,33 à 31,62 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, et $(da/dN)_p$ de $0,18 \times 10^{-4}$ à $25,12 \times 10^{-4}$ mm/cycle.

Nous avons vérifié que la somme en valeur absolu de a et b est supérieur à 5 pour les aciers, cette constatation a été faite par Karajani et et Lieurade [78] dans le cas des aciers. La somme en valeur absolue de a et b est inférieure à 5 pour les alliages d'aluminium.

Références	a	b	ΔK_p ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	$(da/dN)_p$ (10^{-4} mm/cycle)	a+b
Cortie [31]	-3,55	-1,47	29,50	2,80	5,02
Iost [41]	-4,54	-1,19	15,49	0,29	5,73
	-3,79	-1,52	33,11	1,62	5,31
Baus [59]	-4,03	-1,35	22,39	0,93	5,38
Yokobori [16]	-4,54	-1,12	13,18	0,29	5,66
Nishioka [22]	-4,07	-1,33	21,38	0,85	5,40
	-4,30	-1,24	17,38	0,50	5,54
Tanaka [21]	-3,78	-1,51	32,13	1,69	5,29
	-4,49	-1,18	15,14	0,32	5,67
Gurney [24]	-3,87	-1,45	28,18	1,35	5,32
Ishii [65]	-3,41	-1,38	24,00	0,36	4,79
	-4,17	-1,20	15,50	0,66	5,37
Niccolls [19]	-3,93	-1,25	17,78	1,18	5,18
Koshiga [15]	-4,30	-1,25	17,78	0,50	5,55
Nibering [66]	-4,26	-1,33	21,38	0,55	5,59
Kitagawa [67]	-4,33	-1,24	17,38	0,47	5,57
Kanazawa [68]	-4,26	-1,26	18,20	0,55	5,52
Booth [55]	-4,60	-1,10	12,59	0,25	5,70
Romvari [69]	-3,76	-1,49	30,90	1,74	5,25
Yarema [29]	-4,21	-1,28	19,06	0,62	5,49
	-4,91	-1,12	13,18	0,12	6,03
Krasonski [70]	-4,02	-1,34	21,88	0,96	5,36
Mostafa [71]	-3,10	-1,65	44,67	7,94	4,75
Radhakrishnan[72]	-3,12	-1,74	54,95	7,59	4,86
Shaihinian [73]	-3,21	-1,65	44,67	6,17	4,86
Benson [25]	-4,23	-1,55	35,48	0,59	5,78
Kobayashi [74]	-3,57	-1,55	35,48	2,69	5,12
Yokobori [16]	-3,67	-1,58	38,02	2,14	5,25

Tableau 1. Valeurs de a et b (relation $\log C = a + bm$) et des coordonnées du point pivot, dans le cas d'une large gamme d'aciers.

références	a	b	ΔK_p (MPa \sqrt{m})	$(da/dN)_p$ (10 ⁻⁴ mm/cycle)	a+b
Cavallini [35]	-3,49	-1,14	13,80	3,24	4,63
	-3,72	-1,04	10,97	1,88	4,76
	-3,49	-1,06	11,48	5,87	4,55
	-3,51	-0,97	9,33	3,07	4,48
Brahmi [64]	-3,65	-1,07	11,75	2,23	4,72
	-3,81	-1,01	10,23	1,55	4,82
Niccolls[19]	-3,15	-1,18	15,14	7,08	4,33
Bailon [37]	-2,97	-1,50	31,62	10,72	4,47
Tanaka [21]	-3,12	-1,13	13,49	3,80	4,25
Radhakrishnan[72]	-2,60	-1,37	23,44	25,12	3,97
Jeglic [75]	-2,89	-1,37	23,44	12,88	4,26
Wei [76]	-3,71	-1,22	16,60	1,95	4,93
Tobler [77]	-3,24	-1,12	13,18	5,75	4,36

Tableau 2. Valeurs de a et b (relation $\log C = a + bm$) et des coordonnées du point pivot, dans le cas d'une large gamme d'alliages d'aluminium.

I. 5. Conclusion

Le seuil de fissuration, défini par ΔK_s , dépend de la microstructure du matériau, notamment la taille du grain. En effet, plus la taille du grain augmente plus ΔK_s diminue. De même, d'une façon générale, le rapport de charge affecte la valeur du seuil : ΔK_s diminue presque linéairement quand R augmente (pour $R > 0$). Il semble qu'il existe un point d'intersection correspondant à une valeur (R_c), qui serait la valeur de R à partir de laquelle la fissure reste toujours ouverte.

Dans ce chapitre, nous avons essentiellement analysé les courbes de fissuration par fatigue dans le stade II à partir du modèle empirique le plus utilisé celui de Paris et Erdogan. Ce modèle, à 2 paramètres, est donné sous forme d'une fonction puissance :

$$da/dN = C(\Delta K)^m$$

La plupart des travaux issus de la littérature montrent qu'il existe une corrélation entre le coefficient C et l'exposant m. En effet, il est couramment admis à partir des constatations expérimentales que les 2 paramètres évoluent en sens inverses : quand m augmente C diminue. D'une façon générale, cette corrélation est donnée sous la forme suivante :

$$\log C = a + bm \text{ (avec } a \text{ et } b < 0\text{)}.$$

Si les valeurs de a et b sont constantes, l'existence de cette relation conduit automatiquement à un point d'intersection entre les courbes de propagation « $da/dN - \Delta K$ » dans une représentation bilogarithmique. Ce point est appelé « point pivot ». A partir de ce constat, le modèle Paris et Erdogan devient alors un modèle à un seul paramètre m. Plusieurs tentatives d'explication du point pivot ont été avancées :

- l'effet équation aux dimensions : l'aspect dimensionnel de la relation de Paris conduit sans surprise à une relation entre C et m. En effet, à chaque fois qu'il est possible d'exprimer la relation de Paris et Erdogan en fonction de $(\Delta K/B)$, avec B ayant la même dimension que ΔK , cette relation existe :

$$da/dN = A(\Delta K/B)^m$$

ce qui signifie que $C = A/(B)^m$

- l'effet « magique » de la fonction puissance, souvent utilisée en mécanique ; loi de Ramberg-Osgood, relation de Manson-Coffin (fatigue oligocyclique), relation de Whöler (fatigue endurance), fluage etc, qui s'écrit sous une forme générale :

$$Y = C(X)^m$$

Il semble qu'il existe, dans de nombreux de cas, une corrélation entre C et m, à chaque fois qu'il est possible d'exprimer cette relation sous cette forme :

$$Y = A(X/B)^m$$

ce qui conduit alors à l'expression suivante : $C = A/(B)^m$

Une quantité importante de travaux a été réalisée, autour de cette corrélation, dans l'objectif de lui attribuer un sens physique. Nous pouvons les résumer ainsi :

- il existe une relation entre $\log C$ et m, pour tous les matériaux.
- Pour chaque famille de matériaux, il peut exister une relation unique entre $\log C$ et m, (par exemple : une relation pour les aciers, une autre pour les alliages d'aluminium etc).

- On distingue une relation pour les matériaux fragiles et une autre pour les matériaux ductiles. Chaque matériau a son point pivot.
- On considère que la droite de pente $m=2$ constitue le lieu de tous les points pivots, ($m=2$, est aussi la pente de la vitesse microscopique exprimée par la distance entre stries). Ce qui conduit à considérer que le point pivot présente le point où la vitesse macroscopique et la vitesse microscopique sont les mêmes. Ainsi, ce point correspondrait au chargement à partir duquel il y a un changement au niveau des mécanismes de propagation. On considère, ici, qu'un matériau peut avoir un ou plusieurs points pivots.
- La dispersion expérimentale relative à la fatigue par fissuration conduit à l'existence d'un point pivot.

Par ailleurs, nous avons constaté qu'il est possible pour une large gamme d'aciers que le point pivot (ou plutôt le barycentre) se trouve à une valeur de $(\Delta K)_P$ comprise entre 16 et 35 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, et une valeur de $(da/dN)_P$ est d'environ 10^{-4} mm/cycle. Pour quelques cas particuliers, il a été trouvé des valeurs de $(\Delta K)_P$ plus élevées que la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte K_{IC} des matériaux considérés. Par ailleurs, une simulation numérique des courbes de fissuration tracées d'une façon aléatoire a conduit à retrouver une corrélation entre $\log C$ et m similaire à celle des aciers et donnant une valeur de $\Delta K_p = 29,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et une valeur de $(da/dN)_p = 2,8 \times 10^{-4}$ mm/cycle.

Il nous semble que les différentes courbes de fissuration en fonction des paramètres intrinsèques et extrinsèques des matériaux peuvent être représentées par l'une des trois configurations suivantes. Ces configurations dépendent des évolutions des paramètres m et C (figure 37) :

- m est constante et C varie, on ne peut pas observer le point pivot, les droites restent parallèles.
- m varie et C est constante, il y a un point pivot correspondant à l'ordonnée $y = \log C$.
- les paramètres m et C varient, il existe un ou plusieurs points pivots.

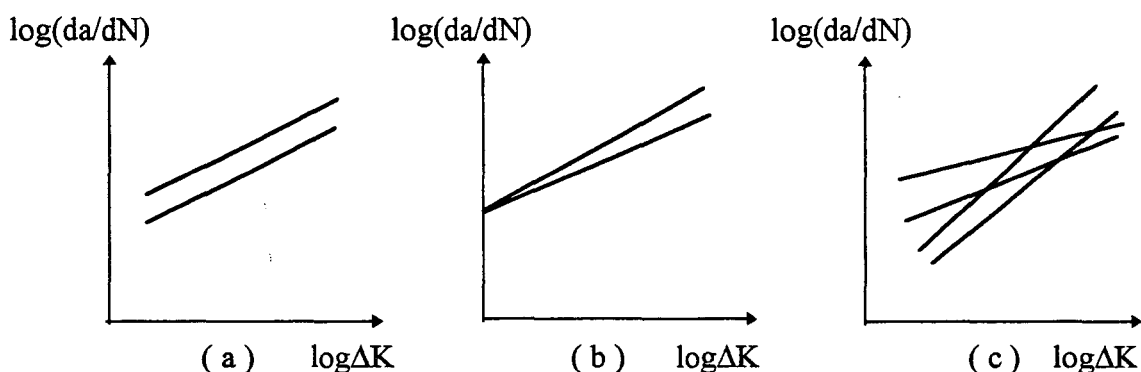


Figure 37 : Evolution $\log(da/dN)$ en fonction de $\log\Delta K$.

(a) m : constante, C : variable (b) m : variable, C : constante, (c) m : variable, C : variable

Les effets des différents facteurs sur la propagation de fissure en fatigue tels que : le seuil de propagation ΔK_s , le rapport de charge, la fréquence de sollicitation, la limite d'élasticité, l'environnement etc, peuvent être expliqués comme des manifestations différentes du phénomène de fermeture de la fissure.

Références bibliographiques

- [1]. C. Bathias and J.P. Bailon, "La fatigue des matériaux et des structures", Chapitre 5, Maloine S.A. Editeur Paris et les presses de l'Université de Montréal Québec, pp. 163-198. (1980).
- [2]. F.C. Paris and F. Erdogan, "A critical analysis of crack propagation law", J. Basic. Engng. Vol. 85, N°4, pp. 528-539, (1963).
- [3]. W. Elber, "The signification of fatigue crack closure", A.S.T.M, STP 486, pp. 230-240, (1971).
- [4]. T.T. Shin and R.P. Wei, "A study of crack closure in fatigue", Engng. Fract. Mech. Vol. 6, pp. 19-32, (1974).
- [5]. R.G. Forman, V.E. Kearney and R.M. Engle, "Numerical analysis of crack propagation in a cyclic local structure", ASME, Transc.J.Basic.Engng. Vol. 89D, pp. 459, (1967).
- [6]. B. Stan, "Implications of fracture mechanics in engineering design", Engng. Fract. Mech. Vol. 42, N°2, pp. 339-346, (1992).
- [7]. M. Klesnil and P. Lukas, "Effect of stress cycle assymetry on fatigue crack growth", Mat. Sci. Eng. Vol. 9, pp. 231-240, (1972).
- [8]. R. Murakami and K. Akizono, "The influence of prior austenite grain size and stress ratio on near threshold fatigue crack growth behavior in high strength steel", Advances in Fracture Reseach. Vol. 2, pp. 963-970, (1981).
- [9]. J. Masounave and J.P. Bailon, "The dependence of the threshold stress intensity factor on the cyclic stress ratio in fatigue pearlitic steels", Scripta Met. Vol. 2, pp. 723-730, (1975).
- [10]. O. Vosikovsky, "The effect of stress ratio on fatigue crack growth rates in steels", Engng. Fract. Mech. Vol. 11, pp. 595-602, (1979).
- [11]. J.P. Bailon, J. Masounave and J.I. Dickson, "Le seuil de propagation", La fatigue des matériaux et des structures, Maloine, Paris, pp. 237-266, (1980).
- [12]. X.L. Zheng and A. Hirt, "Fatigue crack propagation in steels", Engng. Fract. Mech. Vol. 18, N°6, pp. 965-973, (1983).
- [13]. L. Zhen, "Estimation of fatigue crack propagation rate in steel", Engng. Fract. Mech. Vol. 48, N°3, pp. 339-345, (1994).
- [14]. H.P. Lieurade and P. Rabbe, "Etude à l'aide de la mécanique de la rupture, de la vitesse de fissuration en fonction d'une gamme étendue d'aciers", Rapport IRSID U230-U222, P138, pp. 385-415, (1972).
- [15]. D. Koshiga and M. Kawahara, "A proposed design basis with special reference to fatigue crack propagation", J. Soc. Naval Architects Japan, Vol. 133, pp. 249-256, (1973).
- [16]. T. Yokobori, I. Kawada and H. Hata, "The effects of ferrite grain size on the stage II fatigue crack propagation in plain low carbon steel", Report of the Research Institute for strength and Fracture Materials, Tohoku, University, Sendai, Japan, 9, pp. 35-64, (1973).

- [17]. W.G. Clark and S.J. Hudak, "Variability in fatigue crack growth rate testing", *J. Test. Eval.* Vol. 3, N°6, pp. 454-476, (1975).
- [18]. A. Baus et H.P. Lieurade, "Endurance en torsion et résistance à la fissuration par fatigue de trois nuances d'aciers à rail", *Rev. Mét.* Mai, pp. 373-386, (1975).
- [19]. E.H. Niccolls, "A correlation for fatigue crack growth rate", *Scripta Met.* Vol. 10, pp. 295-298, (1976).
- [20]. J.P. Bailon and Massounave, "On the relation between the parameters of Paris' law for fatigue crack growth", *Scripta Met.* Vol. 11, pp. 1101-1106, (1977).
- [21]. K. Tanaka and S.A. Matsuoka, "A tentative explanation for two parameters C and m in Paris' equation of fatigue crack growth", *Int. J. Fracture.* Vol. 15, pp. 57-68, (1977).
- [22]. K. Nishioka, K. Hirakawa and I. Kitaura, "Fatigue crack propagation behaviors of various steels", *Sumimoto Search*, Vol.17, pp. 39-55, (1977).
- [23]. L.N. McCartney and P. Irwing, "Comments on a correlation for fatigue crack growth rate", *Scripta Met.* Vol. 11, pp.181-183, (1977).
- [24]. T.R. Gurney, "An analysis of some fatigue crack propagation data for steels subjected to plusating tension loading", *Research Report of the Welding Institute*, E59, *Welding Research International* Vol. 9, N°4, pp. 45-58, (1978).
- [25]. J.P. Benson and D.V. Edmonds, "The relationship between the parameters C and m of Paris'law for fatigue crack growth in a low carbon steel", *Scripta Met.* Vol. 12, pp. 645-647, (1973).
- [26]. P. Romvari, L. Tóth and D. Nadjy, "Analysis of fatigue crack propagation in alloys", *Problemy Prochnosty*, Vol. 9, pp.18-28, (1980). (in Russian).
- [27]. V.M. Radhakrishnan, "Quantifying the parameters in fatigue crack propagation", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 13, pp. 129-141, (1980).
- [28]. K. Tanaka, C. Masuda and S. Nishijima, "The generalized relationship between the parameters C and m of Paris' law for fatigue crack growth", *Scripta Met.* Vol. 15, pp. 259-264, (1981).
- [29]. S.Y. Yarema, "Correlation between Paris'law parameters and alloys fatigues crack resistance", *Problemy Prochnosty*. Vol. 9, pp. 20-28, (1981). (in Russian),
- [30]. L. Tóth. Gy.Nagy. and P. Romvari, "Application of the aspect concept for estimation of material behaviour under cyclic loading", *Failure analysis theory and practice*, ECF7, pp. 649-655, (1988).
- [31]. M.B. Cortie and G.G. Garrett, "On the correlation between the C and m in the Paris equation for fatigue crack propagation", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 30, N°1, pp. 49-58, (1988).
- [32]. A. Iost, "The effect of load ratio on the m-lnC relationship", *Int. J. Fatigue.* Vol. 13, N°1, pp. 25-33, (1991).
- [33]. V.A. Zilberstein, "On correlations between the power - law parameters", *Int. J. Fracture.* Vol. 58, pp. 57-59, (1992).

- [34]. R.W. Hertzberg, "A simple calculation of $da/dN - \Delta K$ data in the near threshold regime and above", *Int. J. Fracture*. Vol. 64, pp. 53-58, (1993).
- [35]. M. Cavallini and F. Iacoviello, "Fatigue models for Al alloys", *Int. J. Fatigue*. Vol. 13, N°6, pp. 442-446, (1991).
- [36]. M. Cavallini and F. Iacoviello, "A statistical analysis of fatigue crack growth in a 2091 Al-Cu-Li alloy", *Int. J. Fatigue*. Vol. 17, N°2, pp. 135-139, (1995).
- [37]. J.P. Bailon, J. Masounave and J.I. Dickson, "Les lois de fissuration par fatigue", *La fatigue des matériaux et des structures*, Maloine, Paris, pp. 201-225, (1980).
- [38]. T. Yokobori, "A critical evaluation of mathematical equations for fatigue crack growth with special reference to ferrite grain size and monotonic yield strength dependence", *A.S.T.M, STP 675*, pp. 683-706, (1979).
- [39]. A. Iost and J. Lesage, "On the existence of a pivot point for stage II fatigue crack growth", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 36, N°4, pp. 585-596, (1990).
- [40]. K. Tanaka, "A correlation of ΔK_{th} value with the exponent, m , in the equation of fatigue crack growth for various steels", *Int. J. Fracture*. Vol. 13, pp. 57-68, (1979).
- [41]. A. Iost, "Etude phénoménologique de la déformation plastique et de la rupture", *Habilitation à diriger des recherches*, UST de Lille, pp. 201-235, (1990).
- [42]. A. Baus, J.C. Charbonnier, H.P. Lieurade, B. Marandet, L. Roesch and G.Sanz, "Etude par la mécanique de la rupture de la ténacité de la fissuration par fatigue et de la fissuration par corrosion sous contrainte d'aciers à haute résistance", *Rev. Mét.* N° 5, pp. 891-935, (1975).
- [43]. S. Chand and S. B. Garg, "Crack propagation under constant amplitude loading", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 21, N°1, pp. 1-30, (1985).
- [44]. W. Wang and C.T. Thomas, "Fatigue crack growth rate of metal by plastic energy damage accumulation theory", *J. Engng. Mech.* Vol. 120, N°4, pp. 776-795, (1994).
- [45]. A. Pineau and P. Petrequin, "La fatigue plastique oligocyclique", *La fatigue des matériaux et des structures*, Maloine, Paris, pp.107-126, (1980).
- [46]. D. Cioclov, "La mecanique de la rupture des matériaux", *Bucaresti*, pp. 273, (1977). (in Roumain).
- [47]. G.T. Hahn and R.C. Hoagland, AF33615-70-C-1630, Battelle Henorial Institute Columbus, Ohio, (1971).
- [48]. A.W. Thompson and R.J. Bucci, *Met. Trans.* Vol. 4, pp. 1173-1175, (1973).
- [49]. C. Bathias, "Application of fracture mechanics to aluminium alloys selection", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 10, pp. 267-282, (1978).
- [50]. A. Bignonnet, R. Namdar and M. Truchon, "Fatigue crack growth rate in air of a quenched and tempered steel", *C.R.4th European Conference on Fracture*, Vol. II, pp. 417-425, (1982).

- [51]. T. Yokobori and K. Sato, "The effect of frequency on fatigue crack propagation rate and striation spacing in 2024-T3 aluminium alloy and SM-50 steel", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 8, pp. 81-88, (1976).
- [52]. J.De. Fouquet, "L'effet d'environnement", *La fatigue des matériaux et des structures*, Maloine, Paris, pp. 291-304, (1980),
- [53]. Y. Nakai. A. Alavi and R.P. Wei, "Effects of frequency and temperature on short fatigue crack growth in aqueous Environments", *Met. Trans A.* Vol. 19A, pp. 543-548, (1987).
- [54]. G.S. Bhuyan, A.S.J. Swamdas and O. Vosikovsky, "Influence of environmental and mechanical variables on fatigue crack growth rates in CSA G4021M 350WT steel", *Int.J. Fatigue.* Vol. 10, N°1, pp. 37-42, (1988).
- [55]. G.S. Booth, M.P. M. Weldl and T. Iwasaki, "Corrosion fatigue crack propagation in structural steel", *The Welding Institute, Abington Hall, Abington, Cambridge.* CB1 6AL, pp.1-23, (1984).
- [56]. B. Bouchet, J. Petit, H. Chaumet, A. Nadeau and P. Boisson. "Réalisation d'un dispositif d'essais dynamiques sous vide ou sous atmosphère contrôlée", *Mécanique Matériaux Electricité*, pp. 29-34, (1977).
- [57]. S. Lesterin, "Influence de l'environnement et de la température sur la fissuration par fatigue des alliages de titane", *Thèse de l'Université de Poitiers*, (1996).
- [58]. G. Hénaff, J. Petit and B. Bouchet, "Environmental influence on the near-threshold fatigue crack propagation behaviour of a high strength steel", *Int. J. Fatigue.* Vol. 14, N°4, pp. 211-218, (1992).
- [59]. F. Adiwijayanto, "Etude comparative des mécanismes de fissuration par fatigue des alliages d'aluminium 8090C T851 et 2024 T351", *Thèse de l'Université de Poitiers*, (1994).
- [60]. Y. Iino, "fatigue crack propagation work coefficient A material constant giving degree of resistance to fatigue crack growth", *Engng. Fract. Mech.* Vol. 12, pp. 279-299, (1979).
- [61]. C. Bathias, M. Gateau and J. Philippe, "Influence du rapport entre la contrainte minimale et la contrainte maximale sur la vitesse de fissuration par fatigue des alliages légers", *Rev Mét.* pp. 559-569, (1975).
- [62]. D.L. Davison and J. Lankford, "Fatigue crack growth in metal and alloys mechanisms and micromechanics", *Int. Met. Reviews.* Vol. 37, N°1, pp. 45-75, (1992).
- [63]. D. Rhodes, K.J. Nix and J.C. Radon, "Micromechanisms of fatigue crack growth in aluminium alloys", *Int. J. Fatigue.* Vol. 6, N°1, pp. 3-7, (1984).
- [64] S. Brahma and P. Lehr, "Analyse statistique de la propagation des fissures de fatigue dans les matériaux métalliques", *Rev. Mét.* pp. 769-784, (1992).
- [65]. H. Ishii and K. Yukawa, "The role of dislocation substructures in fatigue crack propagation in copper and alpha brass", *Met. Trans.* Vol. 10A, pp. 1881-1887, (1979).
- [66]. J.J.W. Nibering, "Synthesis of cooperating fatigue investigation with notch plates and welded slip standards of st 42 and st 52", *ECSC Rapport EUR, 5386e*, (1975).

- [67]. H. Kitagawa, "Application of fracture mechanics to fatigue crack growth" J. Jap. Soc. Mech. Engng 75, pp.1068-1080, (1972).
- [68]. T. Kanazawa, H. Itakati, S. Machida and T. Myata, "Outline of jswes standard for critical assessment of defects with regrard for brittle frature and some case studies", II. W. Annual Assembly, Bratislava D. Vol. 10, pp. 274-284, (1979).
- [69]. P. Romvari, L. Tóth and D. Nadjy, "Analysis of fatigue crack propagation in alloys", Problemy Prochnosty 9, pp.18-28, (1980), (in Russian).
- [70]. A.J. Krasonski, I.V. Kramarenko and V.V. Kalaida, "Fracture toughness of nodular graphite cast irons under static impact and cycling loading", Fatigue. Fract Engng. Mat. Struct. Vol. 10, pp. 223-237, (1987).
- [71]. M. Mostafa and M. Boivin, "Etude expérimental de la fissuration en fatigue par flexion de l'alliage d'aluminium AU4G1-T3", Mécanique Matériaux Electricité 399, pp. 15-30, (1983).
- [72]. V.M. Radhakrishman, "Quantifying the parameters in fatigue crack propagation", Engng. Fract. Mech. Vol. 13, pp. 129-141, (1980).
- [73]. P. Shaihimian, H.H. Smith and H.E. Weston, "Fatigue crack growth of several austenitic stainless steels at high temperature.", A.S.T.M, STP 520, Fatigue at elevated temperature, pp. 387-400, (1973).
- [74]. K. Kobayashi, A. Narumoto, T. Funakoshi and Y. Haira, "Propagation under through-thickness stresses of fatigue crack in structural steel with varying sulphur content", Welding in the world 9, N°10, pp.222-236, (1977).
- [75]. F. Jeglic, P. Niessen and D.J. Burns, "Temperature dependence of fatigue crack propagation in an Al-2.6Mg alloy ", A.S.T.M, STP 520, fatigue at elevated temperature, pp. 139-148, (1973).
- [76]. R.P. Wei, "Fatigue crack propagation in high strength aluminium alloy", Int. J. Frac. Mech. Vol. 4, pp. 159-168, (1968).
- [77]. R.L. Tobler and Y.W. Cheng, "Midrange fatigue crack growth data correlations for structural alloys at room and cryogenic temperatures ", A.S.T.M, STP 857, pp. 3-30, (1985).
- [78]. P. Karajani and H.P. Lieurade, "De la vitesse de fissuration par fatigue dans des aciers de construction faiblement alliées de nuance albanaise", Mécanique Industrielle et Matériaux. Vol. 46, N°3, Septembre (1993).

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

PHENOMENE DE FERMETURE DE FISSURE

II. Modélisation basée sur la fermeture de fissure

L'expérience a montré que la relation de Paris telle qu'elle est définie par l'expression (22) (§ chapitre I.4) ne prend pas en considération les effets dus aux paramètres extrinsèques (conditions de chargement, environnement, température, etc.). Elber (1971) [1] a constaté que l'amplitude totale du facteur d'intensité de contrainte ΔK ne permet pas de décrire correctement la propagation d'une fissure par fatigue. Seule une partie de cette amplitude, considérée efficace, contribue à faire avancer la fissure. L'auteur, en stipulant qu'une fissure ne peut se propager que si elle est entièrement ouverte, introduit la notion de l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} . Cette notion permet de mettre en évidence le phénomène de fermeture de fissure. Depuis, plusieurs travaux ont été réalisés pour expliquer et modéliser le mécanisme de fermeture : études expérimentales [2,3,4,5], modélisations empiriques [6], analytiques [7,8] et numériques [9,10].

II. 1. Définition de la fermeture de la fissure

Elber [1] fut le premier à observer, dans le cas de nombreux matériaux métalliques, qu'une fissure de fatigue reste fermée lorsque l'éprouvette se trouve encore soumise à une traction. Des contraintes résiduelles de compression prennent naissance autour de la pointe de la fissure lorsque la charge tend vers zéro. Une fissure de fatigue diffère d'une fissure mécanique idéale parce qu'elle crée une zone de déformations résiduelles lors de sa propagation. Faisant l'hypothèse qu'une fissure de fatigue ne se propage pas lorsqu'elle est fermée, Elber a considéré qu'une partie (efficace) de la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK contribue effectivement à la propagation de la fissure.

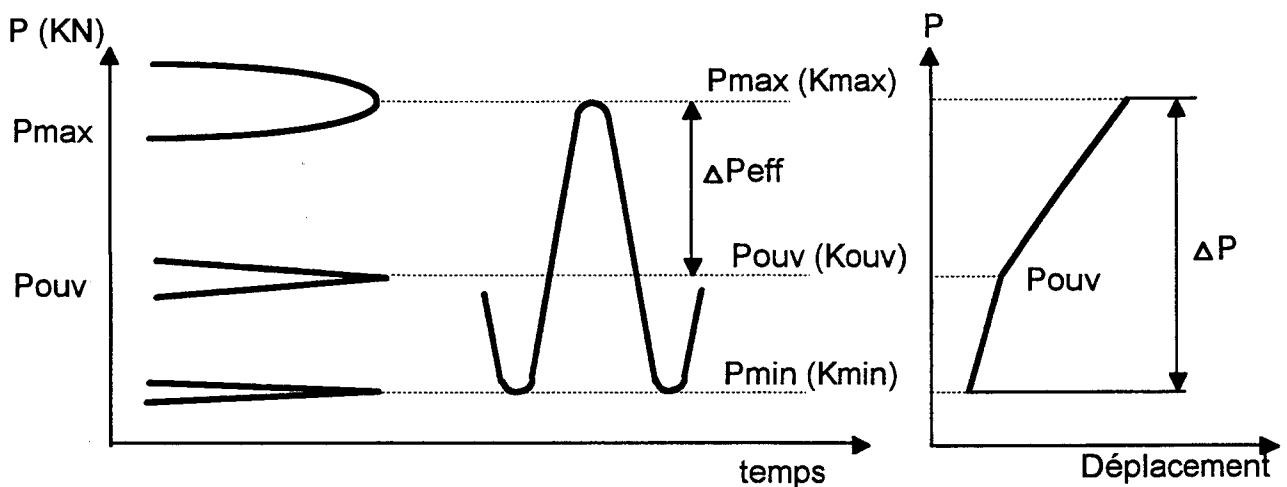


Figure 1 : Schématisation du comportement d'ouverture de la fissure par fatigue.

Dans le cas où la fissure se propage dans une configuration de déformations planes, le problème est sensiblement plus compliqué parce que la zone plastifiée au fond de la fissure est environ trois fois plus grande en surface qu'au cœur. Les contraintes résiduelles associées à cette déformation plastique sont plus importantes en surface qu'à cœur. L'ouverture du fond de fissure est de ce fait plus importante au cœur qu'en surface. Lorsque la charge appliquée à l'éprouvette augmente, l'ouverture de la fissure progresse de l'intérieur vers l'extérieur. A cause

de la distribution des contraintes résiduelles de compression au voisinage de son front, la fissure reste fermée sur une partie du cycle de chargement, cette partie correspond à l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte, désignée par ΔK_{eff} . De là, Elber a introduit un facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{ouv} et une amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} (figure 1) donnée par :

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv} \quad (\text{quand } K_{ouv} > K_{min}) \quad (1.a)$$

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{min} \quad (\text{quand } K_{ouv} < K_{min}) \quad (1.b)$$

La figure (2) montre que l'évolution de K_{ouv} en fonction de la longueur de fissure a , il existe trois conditions suivantes :

- (1). K_{ouv} est constant lorsque la longueur de fissure augmente.
- (2). K_{ouv} augmente avec la longueur de fissure.
- (3). K_{ouv} est inférieur K_{min} , il n'y pas de fermeture de fissure.

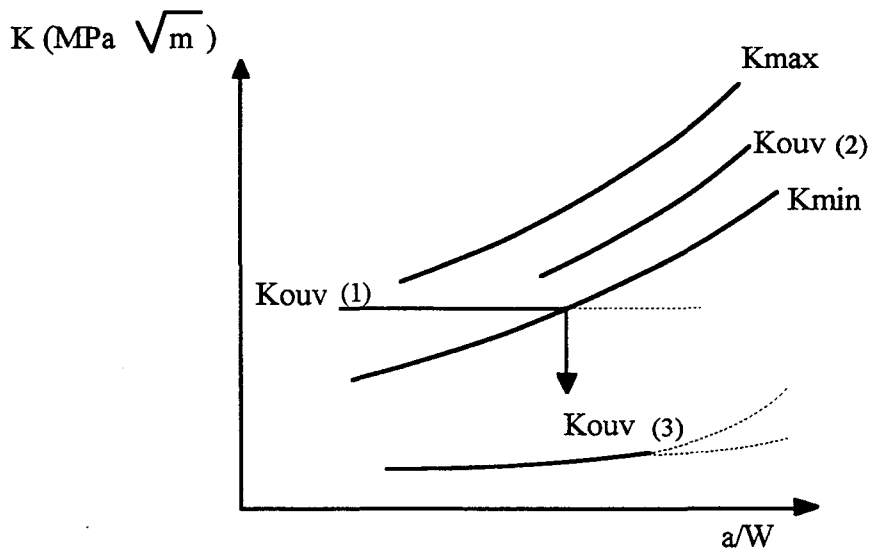


Figure 2 : Représentation schématique du facteur d'intensité de contrainte en fonction de la longueur de fissure.

II. 2. Influence du rapport de charge R - Modèle d'Elber

A partir de cette hypothèse, un modèle phénoménologique de la propagation d'une fissure en présence de la fermeture a été pour, la première fois, proposé par Elber en 1971 en reformulant la relation de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C' (\Delta K_{eff})^{m'} \quad (2)$$

C' et m' sont des constantes qui dépendent du matériau et des conditions expérimentales (C' et m' sont différentes de C et m de la relation de Paris). Pour introduire une caractéristique de fermeture, il a proposé un paramètre U rapport d'ouverture de la fissure entre amplitude du facteur d'intensité de contrainte efficace ΔK_{eff} et ΔK :

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \frac{K_{max} - K_{ouv}}{K_{max} - K_{min}} = \frac{1}{1-R} \left(1 - \frac{K_{ouv}}{K_{max}} \right) = (1-R_{eff}) / (1-R) \quad (3a)$$

$$R_{eff} = \frac{K_{ouv}}{K_{max}} \quad (R_{eff} : \text{rapport de charge efficace}) \quad (3b)$$

ou $R_{eff} = 1 - U(1-R)$ (3c)

Remarque : $U \leq 1$, (quand $U = 1$, il n'y a pas de fermeture de la fissure).

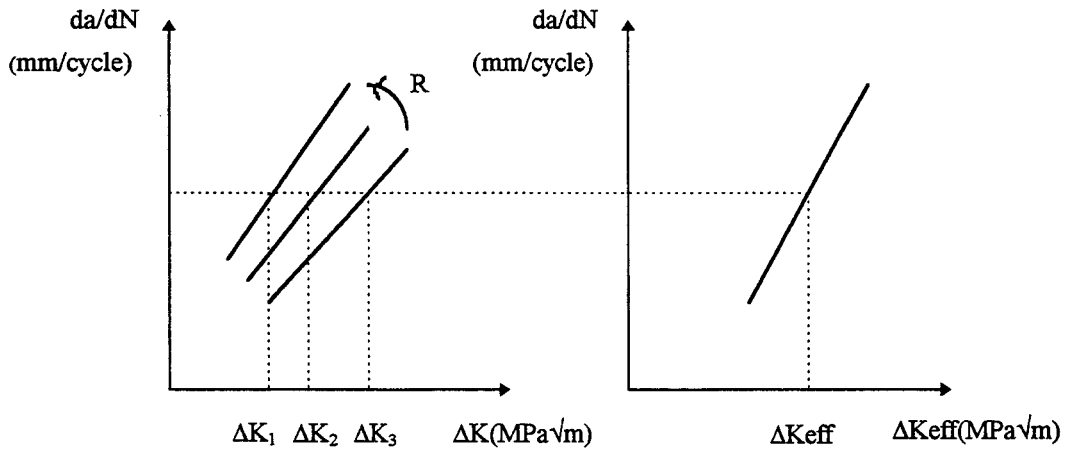


Figure 3 : Evolution de da/dN en fonction de ΔK et ΔK_{eff} pour différents rapports de charge.

A partir des résultats expérimentaux dans le cas d'un alliage d'aluminium 2024-T3, Elber considère que le rapport de charge R est le seul paramètre ayant une influence sur le rapport d'ouverture U . Une relation linéaire entre ces deux paramètres a été proposée par la formule suivante :

$$U = a + bR \quad (4)$$

avec $a = 0,5$ et $b = 0,4$ (dans le cas où $-0,1 < R < 0,7$).

Il faut noter ici que cette expression n'est valable que dans le cas du matériau considéré et uniquement dans les conditions de chargement imposées. Elber stipule alors que le paramètre U dépend uniquement du rapport R . Cela signifie que son modèle permet surtout de corriger les effets du rapport de chargement sur la vitesse de propagation :

$$da/dN = C'(\psi(R)\Delta K)^{m'} \quad (5a)$$

avec $\psi(R) = U$ (U : Rapport d'ouverture)

Par identification à la relation de Paris, cette relation peut se réécrire sous une autre forme :

$$da/dN = C'[\psi(R)]^{m'}(\Delta K)^{m'} \quad (5b)$$

Dans ce cas le coefficient C de la relation de Paris peut être identifié à :

$$C = C'[\psi(R)]^m \quad (5c)$$

$\psi(R)$ est une fonction de R correspondant ici au paramètre U. La figure (3) montre les effets induits par la prise en considération de cette fonction. La vitesse de propagation est décrite par une seule droite quand on considère la partie dite efficace de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} .

Pour sa part, Schijve [11] a noté que, la relation de U décrite ci dessus, conduit à l'expression du rapport de charge efficace R_{eff} suivante :

$$R_{\text{eff}} = 1 - U \times (1-R) \quad \text{avec } U = 0,5 + 0,4R \quad (6a)$$

$$R_{\text{eff}} = 0,55 + 0,1 \times R + 0,4 \times R^2 \quad (6b)$$

L'auteur a constaté que cette relation a un minimum situé à une valeur de $R = -0,125$, ce qui signifie que les contraintes d'ouverture augmentent quand R diminue. Cette situation est en contradiction avec les résultats expérimentaux.

II. 3. Influence des paramètres de chargement

Plusieurs formulations ont été proposées, dans la littérature, pour décrire l'évolution du paramètre U. Principalement, on retrouve une série d'expressions qui considère que le paramètre U est uniquement dépendant du rapport R. Ces expressions peuvent être linéaires ou polynomiales d'ordre 2 ou 3. D'autres expressions intègrent le rapport R et la valeur maximale de K (K_{max}) ou ΔK . Ceci permet de prendre en considération tous les effets du chargement.

Stephen et al. [12] ont étudié l'influence des conditions de chargement sur la fermeture de la fissure dans le cas d'un acier inoxydable et d'un alliage d'aluminium. Ils déterminent expérimentalement les valeurs de la charge P_{ouv} pour calculer le rapport d'ouverture U :

$$U = \Delta K_{\text{eff}} / \Delta K = (1 - R_{\text{eff}}) / (1 - R) \quad (7)$$

Leurs résultats montrent que le rapport U dépend principalement de R et de K_{max} (ou ΔK). En présentant l'évolution du rapport U en fonction de $1/K_{\text{max}}$ (figures.4, 5), ils trouvent une relation linéaire du type :

$$U = 1 - \frac{K^*}{K_{\text{max}}} \quad (8)$$

K^* correspond à une constante déduite de la régression linéaire de la courbe $U = f(1/K_{\text{max}})$ (quand $K^* = K_{\text{max}}$, $\Delta K_{\text{eff}} = 0$).

L'évolution du rapport efficace R_{eff} en fonction du rapport de charge R est décrite par la relation suivante :

$$R_{\text{eff}} = 1 - U(1 - R) = 1 - \left(1 - \frac{K^*}{K_{\text{max}}}\right)(1 - R) = \frac{K^*}{K_{\text{max}}}(1 - R) + R \quad (9)$$

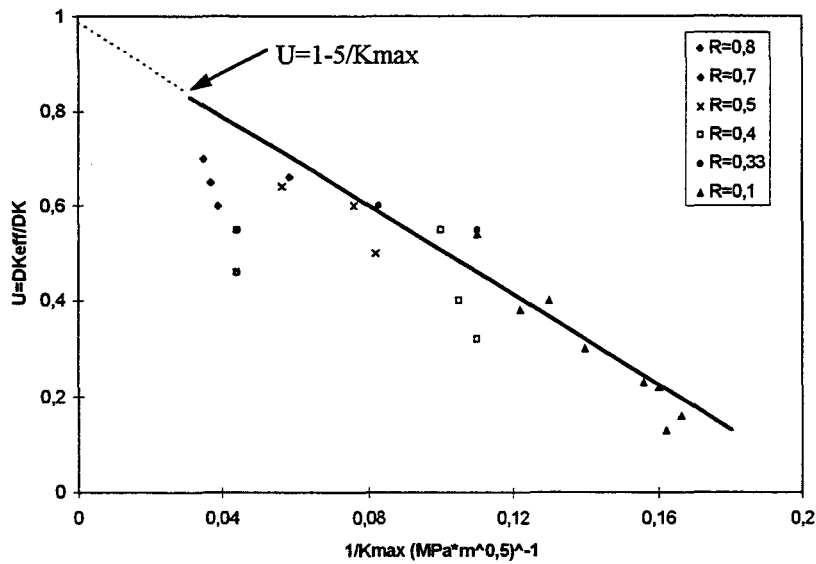


Figure 4 : Evolution de U en fonction de $1/K_{max}$ ($K^*=5MPa\sqrt{m}$) pour différents rapports de charge (7091-T7E69 alliage aluminium), d'après Stephen[12].

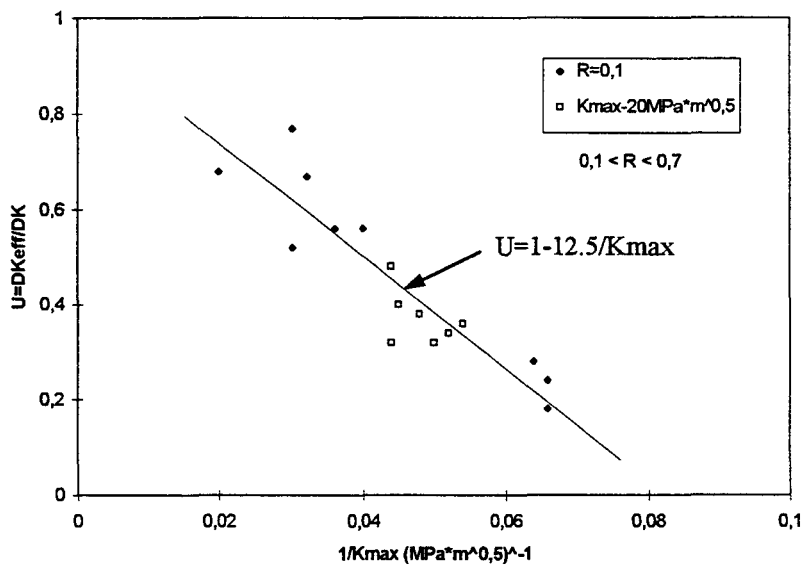


Figure 5 : Evolution de U en fonction de $1/K_{max}$ ($K^*=12.5MPa\sqrt{m}$) pour l'acier inoxydable 304, d'après Stephen[12].

En remplaçant K_{max} par $\Delta K/(1-R)$, cela permet d'évaluer l'influence de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK sur le rapport efficace R_{eff} :

$$R_{eff} = \frac{K^*}{\Delta K} (1-R)^2 + R \quad (10)$$

Dans le cas de l'alliage d'aluminium, $K^*=5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (fig. 4), l'évolution de R_{eff} est analysée pour différents valeurs de ΔK : $5,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $8,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Les valeurs du rapport efficace sont présentées dans le tableau 1 :

$\Delta K(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$	Rapport efficace R_{eff}
5,7	$0,88-0,75\times R+0,88\times R^2$
7	$0,71-0,43\times R+0,71\times R^2$
8,5	$0,59-0,18\times R+0,59\times R^2$

Tableau 1. Evolution du rapport efficace pour différentes valeurs de ΔK dans le cas de l'alliage d'aluminium 7091-T7E69.

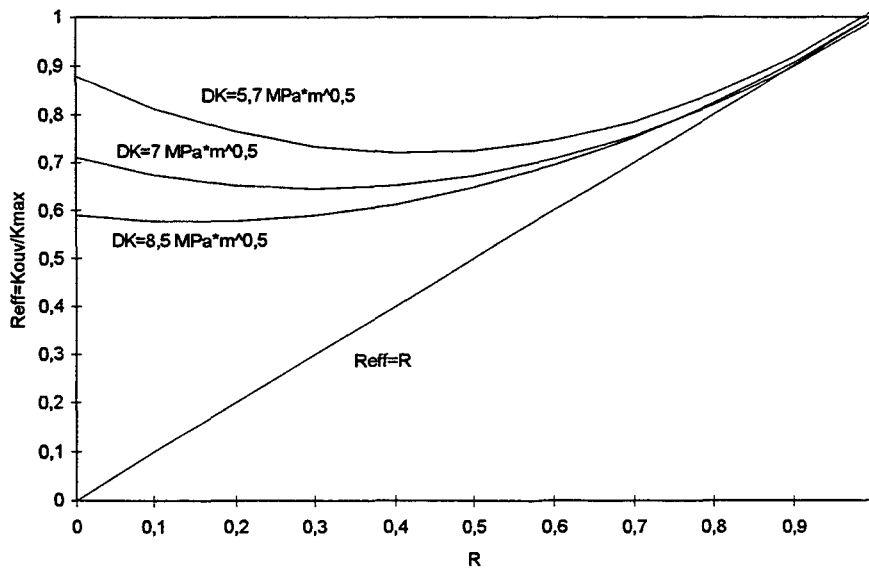


Figure 6 : Evolution de R_{eff} en fonction du rapport de charge R pour 7091-T7E69 alliage aluminium, selon Stephen[12].

La figure (6) montre que R_{eff} dépend à la fois de R et de la valeur de ΔK . On constate que plus la valeur de ΔK augmente, plus la valeur du rapport R_{eff} diminue à une valeur R donnée. A noter que, quand $R=0$, R_{eff} prend la valeur $0,59$ pour $\Delta K= 8,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, cette valeur est proche de celle fournie par le modèle d'Elber. A partir de cette constatation, les auteurs proposent de généraliser l'évolution de U en fonction de $1/K_{\text{max}}$. La figure (7) donne une schématisation de cette évolution et permet d'établir une relation générale de U sous la forme suivante :

$$U = \gamma \left(1 - \frac{K^*}{K_{\text{max}}} \right) \quad \text{avec } \gamma = \frac{1}{\left(1 - \frac{K^*}{K_L} \right)} \quad \text{quand } K_{\text{max}} \leq K_L \quad (11a)$$

$$U=1 \quad \text{quand } K_{\text{max}} \geq K_L \quad (11b)$$

K_L étant la valeur de K_{max} à partir de laquelle la fermeture n'est plus détectable. Il faut noter que K^* et K_L dépendent du point et de la précision de la mesure de l'ouverture de la fissure (figure.7).

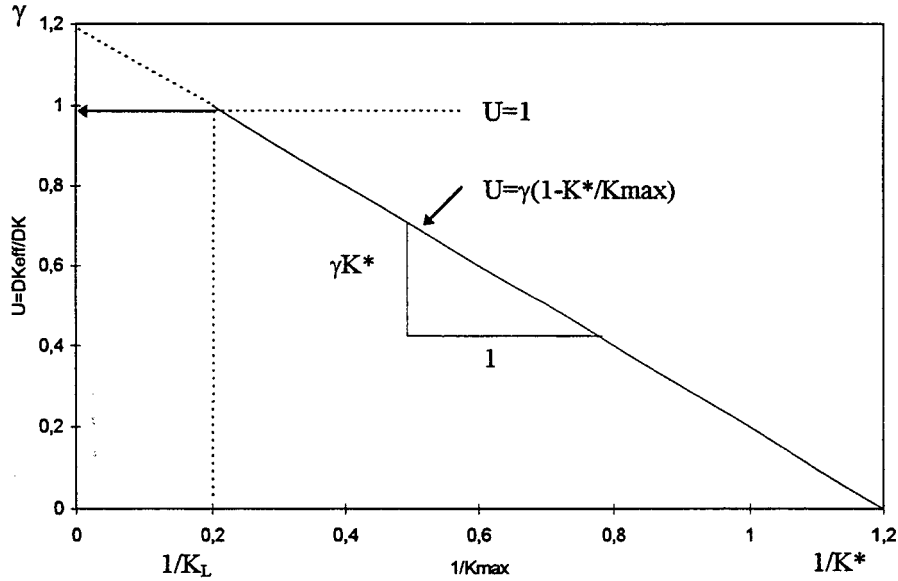


Figure 7 : Evolution de U en fonction de $1/K_{max}$.

Afin d'évaluer l'influence de ΔK , les auteurs proposent de remplacer K_{max} par $\Delta K/(1-R)$, ce qui conduit à la relation suivante :

$$U = \gamma \left(1 - \frac{K^*}{\Delta K} (1-R) \right) \quad (12a)$$

en posant, $\beta = \frac{K^*}{\Delta K}$, obtient $U = \gamma(1 - \beta) + \gamma\beta R$ (12b)

Cette relation confirme la linéarité entre U et R, pour une valeur de ΔK donnée. De même, on aboutit à une forme générale de l'évolution du rapport efficace R_{eff} en fonction de R, à partir de la relation (3c) et (12b), on peut obtenir la relation suivante :

$$R_{eff} = 1 - \gamma(1 - \beta) + \gamma(1 - 2\beta)R + \gamma\beta R^2 \quad (13)$$

Quand γ est égal à 1 (c'est à dire $K^*/K_L \rightarrow 0$), les valeurs de β comprises entre 0,4 et 0,6 conduisent à des évolutions de R_{eff} similaires à celles issues de la littérature. La figure (8) montre que U augmente quand le rapport R augmente aussi. Ceci est en bon accord avec la plupart des résultats de la littérature. La figure (9) montre que l'équation (13) avec $\gamma=1$ pour différentes valeurs de β .

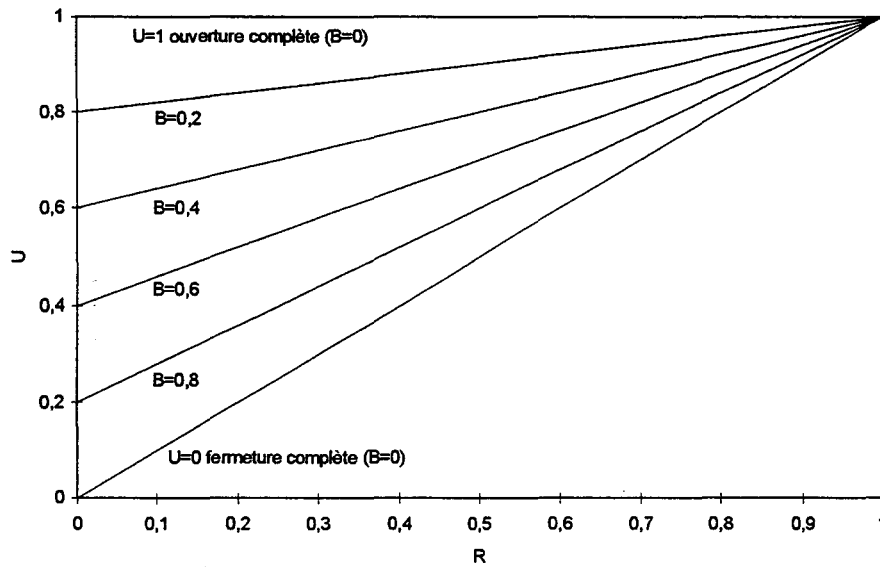


Figure 8 : Evolution de U en fonction de R pour différentes valeurs de β (selon l'équation 12b, $\gamma=1$).

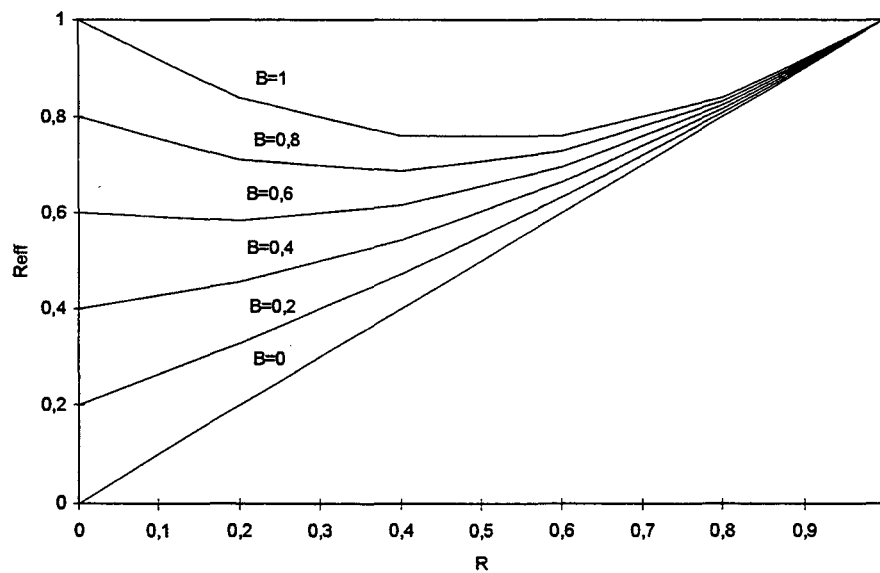


Figure 9 : Représentation de l'équation (13) avec $\gamma=1$, pour différentes valeurs relation de β .

Matériaux	R	ΔK (MPa \sqrt{m})	a	b	R_L	Référence
2024-T3	-0,1-0,7	25-30	0,5	0,4	0,8	Elber [13]
2024-T351	0,1-0,7	-	0,71	0,41	0,7	Jolles [14]
2219-T851	0,08-0,7	5,7-16,5	0,68	0,91	0,32	Katcher [15]
Ti6Al4V	0,08-0,8	7.6-17,5	0,73	0,82	0,35	Katcher [15]
7091T7E69	0,1-0,8	3,4-9,0	$1-K^*/\Delta K$	$K^*/\Delta K$	>0,8	Stephen [12]
304SS	0,1-0,9	15-50	$1-K^*/\Delta K$	$K^*/\Delta K$	>0,9	Stephen [12]

Tableau 2. Formulation du paramètre U par $U = a+bR$, selon la littérature.

Le tableau. 2 met en évidence la relation linéaire qui existe entre U et R, à partir de plusieurs études. Par exemple quand $\gamma=1$ et $\beta=0,45$, on retrouve la relation proposée par Elber dans le cas de l'alliage d'aluminium 2024-T3 :

$$U = 0,55 + 0,45R \quad (14)$$

Cependant, il faut noter que si on suppose que la valeur du facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{ouv} est constante, pour un chargement donné, et que celle ci est égale à la valeur de K^* , déterminé précédemment ($K^*=K_{ouv} = \text{constante}$), on peut réécrire la relation (11.a) sous la forme :

$$U = \gamma \left(1 - \frac{K_{ouv}}{K_{max}} \right) \quad (15a)$$

et puisque
$$U = \frac{1}{1-R} \left(1 - \frac{K_{ouv}}{K_{max}} \right) \quad (15b)$$

cela conduit à considérer que :
$$\gamma = \frac{1}{1-R} \quad (15c)$$

Stephen et al. a montré que le paramètre U dépend à la fois de R et de K_{max} (ΔK).

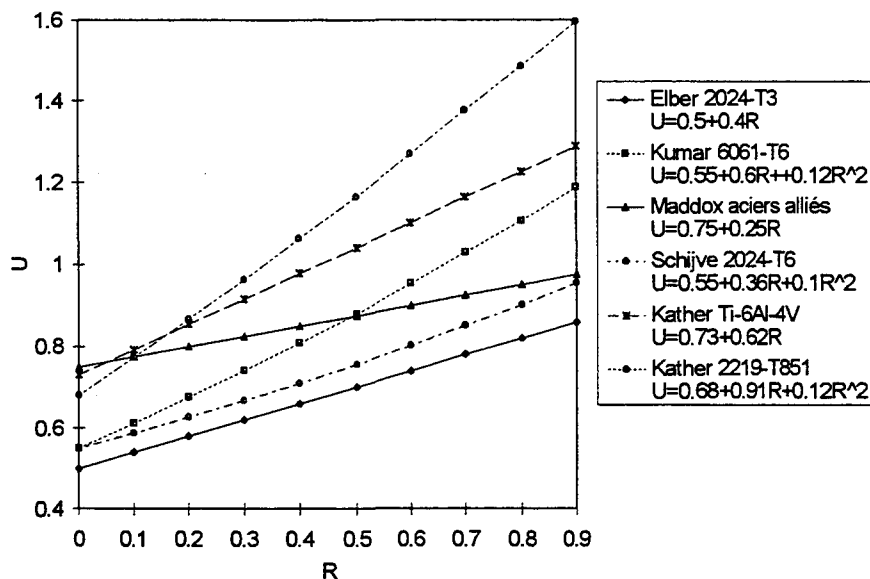


Figure 10 : Evolution de U en fonction de R pour comparer les différents résultats des auteurs.

Plusieurs travaux récents ont fait état de l'existence d'une multitude de relations exprimant l'évolution du paramètre U soit en fonction de R uniquement (figure.10), ou en fonction de R et K_{max} (ou ΔK). Ces résultats semblent décrire correctement l'évolution de la vitesse de propagation, pour le matériau étudié et dans les conditions de chargement et d'essais données. Mais, rares sont les modèles de U qui permettent de décrire plusieurs situations de fissuration. Les tableaux (2) et (3) rappellent quelques formulations utilisées dans la littérature à partir

d'études expérimentales. La plupart de ces travaux soulignent les contradictions qui existent entre les différentes expressions proposées.

Matériaux	$U = f(R, K_{max})$	R	Références
2219-T851	$U=0,68+0,91R$	$(0,08 < R < 0,32)$	Katcher Kaplan [15]
2024-T3 alliage d'aluminium	$U=0,5+0,35R+0,1R^2$	-	Schijve [16]
Acier de construction	$U=0,75+0,25R$	$(-0,1 < R < 0,7)$	Maddox [17]
Ti-6Al-4v alliage d'aluminium	$U=1/(1-R)[1-(6,67R+4,27)/K_{max}]$	-	Bachmann et Munz [18]
6063-T6 alliage d'aluminium	$U=1,35R+0,223+(13,5R+5,92)\Delta K/1000$	-	Srivastava [19]
6063-T6 alliage d'aluminium	$U=(8,8R+6)\Delta K/1000(1-R)+1,3R+0,2$	-	Chand et al. [20,26]
Ti-6Al-4v alliage d'aluminium	$U=0,73+0,82R$	$(0,08 < R < 0,35)$	Katcher Kaplan [15]
6063-T6 alliage d'aluminium	$U=0,55+0,6R+0,12R^2$	-	Kumar et Garg [21]
7475-T73	$U=0,618+0,365R+0,139R^2$	-	Schijve [11]
7175-T651	$U=0,4+0,4R$	-	Clériver et Bathias [22]
acier fragile	$U=0,69+0,45R$	-	Dilling [23]
acier fragile	$U=1/(1,5-R)$	$(R < 0,5)$	Kurihara et Booth [24,25]

Tableau. 3. Quelques formulations de U, d'après la littérature.

Chand et al. [26] ont réalisé une étude expérimentale concernant la fermeture de fissure sous chargement à amplitude constante, dans le cas d'un alliage d'aluminium 6063-T6. La charge à l'ouverture P_{ouv} a été détectée à l'aide d'une méthode utilisant le capteur COD. Pour une valeur du rapport $R=0,1$, ils ont choisi trois valeurs d'amplitude de charge $\Delta P= 8,82$ kN, 13,23 kN, 17,64 kN. La valeur de la charge à l'ouverture P_{ouv} diminue, pour un chargement donné ($R, \Delta P$), lorsque la longueur de fissure a augmenté (figure.11), c'est à dire quand l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte croît. Cette augmentation de ΔK implique une augmentation des tailles de zones plastiques au fond de la fissure. A partir de ces observations, les auteurs ont proposé une autre expression du paramètre de fermeture U ($R, \Delta K$) :

$$U = (8,8R+6)\Delta K/1000(1-R)+1,3R+0,2 \quad (16)$$

Cette expression montre que le taux de fermeture U croît avec le rapport R et la valeur de ΔK (ou de K_{\max}), (figure 12).

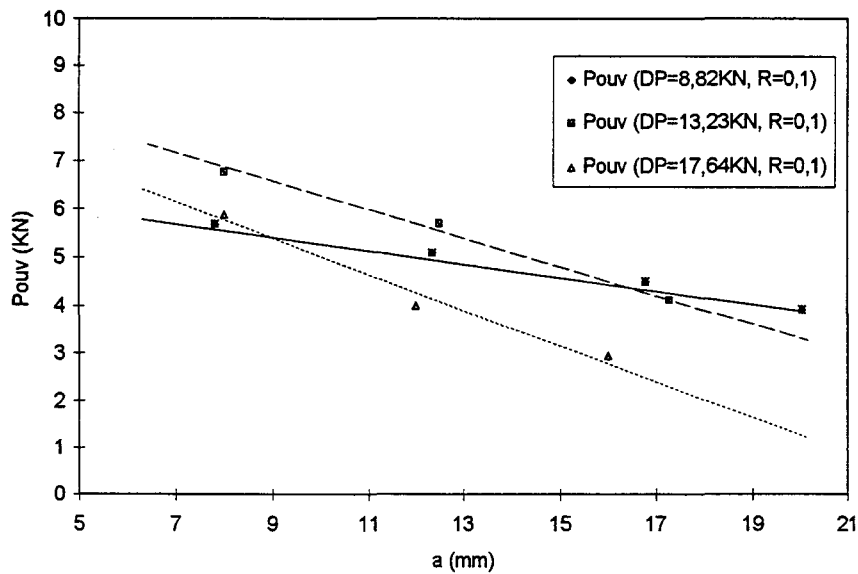


Figure 11 : Evolution de la charge d'ouverture P_{ouv} en fonction de la longueur de fissure pour trois valeurs de ΔP , selon Chand et al. [26].

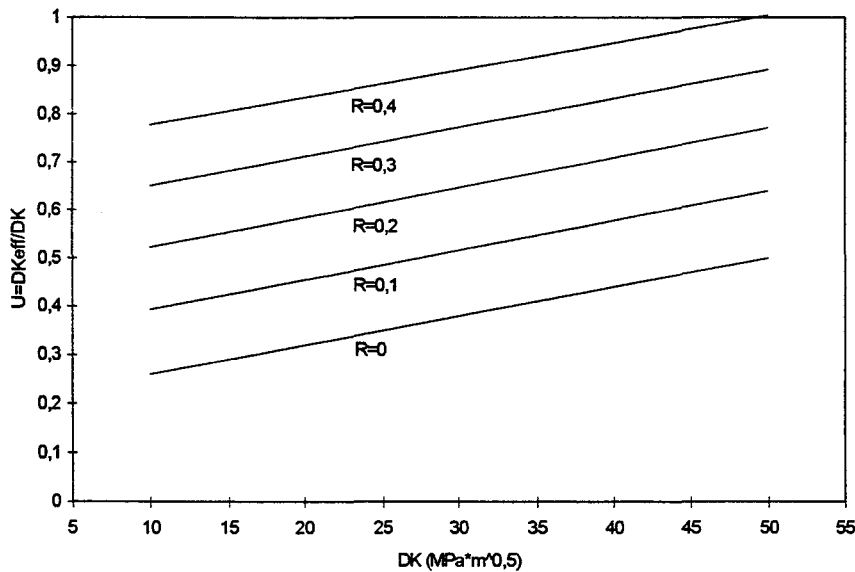


Figure 12 : Evolution le rapport d'ouverture U en fonction de ΔK pour différents rapport de charge R , selon la relation (16).

II. 4. Mécanismes de fermeture de fissure en fatigue

Selon plusieurs travaux ultérieurs, la fermeture de la fissure semble gouverner le processus de la propagation par fatigue. Plusieurs travaux ont été menés dans le but de comprendre les causes et les conséquences du phénomène de fermeture de fissure. De nombreux mécanismes

ont été avancés pour expliquer l'origine de cette fermeture. En général, on peut distinguer trois causes principales au phénomène de la fermeture de la fissure au cours d'un essai de fatigue sous chargement à amplitude constante, nous citons :

- (1) La fermeture induite par la plasticité (F. I. P).
- (2) La fermeture induite par la rugosité (F. I. R).
- (3) La fermeture induite par l'oxydation (F. I. O).

II. 4. 1. Fermeture induite par plasticité

La fermeture induite par plasticité résulte de la plastification cyclique à l'extrémité de fissure de fatigue. Les zones plastiques monotone et cyclique se déplacent avec la pointe de fissure et laissent un sillage plastifié le long du passage de la fissure (figure.13). Quand une fissure se propage par fatigue, pendant sa propagation, la zone plastique se déplace en suivant la pointe de la fissure. La taille de la zone plastique augmente pendant le chargement en fonction de la longueur de fissure. Pendant le déchargement une zone plastique cyclique est créée. La taille de la zone plastique par chargement monotone est environ quatre fois plus grande que la taille de la zone plastique cyclique. La taille de la zone plastifiée est inversement proportionnelle au carré de la limite d'élasticité :

$$\omega_m \cong \frac{\alpha K^2}{(Re)^2} \quad (17a)$$

$$\omega_c \cong \frac{\alpha' \Delta K^2}{(Re)^2} \quad (17b)$$

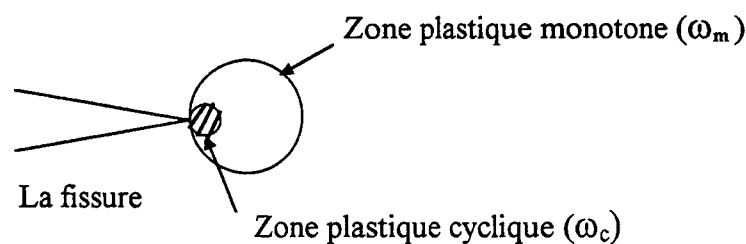


Figure 13 : Schéma de la zone plastique monotone et cyclique.

La déformation plastique reste dans le sillage de la fissure, ce qui donne naissance aux contraintes résiduelles de compression. Ces contraintes s'opposent à l'ouverture de la fissure pendant le chargement, ainsi la fissure reste fermée sur une distance en amont du fond de celle-ci. Cette distance est appelée d_f (longueur de fissure fermée).

Chermahini et McClung [27] ont trouvé que la fermeture introduite par plastification est le mécanisme principal dans l'état de contraintes planes, mais d'autres auteurs [28,29] considèrent que la fermeture induite par plasticité peut apparaître aussi dans la condition de déformations planes. Généralement, mesurer la fermeture en condition déformations planes est très difficile, parce qu'il s'agit d'une éprouvette épaisse et aussi la fermeture, dans cet état de contraintes, est beaucoup plus petite que dans l'état de contraintes planes.

Davidson [30] a observé la fermeture de fissure par plasticité à l'aide d'un microscope électronique à balayage, dans le cas d'un alliage d'aluminium 7091-T7E69 dont les caractéristiques mécaniques sont les suivantes : la limite d'élasticité $R_e = 503$ MPa, coefficient d'érouissage $n = 0.067$, taille de grains $d = 2$ à $5 \mu\text{m}$.

Les résultats expérimentaux montrent que la fissure reste fermée sur une distance de $400 \mu\text{m}$ environ en amont du fond de la fissure lorsque la charge est minimale. La longueur de la fermeture de fissure diminue d'une manière continue, mais non proportionnelle, avec une augmentation de la charge appliquée. Le comportement de la fermeture de fissure est illustré par les figures (14, 15 et 16).

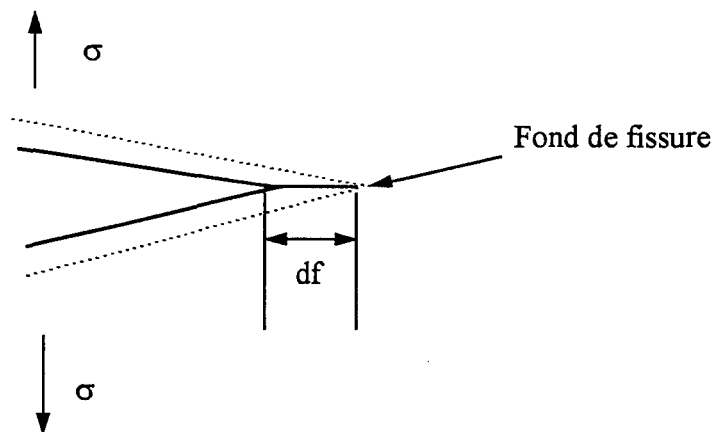


Figure 14 : La région d'ouverture et de fermeture d'une fissure par fatigue.

Les figures (15 et 16) montrent l'évolution de la longueur de la fissure fermée df en fonction de la charge appliquée, pour $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, avec $R=0,1$, les différents symboles présentent trois différentes longueurs de fissure sur même matériau. Ces courbes se terminent par une charge d'ouverture de fissure, qui est à peu près à la même fraction de la charge maximale quelle que soit l'histoire du chargement jusqu' à ce point. L'ouverture des derniers $50 \mu\text{m}$ exige la plus grande charge, la fissure de fatigue s'ouvre progressivement mais de façon non proportionnelle, il n'y a pas de corrélation entre les rapports des contraintes, des déformations et de charges.

$$\sigma_{\text{ouv}} / \sigma_{\text{max}} \neq \varepsilon_{\text{ouv}} / \varepsilon_{\text{max}} \neq P_{\text{ouv}} / P_{\text{max}}$$

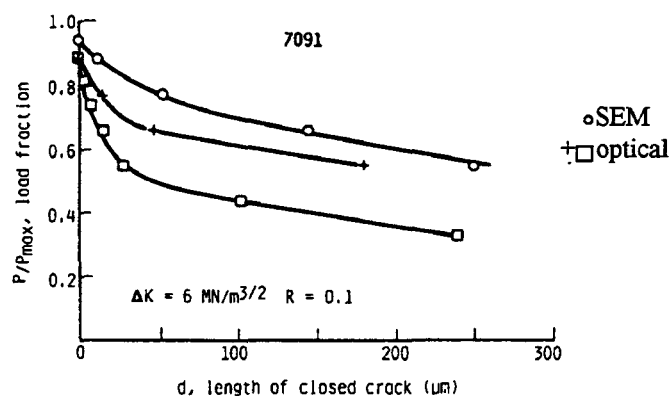


Figure 15 : Le rapport de charge P/P_{max} en fonction de la longueur de fissure fermée df (μm) ($\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R=0,1$).

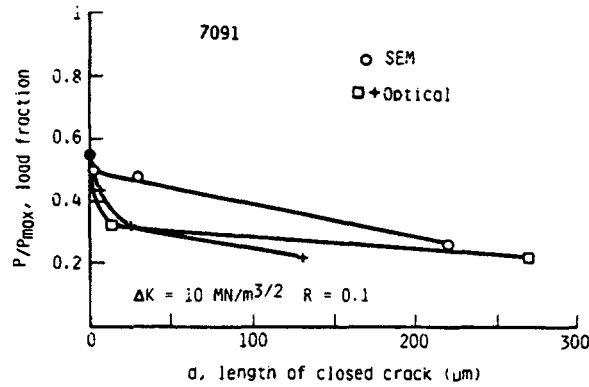


Figure 16 : Le rapport de charge P/P_{max} en fonction de la longueur de fissure fermée df (μm) ($\Delta K=10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R=0,1$).

La fissure de fatigue s'ouvre dans les deux modes I et II (figure.17). L'ouverture en mode II peut précéder l'ouverture en mode I pour un facteur d'intensité de contrainte faible.

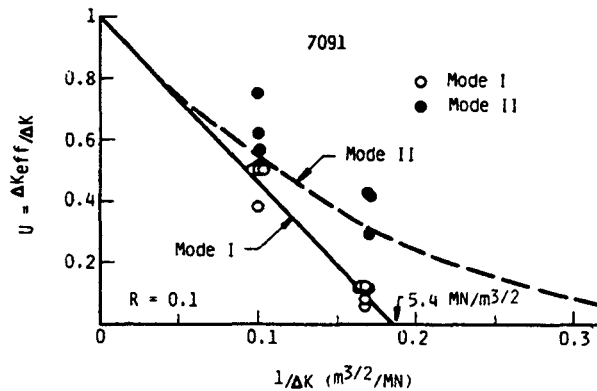


Figure 17 : Le rapport d'ouverture U en fonction de ΔK pour mode I et mode II.

Selon le point de vue de Davidson [30], la fermeture induite par plastification est le résultat d'une combinaison de deux effets : l'effet de la bande du matériau plastifié dans le sillage de la fissure et l'effet des contraintes résiduelles de compression autour de l'extrémité de la fissure causées par l'irréversibilité du glissement.

II. 4. 2. Fermeture induite par rugosité

Le profil tortueux de fissure et l'apparition de multiples aspérités sur les surfaces rompues peuvent constituer une explication plausible de la fermeture d'une fissure. Gray [31] a mesuré l'influence de la rugosité de la rupture sur la vitesse de fissuration. La corrélation entre la rugosité et la vitesse disparaît pour les rapports de charge $R>0,7$, pour lesquels le phénomène de fermeture est inexistant, ils en concluent que l'effet de la rugosité n'est qu'une manifestation de la fermeture.

Dans une autre étude, Suresh et al. [32] ont étudié les micro-mécanismes de la propagation de fissure de fatigue dans le cas de l'application d'une surcharge, le résultat conduit à la conclusion suivante : La fermeture de la fissure induite par contraintes résiduelles dans le sillage de fissure ne constitue pas le principal mécanisme responsable de la diminution de la vitesse de fissuration, le mécanisme principal, d'après ces auteurs, est les micro-rugosités.

Ravichandran [33] montre que la fermeture de fissure dépend fortement de la microstructure. La microstructure de certains matériaux conduit parfois à une fissuration tortueuse et à l'apparition de multiples aspérités sur les surfaces de rupture. Lorsque les aspérités ont une taille du même ordre de grandeur que l'ouverture de fissure, elles peuvent interagir entre elles au moment de la décharge de l'éprouvette et provoquer des contacts prématurés (Figure.18).

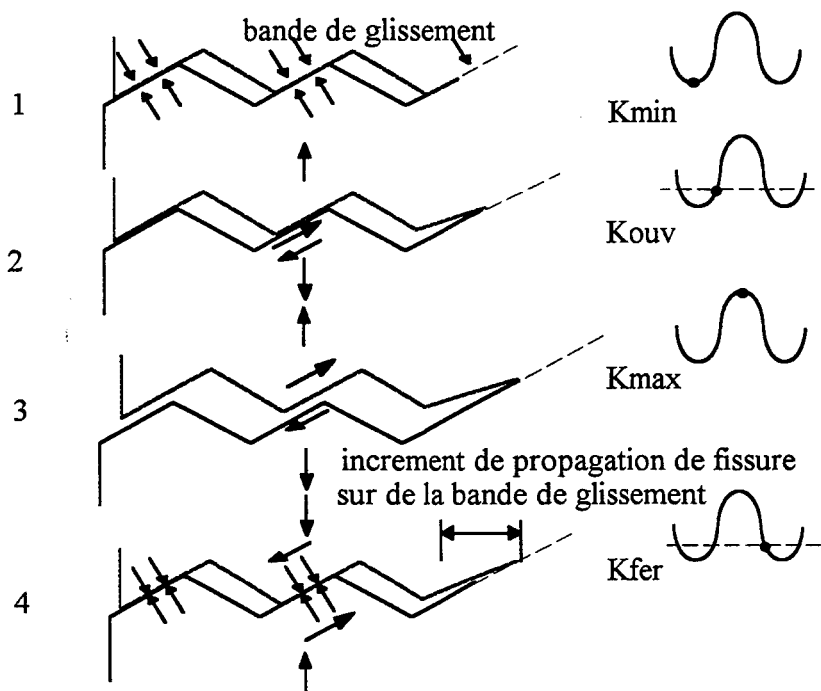


Figure 18 : Fermeture induite par rugosité.

II. 4. 3. Fermeture induite par oxydation

Un des plus importants facteurs extrinsèques de fermeture est la formation d'oxydes sur les surfaces de rupture pendant la propagation de la fissure (Figure.19).

Bignonnet et al.[34], dans le cas d'un acier de construction trempé et revenu, ont observé une influence importante de la fréquence d'essai à l'air ambiant. Ils expliquent leurs résultats par les différentes épaisseurs des couches d'oxydation créées sur les surfaces de rupture, aux différentes fréquences des cycles de chargement.

Liaw [35] a cité que la fermeture introduite par l'oxydation à faibles valeurs de ΔK a été étudiée par la relation entre le taux de l'épaisseur des couches d'oxydation avec l'ouverture de

la pointe de la fissure (CTOD). L'épaisseur des couches d'oxydation pour des faibles valeurs du rapport de charge ($R \leq 0,1$) augmente lorsque ΔK diminue. Le tableau (4) montre l'évolution de l'épaisseur des couches d'oxydation en fonction de CTOD. Nous pouvons observer que l'épaisseur des couches d'oxydation avec CTOD croît lorsque ΔK diminue. L'épaisseur des couches d'oxydation insérées au niveau de l'extrémité de fissure, introduit la fermeture de la fissure due à l'oxydation.

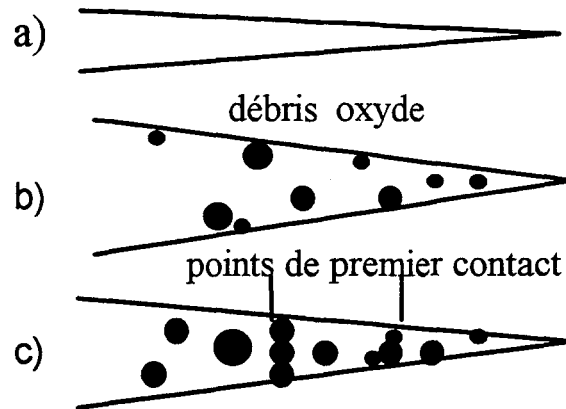


Figure 19 : Fermeture induite par oxydation.

matériaux	Re 0,2% (MPa)	R	ΔK (MPam ^{0.5})	l'épaisseur des couches d'oxydation d (μm)	CTOD (μm)	d/CTOD
2-1/4Cr-1Mo	500	0,05	16	0,013	0,784	0,017
2-1/4Cr-1Mo	500	0,05	13	0,030	0,518	0,058
2-1/4Cr-1Mo	500	0,05	10	0,125	0,306	0,408
2-1/4Cr-1Mo	500	0,05	8,2	0,200	0,206	0,971
Cu	134	0,1	7,7	0,005	0,926	0,005
Cu	134	0,1	6,4	0,156	0,640	0,244

Tableau. 4. Evolution de l'épaisseur des couches d'oxydation en fonction de CTOD.

King et Cotterili [36] ont étudié le rôle de l'oxydations dans la propagation de fissure. Ils ont montré l'importance de la fermeture induite par oxydation dans la région proche du seuil de propagation. La couche d'oxydes formée à la surface de rupture est soumise à une abrasion continue pendant la sollicitation cyclique de la fissure. Cela provoque une rupture de la couche d'oxydes et une nouvelle oxydation de la surface. Les oxydes sont ainsi accumulés et l'épaisseur de la couche augmente. L'ouverture de la fissure, à grandes valeurs du rapport de charge R, est suffisante pour empêcher l'abrasion et la fermeture due à l'oxydation n'apparaît pas.

II. 5. Méthodes expérimentales de mesure de la fermeture de fissure

Le but de ces méthodes est de déterminer la valeur de la charge pour laquelle il y a ouverture ou fermeture de la fissure. On parle d'ouverture et de fermeture de la fissure respectivement

durant la charge et la décharge d'un cycle de fatigue. Il existe de nombreuses techniques expérimentales pour mesurer la charge à l'ouverture et la charge à la fermeture de la fissure telles que [37,38] : la méthode de compliance (capteur, jauge), la méthode du potentiel électrique, la méthode des ultrasons, la méthode de déplacement etc. Le choix de ces méthodes varie suivant que l'on veut mesurer la fermeture globale d'une éprouvette ou mesurer la fermeture locale en fonction de l'épaisseur ou de la distance arrière au fond de fissure.

La signification physique de la charge à la fermeture de fissure est différente selon la méthode expérimentale, c'est la principale raison de la divergence des résultats obtenus entre les différentes méthodes expérimentales et selon les différentes localisations de la mesure.

II. 5.1. Méthode de capteur

Elber, pour mesurer l'ouverture δ , place le capteur au voisinage de la pointe de la fissure. Pour cela, il utilise un capteur de déplacement. (Figure.20) qui s'appuie sur la surface de l'éprouvette dans ce chemin de la fissure, les points de contact du capteur sont situés en amont de la pointe de la fissure, pour connaître l'évolution des déformations résiduelles au cours de propagation.

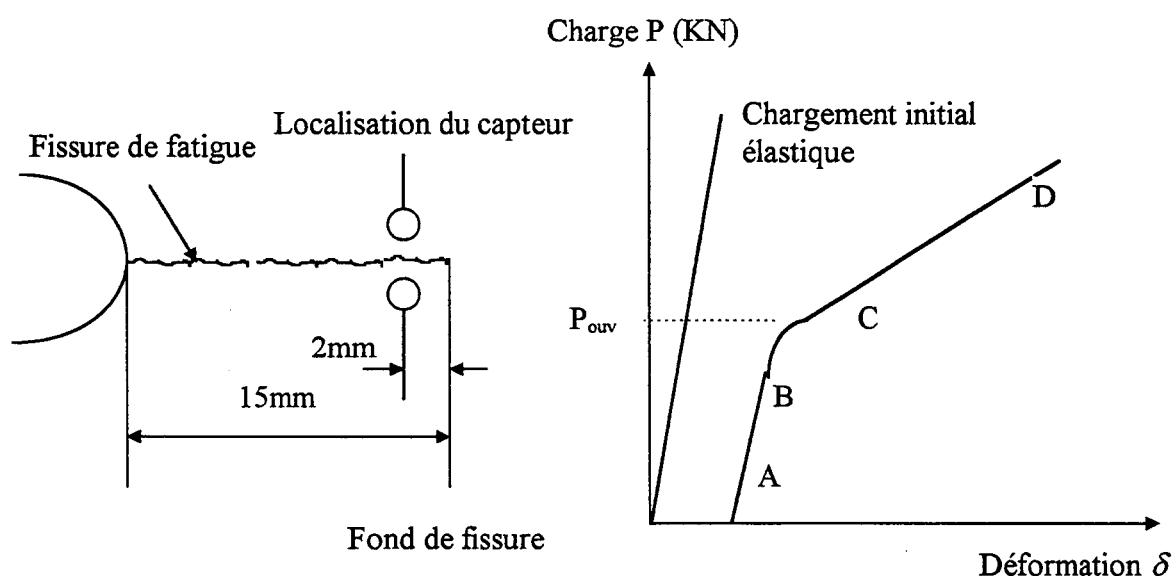


Figure 20 : Evolution de la « contrainte appliquée - déformation » obtenu par Elber[1].

Pendant la propagation de la fissure, la fréquence appliquée au chargement est constante. Le relevé de la courbe "charge-déformation" est effectué pour chaque incrément de la fissure. Pour cela, on enregistre durant un cycle, la variation de l'ouverture δ en fonction de la charge appliquée. La première droite AB est parallèle à la relation $\sigma - \varepsilon$ (ou $p - \delta$) élastique d'une pièce identique de même dimensions. Entre les points C et D, la relation est également linéaire, et la valeur est égale à celle d'une pièce identique contenant une entaille mécanique de même longueur que la fissure. Suite à une série d'observations, Elber a donné la conclusion suivante: une fissure s'ouvre totalement au point d'intersection de la droite AB et de la droite CD, le point d'intersection donne la valeur de la contrainte σ_{ouv} (figure 20). La fissure ne se propage

que lorsqu'elle est complètement ouverte. L'amplitude de la contrainte efficace est définie par :

$$\Delta\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{ouv}} \quad (18)$$

Le rapport d'ouverture (fermeture) de fissure U :

$$U = \frac{\Delta\sigma_{\text{eff}}}{\Delta\sigma} = \frac{\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{ouv}}}{\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}} = \frac{K_{\text{max}} - K_{\text{ouv}}}{K_{\text{max}} - K_{\text{min}}} = \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{\Delta K} \quad (19)$$

Ce type de capteur ne voit que le comportement des zones en contrainte plane (en peau de l'éprouvette). Il est possible également d'utiliser un capteur à lame pour mesurer le déplacement des lèvres de l'éprouvette fissurée, sans pouvoir distinguer le comportement à coeur du comportement en peau de l'éprouvette.

II. 5.2. Méthode de la jauge

Le principe de la mesure est le même que la méthode du capteur et les résultats de la méthode de la jauge sont plus précis que les résultats obtenus par la méthode du capteur. Cette méthode consiste à coller une jauge de déformation, en amont de la pointe de fissure. La jauge est collée perpendiculairement, de part et d'autre de la fissure (figure.21). L'enregistrement est obtenu au cours d'un cycle de sollicitation. La fréquence très faible correspond à un chargement monotone. La procédure permet d'obtenir la courbe « charge-déformation locale », Cette courbe présente la même allure que celle de la figure (20). L'intersection des droites correspond à la charge d'ouverture P_{ouv} . La méthode de la jauge permet la mesure des déformations uniquement en surface de l'éprouvette.

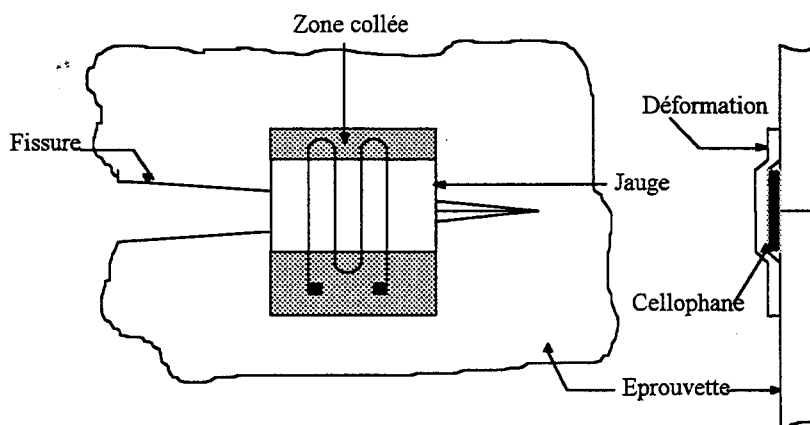


Figure 21 : Méthode de la jauge pour la mesure de la déformation au centre d'éprouvette CT.

Ray et Groudt [39] ont mesuré la fermeture de fissure sur des éprouvettes CT, d'épaisseur 25mm, à l'aide des trois méthodes :

- Capteur d'ouverture placé sur les lèvres de la fissure.
- Jauge de déformation, collée localement près du fond de fissure.
- Jauge collée sur la face arrière de l'éprouvette.

Les résultats dépendent de la méthode de mesure, la jauge collée sur la face arrière de l'éprouvette donne les plus faibles valeurs de charge à l'ouverture.

Huang [40] a travaillé avec une éprouvette CT d'épaisseur 30 mm, il a utilisé des jauges collées sur les faces latérales et un capteur d'ouverture placé sur les lèvres de la fissure. Les valeurs obtenues par le capteur d'ouverture se sont révélées être plus faibles que celles obtenues à partir des mesures sur les faces latérales.

II. 5.3. Méthode du potentiel électrique

La méthode du potentiel électrique repose sur la variation de la résistance électrique de l'éprouvette due à l'ouverture et à la fermeture de la fissure [41]. Son principe consiste à alimenter en courant continu l'éprouvette pendant l'essai et à mesurer la variation du potentiel entre deux contacts disposés de chaque côté de la fissure. Lorsque la fissure se propage, le potentiel au voisinage de la fissure augmente.

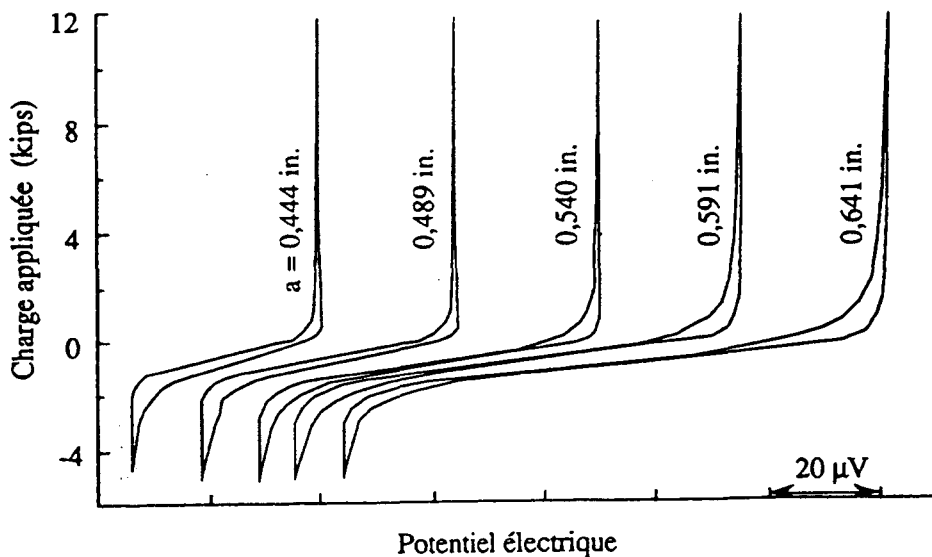


Figure 22 : Evolution de charge en fonction du potentiel sur un alliage Ti-6Al-4V pour fissuration par fatigue. ($R=0.1$).

Cette méthode correspond à une mesure de l'aire fissurée et au cours d'un cycle de chargement. Toute variation du signal correspond à une variation de l'aire des surfaces en contact. La méthode du potentiel mesure non seulement la charge de fermeture (ouverture), elle peut aussi détecter la fermeture si elle intervient à coeur de l'éprouvette.

La méthode indique clairement les états de fermeture et d'ouverture de la fissure et permet aussi de déterminer les charges d'ouverture et de fermeture (figure 22). Cette méthode est couramment utilisée dans les essais de fissuration et dans les essais d'amorçage de fissure.

II. 6. Influence des paramètres intrinsèques et extrinsèques sur la fermeture de fissure

Récemment, Guo (1994) [42] a effectué une étude sur la fermeture en fatigue en comparant plusieurs techniques de détermination de la charge d'ouverture. L'auteur a proposé un modèle analytique pour prédire la fermeture de fissure, (il définit le rapport d'ouverture $U = \Delta P_{\text{eff}} / \Delta P$), celui-ci est en bon accord avec les résultats d'un calcul numérique par éléments finis, et ce quelle que soit l'épaisseur B de l'éprouvette (figure 23).

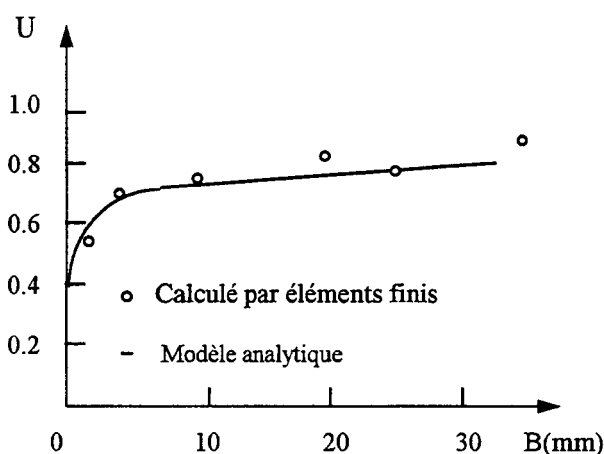


Figure 23 : Evolution le rapport d'ouverture U en fonction de l'épaisseur d'éprouvette pour comparer le résultat du calcul aux éléments finis ($R=0,1$).

La figure (24) montre que la méthode utilisant des jauges placées au fond de la fissure donne des résultats convenables au regard de ceux fournis par le modèle analytique. Gao a aussi étudié l'influence de différents paramètres sur la fermeture de fissure :

- L'épaisseur de l'éprouvette B .
- La longueur de fissure a .
- La limite d'élasticité R_e .

(a) Effet d'épaisseur : les contraintes triaxiales jouent un rôle important dans l'effet d'épaisseur. Le rapport d'ouverture U augmente lorsque l'épaisseur d'éprouvette augmente. Il existe une épaisseur critique B_c , si $B > B_c$, le rapport d'ouverture U varie très peu avec l'épaisseur d'éprouvette. Si $B < B_c$, le rapport d'ouverture U augmente avec l'épaisseur d'éprouvette. La figure (24) montre que le résultat obtenu à partir d'un modèle analytique est en bon accord avec celui obtenu la méthode de la jauge au fond de fissure. Les résultats obtenus à partir de la mesure du COD et ceux obtenus à l'aide d'une jauge à l'arrière de l'éprouvette sont supérieurs de plus 30% aux résultats du modèle analytique.

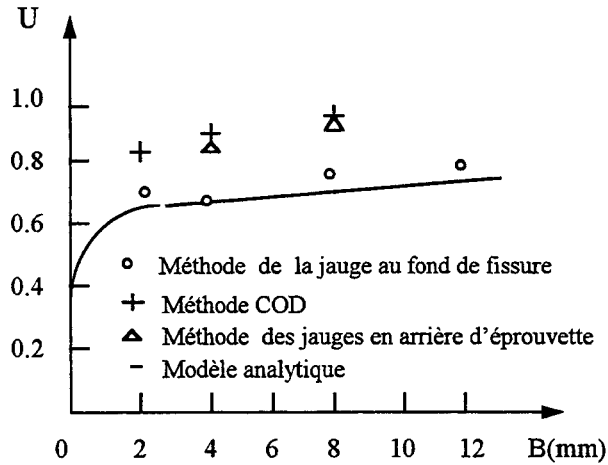


Figure 24 : Evolution le rapport d'ouverture en fonction de l'épaisseur d'éprouvette.

(b) Effet de la longueur de fissure : on observe qu'à amplitude de charge constante, le rapport d'ouverture U en fonction de la longueur de fissure dépend la méthode utilisée, les résultats expérimentaux obtenus par la mesure du COD montrent que le rapport d'ouverture U augmente avec la longueur de fissure. L'auteur montre aussi que la fermeture de fissure est induite principalement par l'oxydation et la rugosité. Les résultats obtenus par la méthode électrique montrent également que le rapport d'ouverture U diminue lorsque la longueur de fissure augmente.

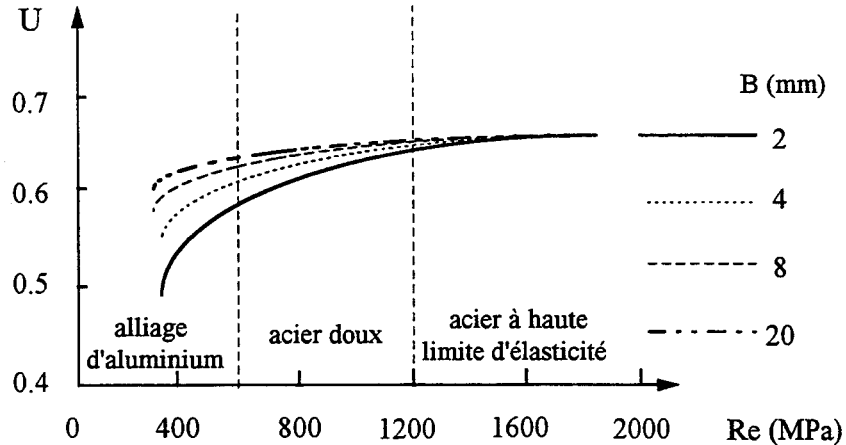


Figure 25 : Evolution le rapport d'ouverture U en fonction de la limite d'élasticité dans le cas $R=0$, $\Delta K=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

(c) Effet de Re : On remarque aussi sur cette figure 25 que l'épaisseur de l'éprouvette a un effet sur le rapport U . En effet quand l'épaisseur de l'éprouvette augmente le rapport U augmente aussi. Cet effet est plus marqué pour les faibles limites d'élasticité.

En réalité le rapport U est une fonction de plusieurs facteurs comme le matériau, l'histoire de la sollicitation, la géométrie de l'éprouvette, l'environnement, etc. Nous pouvons écrire :

$$U = f(\text{matériau}, R, K_{\text{max}}, \text{fréquence}, \text{épaisseur et longueur de fissure}, \text{environnement} \dots).$$

II. 7 Conclusion

Cette étude bibliographique montre que de nombreuses recherches ont été menées dans le but de déterminer une relation pouvant décrire correctement la fissuration par fatigue, pour différents matériaux, en prenant en compte différentes conditions de chargement et d'environnement. La fermeture de fissure, pendant la propagation, semble une voie plausible pour la modélisation du processus de propagation par fatigue. Cette modélisation, qui n'est qu'une modification de la relation de Paris-Erdogan, introduit un rapport d'ouverture U , qui est le rapport entre l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes efficace ΔK_{eff} et ΔK . Selon Elber, la fermeture d'une fissure de fatigue est liée essentiellement à la plastification au fond de fissure et le paramètre U dépend uniquement de R .

De nombreux résultats expérimentaux dans la littérature montrent que les diverses techniques de mesure donnent des valeurs différentes de la charge à l'ouverture P_{ouv} . Ces différences dépendent de la localisation de la mesure, de l'interprétation des données et de l'état des contraintes. Plusieurs travaux s'accordent pour affirmer que la méthode utilisant le capteur COD semble donner des résultats corrects.

Le phénomène de la fermeture de fissure est essentiellement la conséquence du processus de la plastification du fond de la fissure. Celle-ci induit des contraintes résiduelles de compression qui tendent à s'opposer à l'ouverture de la fissure pendant le chargement. La rugosité et l'oxydation constituent aussi des causes de la fermeture de fissure, en particulier quand il s'agit de la fissuration dans des milieux agressifs. Sous vide, la fermeture de fissure n'est pas observée.

Par ailleurs, les différents travaux issus de la littérature, montrent que la fermeture de fissure peut dépendre des paramètres suivants :

- (1) Rapport de charge R .
- (2) Rapport de charge R , K_{max} (ou ΔK).
- (3) Propriétés mécaniques du matériau tels que la limite d'élasticité R_e , le coefficient d'écroutissement n .
- (4) Technique de la mesure utilisée, géométrie de l'éprouvette.
- (5) Environnement, fréquence, température, etc.

Il faut souligner qu'il existe de nombreuses contradictions au niveau des résultats issus de la littérature. Plusieurs études critiques ont été menées pour mettre en évidence les contradictions entre les différents «modèles» décrivant l'évolution du rapport d'ouverture U . Le point commun entre ces différents modèles semble être l'influence des paramètres de chargement sur la vitesse de propagation par fatigue :

1. Selon certains chercheurs, pour un matériau donné, U est seulement une fonction de R et est indépendante des autres paramètres. La valeur de U augmente avec l'augmentation de R . Cette corrélation s'écrit sous la forme de :

$$U(R) = a + bR \quad (20)$$

2. Selon d'autres, U dépend de K_{max} et de R . La valeur de U augmente toujours avec R mais l'effet de K_{max} est contradictoire. En effet, dans certains cas U croît avec l'augmentation de K_{max} mais aussi la valeur de K_{max} diminue.
3. Il n'y a pas de fermeture de fissure à partir d'une certaine valeur seuil de R ($R=R_c$), dans ce cas U tend vers l'unité.

Dans le cas des aciers, les effets de chargement semblent faibles contrairement à ceux observés dans le cas des alliages d'aluminium. En particulier, le rapport de charge R n'affecte pas considérablement les vitesses de fissuration.

Références bibliographiques :

- [1]. W. Elber, "The signification of fatigue crack closure", A.S.T.M, STP 486, pp. 230-240, (1971).
- [2]. T.T. Shin and R.P. Wei, "A study of crack closure in fatigue", Engng. Fract. Mech, Vol. 6, pp. 19-32, (1972).
- [3]. C.K. Clarke and G.C. Cassatt, "A study of fatigue crack closure using electric potentiel and compliance techniques", Engng. Fract. Mech, Vol.9, pp. 671-688, (1977).
- [4]. T. David, "The definition and measurement of crack closure", Engng. Fract. Mech, Vol. 43, N°1, pp. 109-115, (1992).
- [5]. J.A. Vazquez, "Experimental results on fatigue crack closure for two aluminium alloys", Engng. Fract. Mech, Vol.12, pp.231-240, (1979).
- [6]. K.S. Ravichandran, "A theoretical model for roughness induced crack closure", Int. J. Fract, Vol. 44, pp.97-110, (1990).
- [7]. D. Shaw and I. le May, "Crack closure during fatigue crack propagation", A.S.T.M, pp. 233-241, (1979).
- [8]. H. Führung and T. Seeger, "Dugdale crack closure analysis of fatigue cracks under constant amplitude loading", Engng. Fract. Mech, Vol. 11, pp. 97-122, (1979).
- [9]. J.C. Newman, "A finite - element analysis of fatigue crack closure", A.S.T.M, STP. 590, pp. 281-301, (1976).
- [10]. R.G. Chermahin, K.N. Shivakumar and J.C. Newman, A.S.T.M, STP.982, pp.398-413, (1988).
- [11]. J. Schijve, "The stress ratio effect on fatigue crack growth in 2024-T3 alclad and the relation to crack closure", Delft University of technology, Memorandum M-336, (1979).
- [12]. J.H.Jr Stephen and D.L. Davidson, "The dependence of crack closure on fatigue loading variables", A.S.T.M, STP 982, pp. 121-138, (1988).
- [13]. W. Elber, "The significance of fatigue crack closure, damage tolerance in aircraft structures", Damage tolerance in aircraft structures, A.S.T.M, STP 486, pp. 230-242, (1971).
- [14]. M. Jolles, "Constraint effects on the prediction of fatigue life surface flaws", J. Engng. Mater. Tech, Vol. 105, pp .215-218, (1983).
- [15]. M. Katcher and M. Kaplan, "Effect of R-factor and crack closure on fatigue crack growth rate for Aluminium and Titanium alloy", A.S.T.M, STP 559, pp. 264-282, (1974).
- [16]. J. Schijve, "Some formules for the crack opening stress level", Engng. Fract. Mech, Vol. 14, pp. 461-465, (1981).

- [17]. S.J. Maddox, "An investigation of the influence of applied stress ratio on fatigue crack propagation in structural steels", Research rapport 72/1978/E, The welding Institute, September, (1978).
- [18]. V. Bachmann and F.D. Munz, "Crack closure in fatigue of titanium alloy", *Int. J. Fract. Mech.*, N°11, pp. 713-716, (1975).
- [19]. Srirastava and S.B.L. Garg, "Influence of R on effective stress range ratio and crack growth", *Engng. Fract. Mech.*, N°22, pp. 915-926, (1985).
- [20]. S. Chand and S.B.L. Garg., "Crack propagation under constant amplitude loading", *Engng. Fract. Mech.*, N°21(1), pp. 1-30, (1985).
- [21]. R. Kumar and S.B.L. Garg, "A study of crack closure under constant amplitude loading for 6063-T6 Al-alloy", *Int. J. Pres.*, Vol. 33, pp. 378-384, (1988).
- [22]. A. Clériveret and C. Bathias, *Engng. Fract. Mech.* Vol. 12, pp. 599-611, (1979).
- [23]. D. Diling, "Some aspects of the crack growth behaviour of steel plate Fe 52 under variable amplitude loading", Rapport 6-78-2, Stevin laboratory Delft University of technology Delft, The Netherland (1979).
- [24]. M. Kurihara, A. Kato and M. Kawahara, "Current research of fatigue cracks", *The Japanese Society of Materials science, Mrs*, Vol. 1, PP. 217-233, (1985).
- [25]. G.S. Booth and S.J. Maddox, "Correlation of fatigue crack growth data obtained at different stress ratios", *A.S.T.M.*, Philadelphia, pp. 516-527, (1988).
- [26]. S. Chand and S.B.L. Garg, "Crack closure studies under constant amplitude loading", *Engng. Fract. Mech.*, Vol. 18, N° 2, pp. 333-347, (1983).
- [27]. R.G. Chermahini, "Three-dimensional aspects of plasticity-induced fatigue crack closure", *Engng. Fract. Mech.*, Vol. 34, N° 2, pp. 393-401, (1989).
- [28]. S.K. Ray and Groudt, "Three-dimensional measurements of fatigue crack opening and closure", *A.S.T.M.*, STP 924, pp. 275-293, (1988).
- [29]. K. Sahasakmontri and H. Horii, "An analytical model of fatigue crack growth based on the crack tip plasticity", *Engng. Fract. Mech.*, Vol. 38, N°6, pp. 413-437, (1991).
- [30]. D.L. Davidson, "Plasticity induced fatigue crack closure", *A.S.T.M.*, 982, pp. 44-61, (1988).
- [31]. Gray, *Met. Trans. A*, Vol. 14A, pp. 421, (1983).
- [32]. S. Suresh. A.K. Vosuolevan and P.E. Bretz, *Met Trans*, Vol. 15A, pp. 369-379, (1984).
- [33]. K.S. Ravichandran, "A theoretical model for roughness induced crack closure", *Int. J. Fract.*, N° 44, pp. 97-110, (1990).
- [34]. A. Bignonnet, R. Namdar and M. Truchon, "Fatigue crack growth rate in air of a quenched and tempered", *C.R. 4th European Conference on fracture*, Vol. II, pp. 417-425, (1982).

- [35]. P.K. Liaw, "Overview of crack closure at near threshold fatigue crack growth levels", A.S.T.M, June, pp. 62-92, (1988).
- [36]. J.E. King and L. Cotterili, "Role of oxides in fatigue crack propagation Materials Science and Technology", Vol. 6, pp. 19-31, (1990).
- [37]. P. Roberts and R.A. Schmidt, "Observation of crack closure", Int. J. Fract. Mech, Vol. 8, pp. 469, (1972).
- [38]. X.P. Zheng, "Modélisation de la vitesse de propagation des fissure de fatigue sous chargement à amplitude variable", Thèse de l'Université de Metz, (1991).
- [39]. S.K. Ray and Groud, "Three dimensional measurements of fatigue crack opening and closure", A.S.T.M, STP. 924, pp. 275-293 (1988).
- [40]. L.C. Huang, "Mesures de la charge d'ouverture de fissure en différentes parties d'une éprouvette CT", Rapport de DEA, L'Université de Metz, (1991).
- [41]. T.T. Shin and R.P. Wei, "A study of crack closure in fatigue", Engng. Fract. Mech, Vol. 6, pp. 19-32, (1974).
- [42]. W.L. Gao, "Fatigue crack closure under triaxial stress constraint", Engng. Fract. Mech, Vol. 49, N° 2, pp. 277-285, (1994).

ETUDE EXPERIMENTALE

III. Etude expérimentale

III. 1. Matériau étudié

Le matériau étudié est un acier au Nickel Chrome (M.M.R3 désignation commerciale) livré sous forme de barres de section carrée (110×110mm). Cet acier est généralement utilisé pour les arbres, engrenages cémentés. Ce matériau a été choisi principalement pour sa capacité aux traitements thermiques, dans le but de faire varier les limites d'élasticité. La composition chimique de l'acier au Nickel Chrome est présentée par le tableau suivant :

Elément	C	Ni	Cr	Al	Mn	Si
%	0,12	1,6	0,85	0,076	0,60	0,32

Tableau.1. Composition chimique de l'acier 12NC6.

III. 1.1. Traitements thermiques

L'étude expérimentale a été effectuée dans le but de faire varier de la limite d'élasticité du matériau en procédant à des traitements thermiques. Six traitements thermiques ont été réalisés sur le matériau et sont illustrés par le tableau 2.

Type	Traitement thermique
TT1	Chauffage à 880 °C - maintien 1 h - trempe à l'eau et revenu à 300°C - maintien 1h
TT2	Chauffage à 880 °C - maintien 1 h - trempe à l'eau et revenu à 500°C - maintien 1h
TT3	Chauffage à 880 °C - maintien 1 h - refroidissement à l'air
TT4	Chauffage à 880 °C - maintien 1 h - refroidissement dans le four
TT5	Chauffage à 880 °C - maintien 1 h - trempe à l'eau et revenu à 400°C - maintien 1h
TT6	Chauffage à 880 °C - maintien 1 h - trempe à l'eau et revenu à 600°C - maintien 1h

Tableau.2. Traitements thermiques du matériau.

III. 1.2. Propriétés mécaniques

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine INSTRON 4506 pilotée par un ordinateur muni du logiciel "séries IX". Les éprouvettes utilisées sont cylindriques et leurs dimensions sont données par la figure (1), selon la norme NF A 03-151 [2].

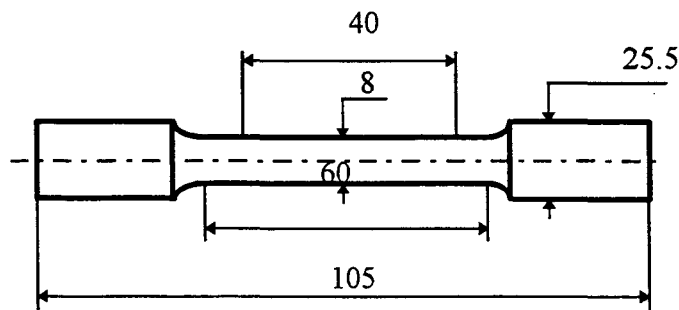


Figure 1 : Eprouvette de traction (unités : mm).

Les déplacements ont été mesurés à l'aide d'un capteur extensométrique, placé sur la longueur utile de l'éprouvette. Les essais de traction ont été réalisés sur deux à trois éprouvettes pour chaque type de traitement thermique.

Les courbes conventionnelles de traction monotone sont regroupées dans l'annexe 1. Les caractéristiques mécaniques du matériau sont données dans le tableau 3 :

Type	Re 0,2% (MPa)	Rm (MPa)	Module Young (MPa)	Z (%)	A (%)	Coefficient de résistance K	Coefficient d'érouissage n	HV ₍₂₀₎
TT1	1070±10	1233±10	222000	54±3	12±1	1604	0,0623±0,0023	360±20
TT2	830±10	905±0	187000	64±1	16,5±1	1052	0,0342±0,0030	275±5
TT3	480±2	703±9	220000	62±3	21±1	1064	0,1295±0,0010	195±5
TT4	270±5	468±1	-	73±2	30,5±1	885	0,2331±0,0057	133±3
TT5	880±7	940±10	240000	62±3	13,5±0	1088	0,0330±0,0002	330±15
TT6	640±15	711±6	177200	70±3	21±2	912	0,0790±0,0007	220±5

Tableau.3. Propriétés mécaniques du matériau étudié.

$Re_{0,2\%}$: la limite d'élasticité conventionnelle correspondant à une déformation de 0,2%.

R_m : la résistance à la traction. $R_m = F_m / S_0$ (1)

A%: l'allongement à la rupture. $A\% = (L - L_0) / L_0 \times 100\%$ (2)

Z%: le coefficient striction. $Z\% = (S_0 - S) / S_0 \times 100\%$ (3)

E : le module d'Young.

où S_0 : section initiale.

S : section après rupture.

L_0 : longueur initiale.

L : longueur à la rupture.

A partir de la courbe rationnelle ($\sigma_{vraie} - \varepsilon_{vraie}$), on utilise la relation contrainte-déformation du type puissance de Ramberg-Osgood :

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (4)$$

k : Le coefficient de résistance.

n : Le coefficient d'érouissage.

Les figures (2,3,4,5) représentent les caractéristiques mécanique du matériau en fonction de la température du revenu. La limite d'élasticité Re , la résistance maximale R_m et la dureté $HV(20)$ diminuent lorsque la température de revenu $T(^{\circ}C)$ augmente, l'allongement A% augmente avec la température de revenu $T(^{\circ}C)$.

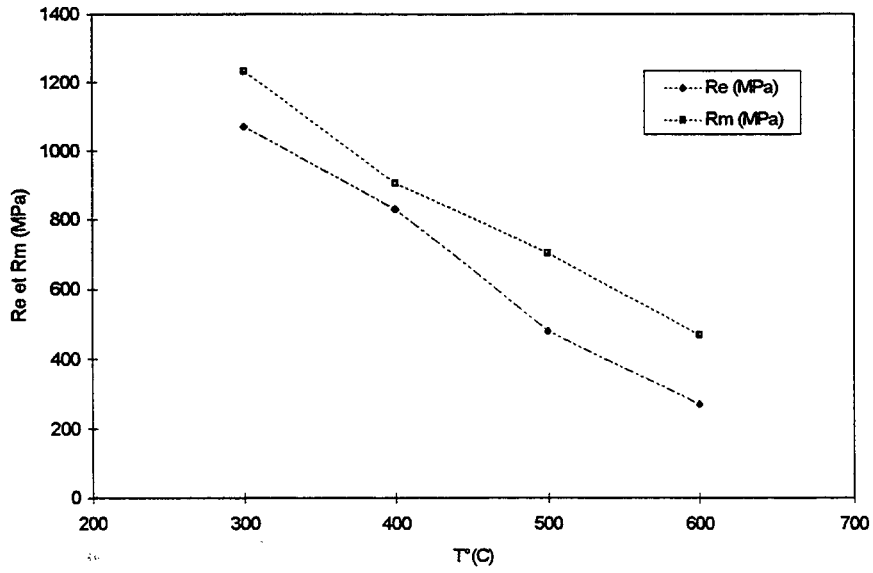


Figure 2 : Evolution de Re et Rm en fonction de la température du revenu ($T^{\circ}C$).

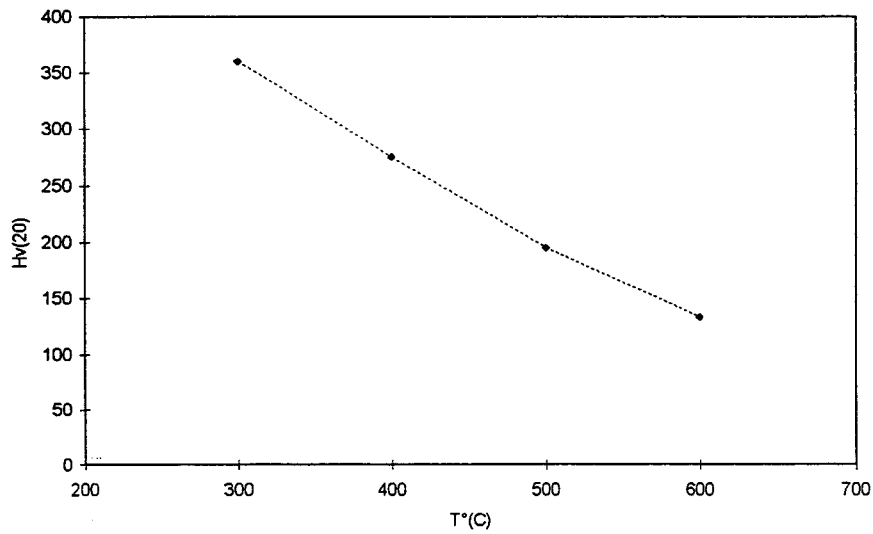


Figure 3 : Evolution de la dureté en fonction de la température du revenu ($T^{\circ}C$).

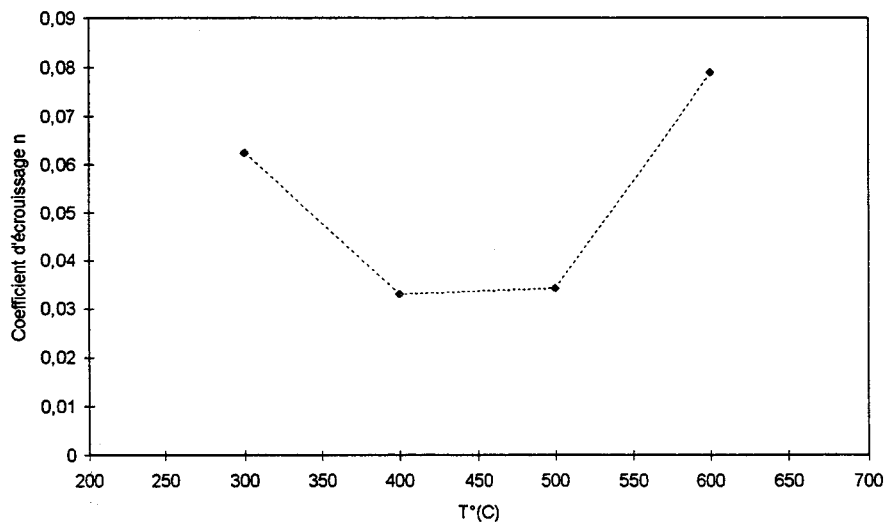


Figure 4 : Evolution du coefficient d'écroûissage en fonction de la température du revenu ($T^{\circ}C$).

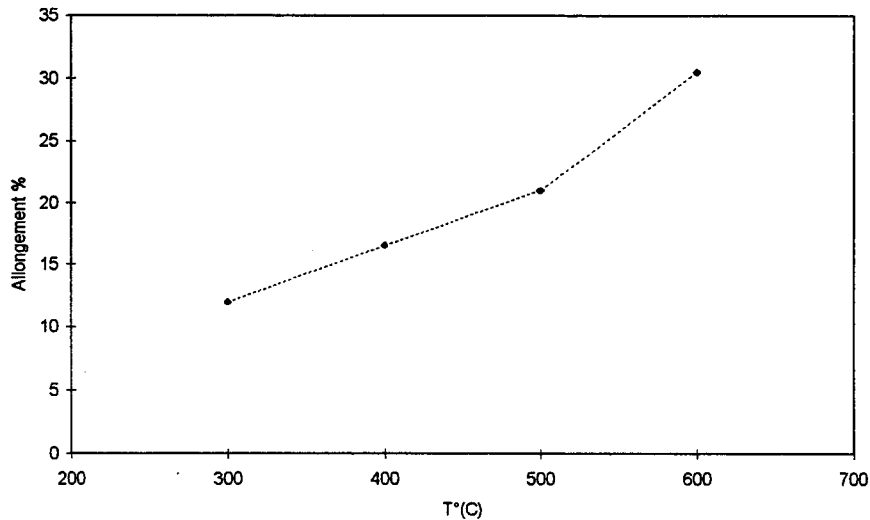


Figure 5 : Evolution de l'allongement en fonction de la température du revenu ($T^{\circ}\text{C}$).

Nous avons vérifié l'évolution de la résistance à la traction R_m en fonction de la dureté HV et comparé nos résultats à ceux issus de la littérature [3](figure 6). Les courbes montrent une évolution linéaire entre ces paramètres.

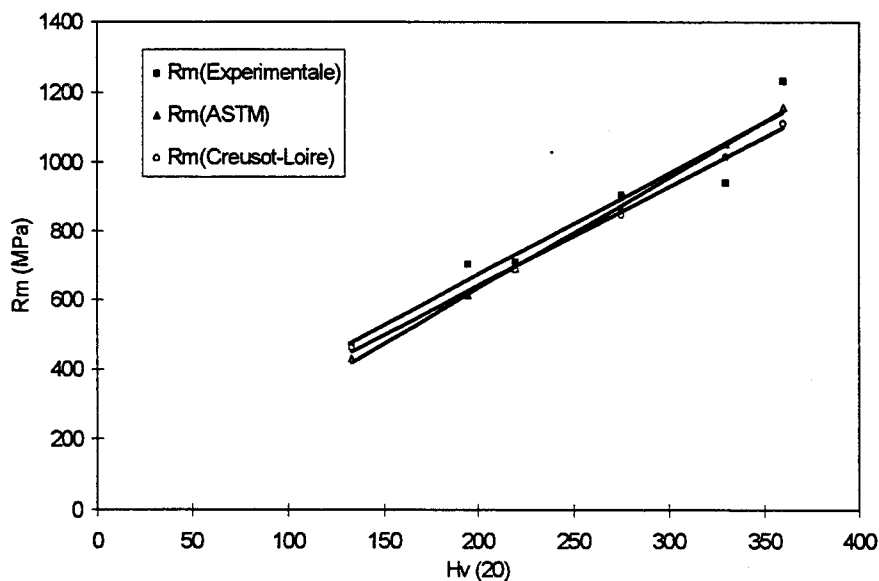


Figure 6 : Evolution de la résistance à la rupture R_m en fonction de la microdureté HV(20).

$$R_e \text{ (MPa)} = 3,34 \times \text{HV} - 147,31 \quad R^* = 0,98 \quad (5)$$

$$R_m \text{ (MPa)} = 2,94 \times \text{HV} + 85,11 \quad R^* = 0,95 \quad (6)$$

Ces résultats sont à comparer à ceux issus de la littérature.

$$\text{La corrélation ASTM-SAE[3], } R_m \text{ (MPa)} = 77 + 2,45 \times \text{HV} + 1,53 \times 10^{-3} (\text{HV})^2 ; \quad (7)$$

$$\text{La corrélation Creusot-Loire[3] } R_m \text{ (MPa)} = 170 + 1,95 \times \text{HV} + 1,85 \times 10^{-3} (\text{HV})^2. \quad (8)$$

Il existe une dispersion d'environ 6 % entre nos valeurs et celles issues de la littérature.

III. 1.3. Choix des traitements thermiques

Les rapports des limites d'élasticité données par les différents traitements thermiques ont comme référence la limite d'élasticité la plus faible, c'est à dire $Re=270$ MPa (TT4), les valeurs sont données par le tableau suivant :

Les rapports des limites d'élasticité	$\frac{(Re)_{TT4}}{(Re)_{TT4}}$	$\frac{(Re)_{TT3}}{(Re)_{TT4}}$	$\frac{(Re)_{TT6}}{(Re)_{TT4}}$	$\frac{(Re)_{TT2}}{(Re)_{TT4}}$	$\frac{(Re)_{TT5}}{(Re)_{TT4}}$	$\frac{(Re)_{TT1}}{(Re)_{TT4}}$
Les valeurs	1	1,78	2,37	3,07	3,26	3,96

Tableau. 4. Les rapports des limites d'élasticité correspondant aux différents traitements thermiques.

Pour notre étude, nous avons choisi 4 rapports des limites d'élasticité : 1 - 1,78 - 3,07 et 3,96. Donc, l'étude portera sur quatre types de traitements thermiques : TT1 : $Re=1070$ MPa, TT2 : $Re=830$ MPa, TT3 : $Re=480$ MPa, et TT4 : $Re=270$ MPa. L'intervalle de la limite d'élasticité est environ 250 MPa.

III. 1.4. Etude métallographique

L'objet de cette étude est de suivre les transformations de la microstructure et son évolution en fonction des traitements thermiques. Pour effectuer cette étude expérimentale, nous avons utilisé un microscope optique. Pour mettre en évidence la microstructure du matériau, les éprouvettes sont polies jusqu'à $1 \mu\text{m}$ et attaquées au réactif Nital (5% acide nitrique). Les micrographies sont représentées sur les figures 7 (a-b-c-d-e-f-g-h).

L'observation de l'échantillon à l'état brut de livraison (figure 7a) montre une structure ferrito - perlitique bien définie. Les figures b-c et d-e montrent les structures après deux traitements thermiques effectués par chauffage à 880°C pendant 1h et refroidissement dans le four et à l'air. Les structures sont aussi ferrito - perlitique comme dans l'état brut de livraison, avec des plages de perlite plus limitées et une taille des grains de ferrite plus importante. Les plages de ferrite sont plus nombreux dans le cas de refroidissement au four. On peut remarquer que les grains de ferrite et de perlite sont plus fins lorsque le refroidissement est plus rapide.

Les figures 7f-g montrent la microstructure obtenue par chauffage à 880°C pendant 1h suivi d'une trempe à l'eau et d'un revenu d'une heure à 300°C . On peut voir à l'intérieur des grains la présence d'aiguilles ou des plaquettes de martensite. La direction des aiguilles montre le plan de glissement et d'accommodation de la martensite dans le grain d'austénite. Le revenu à 300°C n'a pas modifié la structure martensitique, mais on peut remarquer quelques traces de bainite.

Dans le cas de la trempe à l'eau et du revenu d'une heure à 500°C , on peut voir (figure 7h) de la martensite revenu avec quelques plages de bainite.



Fig.7a : Microstructure à l'état brut de livraison.($\times 100$).

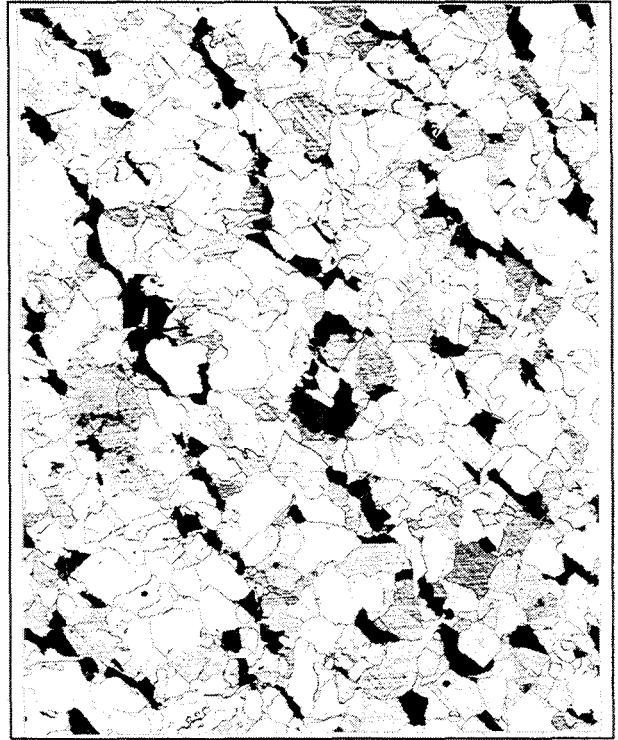


Fig 7b : Microstructure de matériau TT4 ($\times 100$) (133 Hv).



Fig 7c : Microstructure de matériau TT4
($\times 600$). (133 HV20).



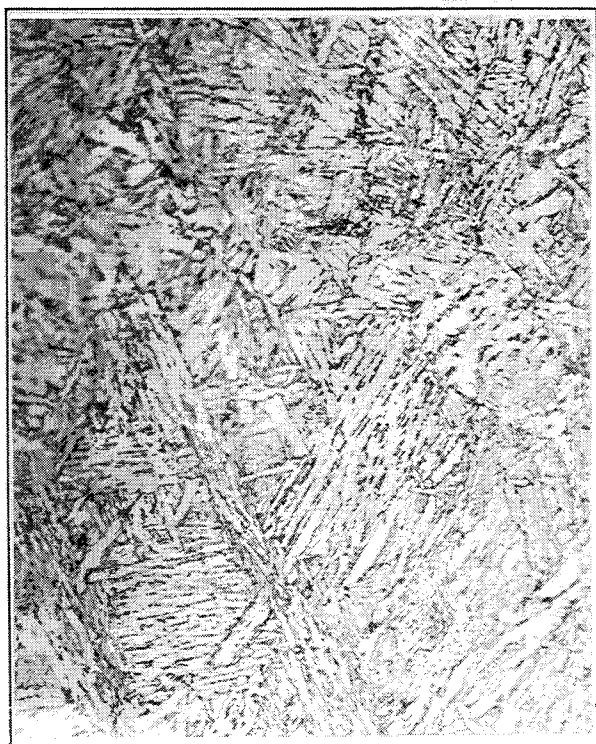
Fig. 7d. : Microstructure de matériau TT3.
($\times 400$). (195 HV20).



*Fig 7e : Microstructure de matériau TT3
($\times 400$). (195 HV20).*



*Fig 7f : Microstructure de matériau TT1
($\times 600$). (360HV20).*



*Fig 7g. : Microstructure de matériau TT1
($\times 600$). (360 HV20).*



*Fig 7h. : Microstructure de matériau TT2
($\times 600$). (275 HV20).*

III 2. Conditions expérimentales

III 2.1. Géométrie de l'éprouvette

Pour les essais de fissuration par fatigue nous avons utilisé des éprouvettes de type CT-80 (compact tension) d'épaisseur : $B=15$ mm, prélevées sur des barres d'acier de section carrée. Conformément à l'usage, le prélèvement a été effectué de telle sorte que la fissure se propage dans un plan perpendiculaire au sens du laminage.

Afin d'obtenir deux faces d'éprouvette plus claires et de distinguer une fissure d'une rayure, toutes les éprouvettes ont subi d'abord une rectification sur les deux faces et puis un polissage mécanique avec papier abrasif de granulométrie de plus en plus fine, jusqu'à $1 \mu\text{m}$. La partie centrale de l'éprouvette, près de l'entaille, doit être soigneusement préparée pour suivre correctement l'avancée de la fissure. Les dimensions de l'éprouvette sont conformes à la norme ASTM E647[3], la géométrie de l'éprouvette est illustrée sur la figure 8.

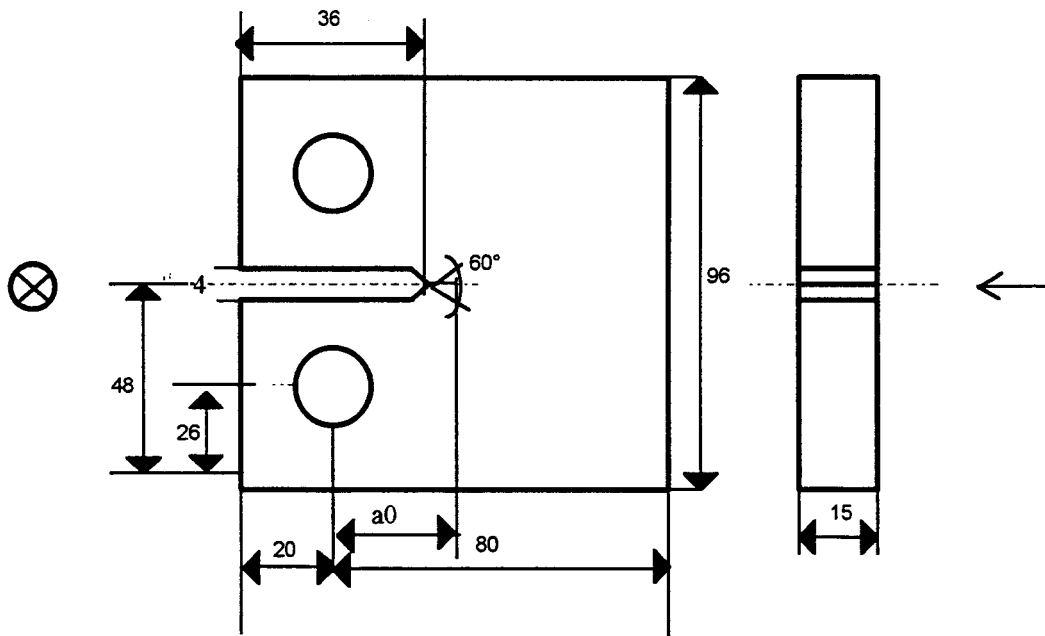


Figure 8 : Géométrie de l'éprouvette CT-80 utilisée (en mm).

III. 2.2. Détermination de l'amplitude du facteur de l'intensité de contrainte

Pour les éprouvettes utilisées, l'amplitude de variation du facteur de contrainte ΔK est calculée par la relation suivante [4] :

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (9)$$

où $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) est l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte,

ΔP (kN) : l'amplitude du chargement appliqué à l'éprouvette,

$f(a/w)$: une fonction de la géométrie de l'éprouvette et de la longueur instantanée de fissure.

Pour l'éprouvette CT, cette fonction est donnée selon la norme ASTM E647 [5] par l'expression suivante:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{(2 + \alpha)(0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{1,5}} \quad (10)$$

où $\alpha = \frac{a_t}{W}$ avec a_t longueur de fissure totale, y compris l'entaille mécanique ($a_t = a_0 + 16\text{mm}$), $B = 15\text{ mm}$ est l'épaisseur de l'éprouvette, $W = 80\text{ mm}$ est la largeur de l'éprouvette.

III. 2.3. Conditions de chargement

Tous les essais ont été pilotés en mode charge (P_{\max} et P_{\min} contrôlées). Le type de sollicitation que nous avons utilisé, est un cycle sinusoïdal. Afin de maintenir la propagation de la fissure de fatigue stable, nous avons choisi les paramètres de chargement correspondant à l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK entre $17\text{ MPa}\sqrt{m}$ à $30\text{ MPa}\sqrt{m}$. Tous les essais ont été effectués de telle sorte que la variation de ΔK soit située dans cet intervalle afin de mieux comparer les vitesses de propagation des différentes configuration étudiées. La fréquence de la sollicitation en fatigue est de $f = 30\text{ Hz}$ et la fréquence utilisée pour détecter de la charge d'ouverture est $f = 0,1\text{ Hz}$. Ainsi, pour obtenir des essais valides la condition de chargement est en accord avec la recommandation de la norme ASTM E647 [5]. Dans le cas de l'éprouvette

CT: $W - a \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_{\max}}{R_e} \right)^2$, K_{\max} est pris suivant les limites d'élasticité et les longueurs de fissure

acceptables selon les normes. Les paramètres de chargement sont donnés dans le tableau 5. Les quatre rapports de charge ($R=0,05, 0,1, 0,3$ et $0,5$) pour chaque traitement thermique sont illustrées sur la figure 9. Tous les essais ont été doublés.

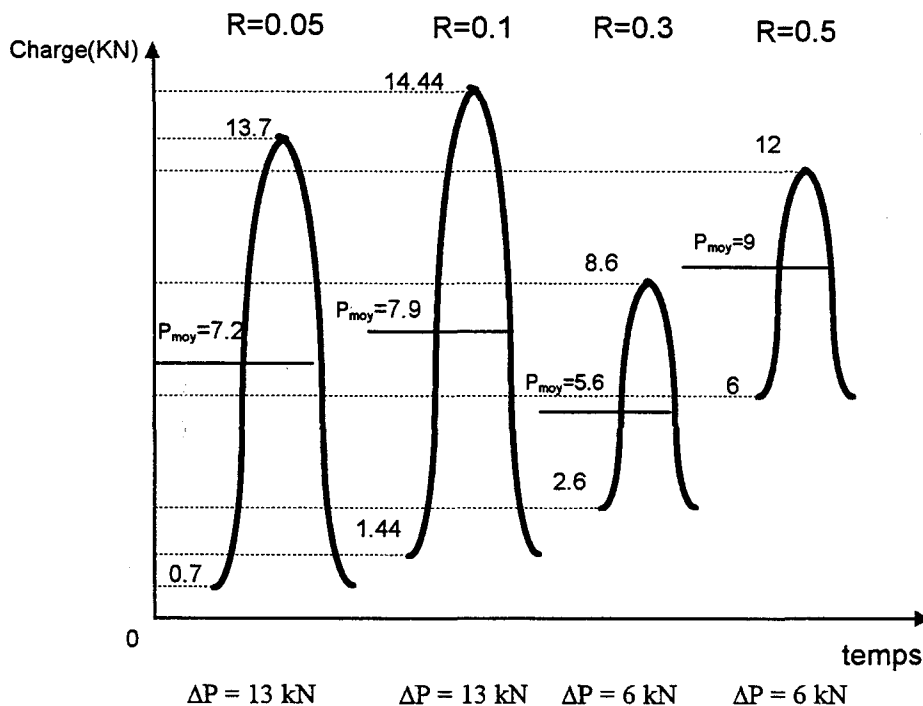


Figure 9 : Les sollicitations du chargement pour différents rapports de charge.

Le traitement thermique	P_{\max} (kN)	$R=P_{\min}/P_{\max}$	ΔP (kN)	Numéro de l'éprouvette	Numéro de l'essai (1 et 2)
TT1 Re=1070MPa	13,7	0,05	13	TT12	1
	13,7	0,05	13	TT14	1
	14,44	0,1	13	TT11	1
	14,44	0,1	13	TT13	1
	8,6	0,3	6	TT12	2
	8,6	0,3	6	TT13	2
	12	0,5	6	TT11	2
	12	0,5	6	TT14	2
TT2 Re=830MPa	13,7	0,05	13	TT22	1
	13,7	0,05	13	TT24	1
	14,44	0,1	13	TT23	1
	14,44	0,1	13	TT25	1
	8,6	0,3	6	TT22	2
	8,6	0,3	6	TT23	2
	8,6	0,3	6	TT25	2
	12	0,5	6	TT21	2
12	0,5	6	TT24	2	
TT3 Re=470MPa	13,7	0,05	13	TT31	1
	13,7	0,05	13	TT33	1
	14,44	0,1	13	TT32	1
	14,44	0,1	13	TT34	1
	8,6	0,3	6	TT33	2
	8,6	0,3	6	TT34	2
	12	0,5	6	TT31	2
	12	0,5	6	TT32	2
TT4 Re=270MPa	13,7	0,05	13	TT41	1
	13,7	0,05	13	TT42	1
	8	0,1	7,2	TT42	2
	14,44	0,1	13	TT43	1
	8,6	0,3	6	TT41	2
	8,6	0,3	6	TT43	2

Remarque : Dans la colonne 5, les deux chiffres correspondent respectivement au traitement thermique et le numéro de l'éprouvette. Par exemple, TT1-2, TT1 correspond au traitement thermique 1 et 2 correspond au numéro de l'éprouvette.

Tableau 5. Conditions de chargement.

III. 2.4. Mesure de longueur de la fissure

Au cours d'un essai de fissuration par fatigue, on relève les couples (a, N) , N étant le nombre de cycles nécessaires pour atteindre la longueur de fissure a , la vitesse de fissuration da/dN est obtenue en divisant l'incrément de longueur $(a_{i+1}-a_i)$ fixé par le choix de l'échantillonnage environ 0,5mm par le nombre de cycles. Cette vitesse est associée à la longueur de fissure moyenne.

Pour chaque éprouvette, une pré-fissuration de 8mm a été effectuée à partir du fond de l'entaille mécanique, la longueur de fissure initiale est $a_0=24\text{mm}$ ($a_0/w = 0,3$). De a_0 à a_1 (16mm), nous avons choisi soit $R=0,05$ soit $R=0,1$; puis de a_1 à a_2 (16mm), nous avons choisi soit $R=0,3$ soit $R=0,5$. Le choix correspond à 4 combinaisons des rapports de charge (voir tableau 5). La figure 10 schématise le chemin de fissuration.

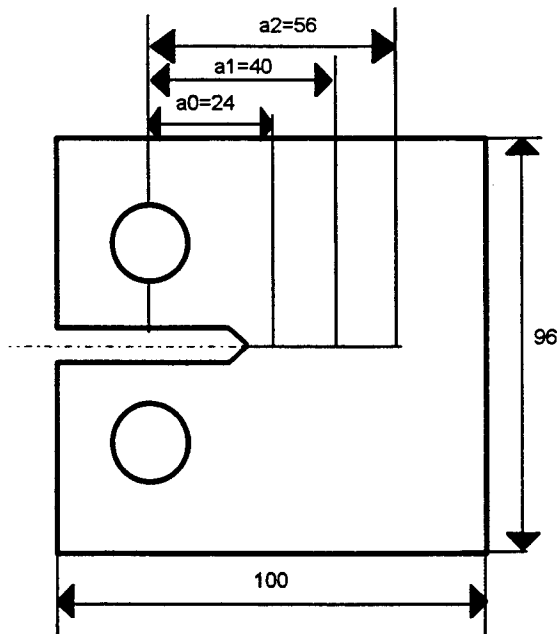


Figure 10 : Schéma du chemin de la fissuration par fatigue.

$$a_0=24\text{mm} \quad (a_0/W=0,3)$$

$$a_1=40\text{mm} \quad (a_1/W=0,5)$$

$$a_2=56\text{mm} \quad (a_2/W=0,7)$$

Tous nos essais de fissuration par fatigue ont été effectués à amplitude de charge constante. Le facteur d'intensité de contrainte correspondant augmente avec la propagation de fissure ($\Delta K=(\Delta P/B\sqrt{m})\times f(a/W)$).

Pour amorcer la fissure de fatigue à partir de l'entaille mécanique, nous avons adopté les mêmes conditions de charge et de fréquence que pendant la fissuration entre a_0 et a_1 (fig 10). Néanmoins, si les conditions de l'essai ne permettent pas d'amorcer la fissure de fatigue, nous modifions les conditions, soit par augmentation de la charge, soit par augmentation de la fréquence d'essai. Dans la pratique, une attention particulière a été faite lors de l'amorçage de la

fissure. Pour s'assurer que la fissure avance d'une façon symétrique, il faut surveiller la longueur de fissure sur les deux faces de l'éprouvette. Si la longueur de fissure n'est pas le même, il faut tourner l'éprouvette. Cette anomalie a une grande influence sur les résultats de la vitesse de fissuration et le niveau de charge d'ouverture.

Selon la norme ASTM E647, pour les essais en fatigue sur des éprouvettes CT, la limite d'une asymétrie encore acceptable est donnée par la condition :

$$\left| a_{i,1} - a_{i,2} \right| \leq 5\%B \quad (11)$$

où $a_{i,1}$ et $a_{i,2}$ ont les longueurs de fissure pour le même front i mesurées sur les deux surfaces latérales et B est l'épaisseur de l'éprouvette. Pour notre éprouvette CT 80, cela conduit à une différence maximale entre les longueurs mesurées sur les deux surfaces latérales égale à 0,75mm.

La phase de préfissuration a été réalisée sur une longueur de fissure $a_i=16\text{mm}+8\text{mm}=24\text{mm}$ (y compris l'entaille mécanique). La vitesse de propagation pour chaque intervalle de longueur (a_{i+1} , a_i) a été calculée en utilisant la méthode de la sécante :

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{i,i+1} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (12)$$

Cette vitesse est associée à la longueur de fissure moyenne a_m définie par :

$$a_m = \frac{(a_{i+1} + a_i)}{2} \quad (13)$$

C'est à dire que l'évolution de la vitesse dans cet intervalle (a_{i+1} , a_i) a été estimée par la valeur moyenne $(da/dN)_{i,i+1}$. A condition que l'intervalle (a_{i+1} , a_i) ne soit pas trop grand et que la vitesse de fissuration soit raisonnable, la précision de cette estimation est suffisante. Dans notre cas, l'intervalle entre deux mesures est de 0,5 mm environ, nous avons fait une acquisition avec les mêmes conditions de chargement et 1 cycle de la fréquence $f = 0,1$ Hz pour mesurer la déformation.

III. 3. Dispositif expérimental

Les essais de fissuration par fatigue ont été menés à l'aide d'une machine servo- hydraulique de type INSTRON 8501, de capacité $\pm 100\text{KN}$ (fig.11). La fréquence maximale étant de 50 Hz.

Pour réaliser les essais de fissuration par fatigue, les éprouvettes ont subi des cycles de chargement de forme sinusoïdale, la fréquence de la sollicitation est de 30 Hz. Tous les essais se sont déroulés à l'air et à la température ambiante. Le schéma global du dispositif expérimental est visualisé par la figure 12.

Pour piloter la machine, nous avons utilisé un micro-ordinateur équipé du logiciel FLAPS (Fatigue Laboratory Application Software) qui contrôle la machine suivant le mode souhaité et permet l'acquisition de données. Trois modes d'asservissement sont possibles, en effort, en déplacement du vérin ou en déformation de l'éprouvette. Nous avons effectué deux modes de pilotage en effort et en déformation. L'architecture du logiciel se divise en 4 parties principales [1] :

1. Initialisation de la configuration (FLAPS SETUP)

- modification des paramètres d'utilisation (interfaçage machine, périphérique extérieur).
- calibrage des différents canaux de contrôle (possibilité de calibrer jusqu'à 6 canaux différents STRAIN-LOAD-POSITION-VOLTAGE) qui permettront le contrôle des essais et l'acquisition des données.
- définition des unités.

2. Caractérisation des essais (FLAPS DESIGN)

- création et stockage des caractéristiques du test sur le disque via les fichiers de contrôle.
- spécification du test en définissant un enclenchement d'un maximum de treize tâches.
- tâches définissant une forme d'onde sinusoïdale (triangulaire, carrée, rampe aléatoire).
- tâches de commande d'une procédure : pause, stop, changement de tâche initialisation, incrément, capteur ;
- définition de l'emplacement où seront stockées les valeurs mesurées dans la base de données.

3. Exécution des essais définis précédemment (FLAPS RUNTEST).

L'utilisation des fichiers de contrôle caractérisant les essais dont les valeurs mesurées lors de l'exécution seront stockées dans un nouveau fichier d'acquisition de données.

4. Traitements des données (FLAPS GRAPHICS).

- visualisation des données stockées dans la base.
- création des graphiques et des tableaux.
- création des fichiers de travail compatible avec Excel.
- modification et restructuration des fichiers.
- impression sur imprimante ou table traçante.

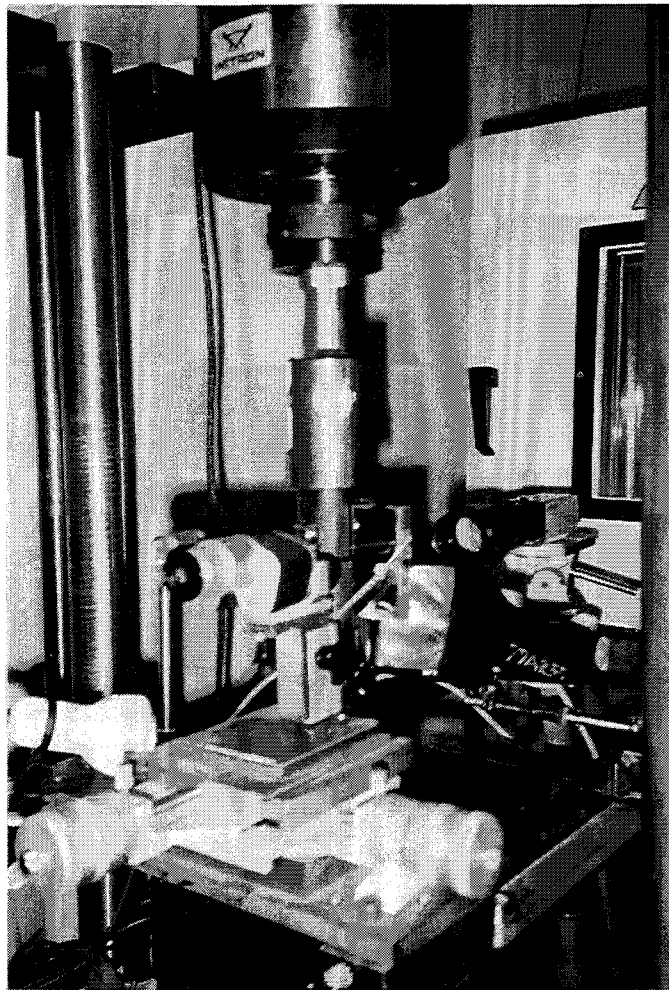
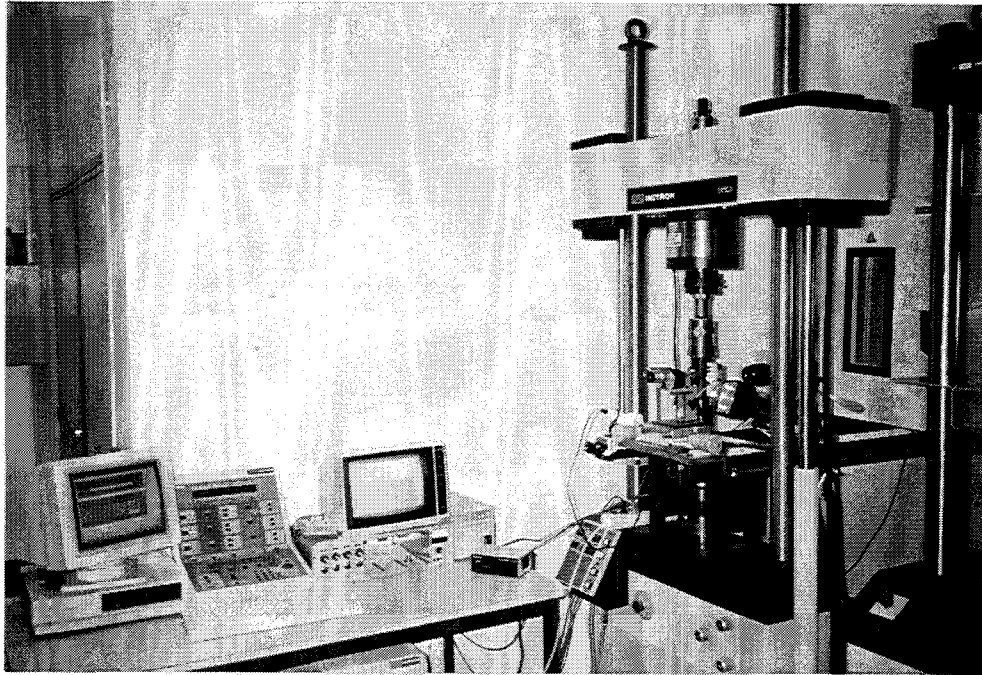


Figure 11 : Synoptique du dispositif expérimental (machine d'essais Instron 8501).

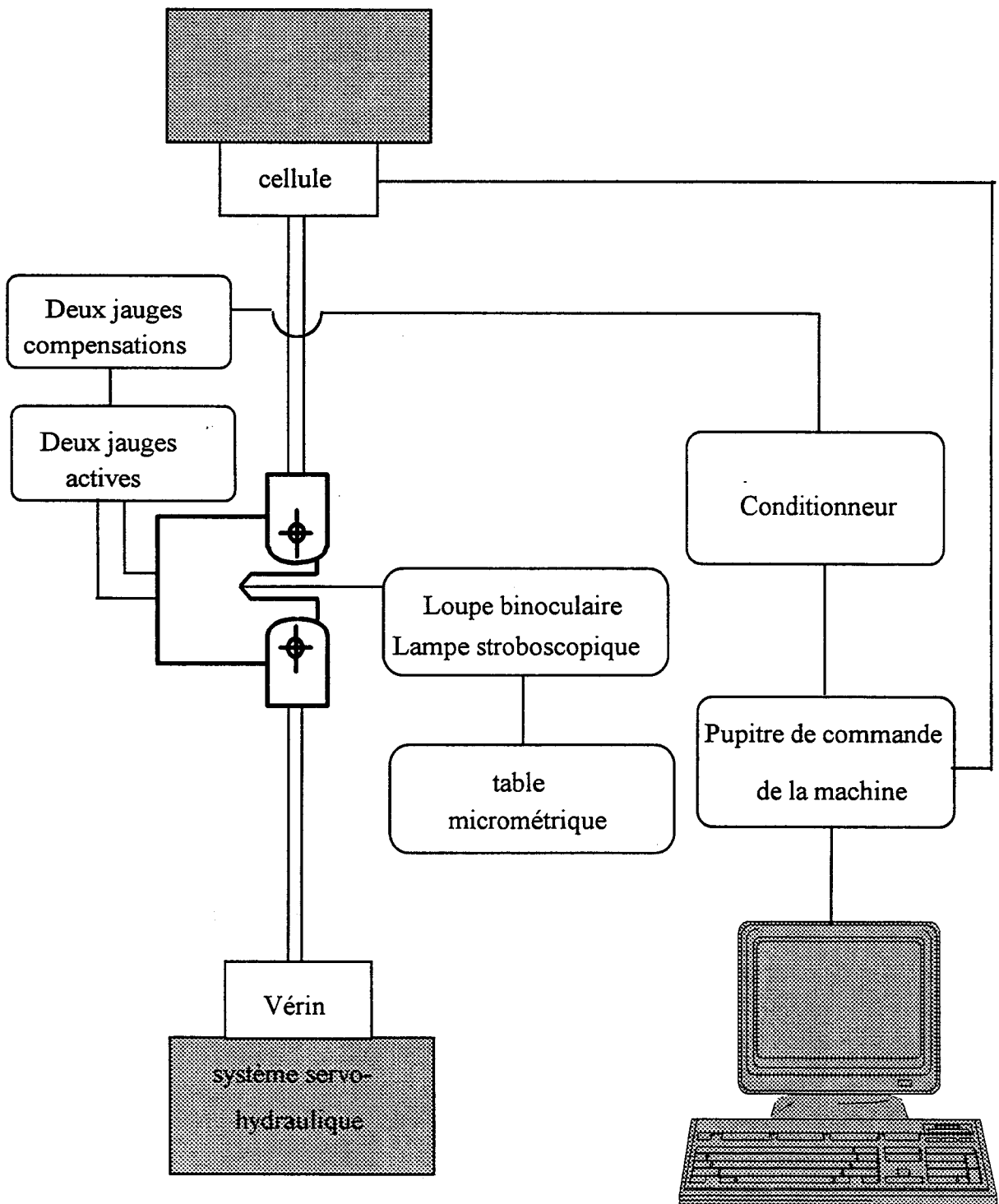


Figure 12 : Schéma global de dispositif d'essai.

II. 4 Application des méthodes pour mesurer la longueur de fissure et la fermeture de fissure

II.4.1. Méthode optique

Pour définir avec précision la longueur de fissure, la mesure de la propagation de fissure se fait à l'aide d'une loupe binoculaire de grossissement 20 fois fixée sur une table micrométrique. Celle-ci peut se déplacer dans les directions axiales et transversales (course de 50 mm) par l'intermédiaire de deux tambours moletés et gradués au 5/100 mm. Une caméra visualise la face arrière de l'éprouvette pour surveiller la propagation de la fissure. L'ensemble est solidaire à la machine de fatigue. L'emploi d'une lampe stroboscopique réglée sur la même fréquence d'essai ($f=30$ Hz) permet de mesurer la longueur de fissure pendant l'essai. Une trame graduée collée, sur l'éprouvette le long du trajet de propagation, permet d'évaluer l'extension de la longueur de fissure à titre indicatif.

II. 4.2. Méthode de la compliance

Dans notre étude nous avons également utilisé une méthode expérimentale basée sur les jauges de déformation pour déterminer les points correspondant aux charges d'ouverture ou de fermeture de la fissure. Le principe est de mesurer la déformation du ligament de l'éprouvette étant donné que cette même déformation est directement liée à la progression et à l'écartement des lèvres de la fissure. Pour ce faire, quatre jauges d'extensométrie (120Ω ohms $\pm 0.3\%$) seront reliées en pont complet (pont de Wheatstone) (figure 14), deux jauges actives sont collées sur la face arrière de l'éprouvette perpendiculairement au plan de fissure (le centre de la jauge dans le prolongement du plan de fissuration), deux jauges de compensation sont collées sur une plaque où la déformation est nulle. Lorsqu'il y a déformation l'évolution de la résistance relative, dR/R , avec la déformation, dL/L , est linéaire dans les limites du domaine élastique. Ce pont complet est entièrement contrôlé aussi bien en entrée qu'en sortie, par un conditionneur amplificateur du type 2110A. Via ce dernier, on a alimenté le pont de jauges par une tension stable de 10 V.

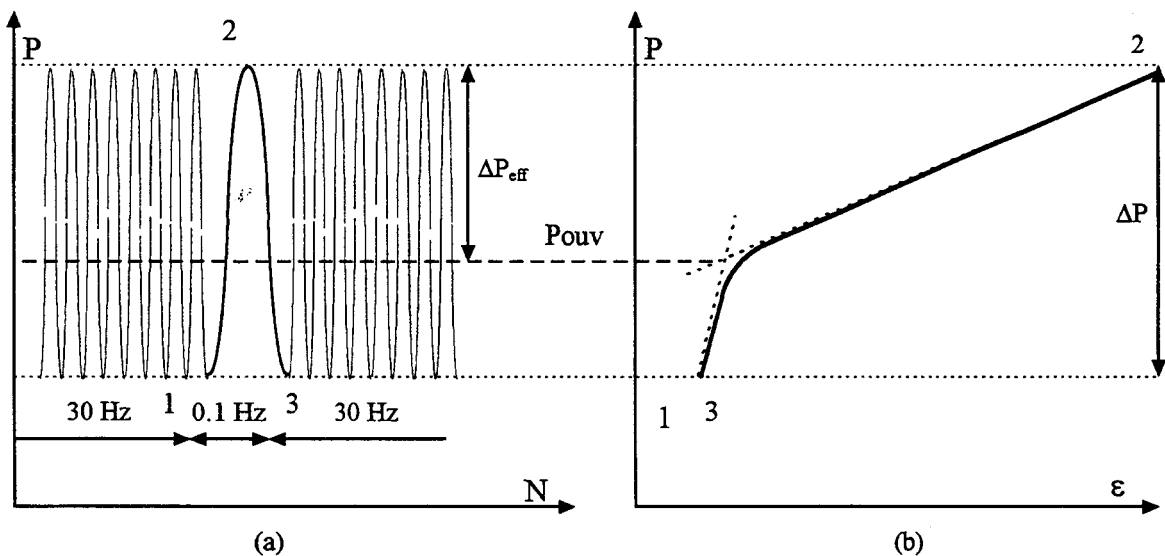
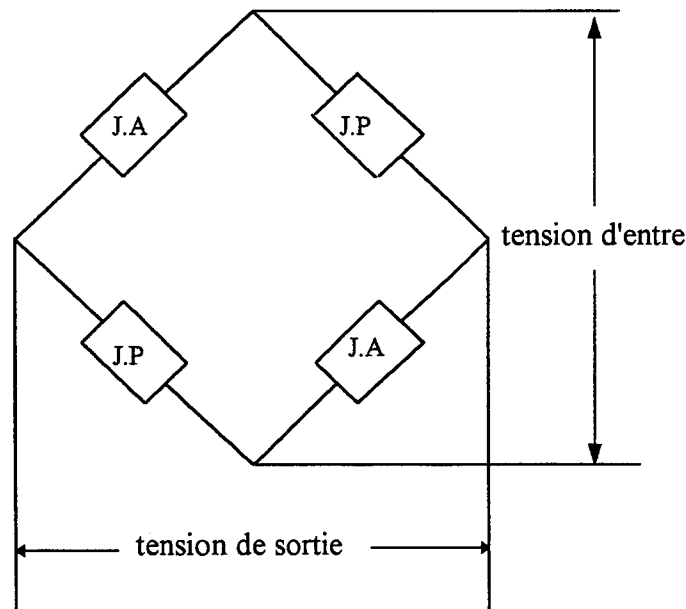


Figure 13 : Schéma de cycle de détection de la charge d'ouverture.

Un réglage du conditionneur-amplificateur permet d'annuler la tension de sortie au début de chaque essai. Cet étalonnage a été réalisé pour chaque essai après une pré-fissuration de 24 mm

environ. Pendant l'essai de fissuration par fatigue, l'avancée de la fissure engendre une augmentation de la tension de sortie. Pour chaque propagation de la fissure de 0,5 mm environ, la sollicitation cyclique est arrêtée et on applique un cycle sinusoïdal lent ayant le même niveau de charge avec une fréquence $f = 0,1$ Hz. Ceci nous permet de mesurer l'ouverture de fissure; le trajet 1-2 correspond au chargement et le trajet 2-3 au déchargement. Cette procédure permet la mesure de la charge en fonction de la déformation. L'acquisition est faite sur 404 couples de mesures (P_i, ε_i) pendant le cycle charge-décharge (1-2-3). La courbe "P- ε ", permet de mettre en évidence la charge d'ouverture P_{ouv} (figure 13). Celle-ci correspond au changement de pente de la courbe. Si la courbe ne change pas de pente, cela signifie que la fissure reste toujours ouverte pendant la fissuration par fatigue.



J.A : jauge active de déformation
 J.P : jauge passive de déformation

Figure 14 : Pont de Wheatstone.

Références bibliographiques :

- [1]. "Fatigue Laboratory Application Software", User Manual.
- [2]. "Normes aciers bulletin d'informations techniques", Publié par le BNS et l'OTUA en liaison avec l'AFNOR. N° 6, pp. 1-8, (1973).
- [3]. J. Barralis and G. Maeder, "Métallurgie", Les aciers de construction pour traitement thermique, Edition communication trimestre, pp. 182-187, (1983).
- [4]. C. Bouhelier, "Cahier formation mécanique de la rupture", CETIM, pp. 48-65, (1989).
- [5]. "Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates", A.S.T.M, designation, E 647-88a, (1988).

RESULTATS ET DISCUSSIONS

IV. Résultats et discussions

IV. 1. Les essais de fissuration par fatigue

Nous avons effectué des essais de fissuration dans les conditions suivantes :

- 4 traitements thermiques (TT1, TT2, TT3 et TT4) conduisant à 4 limites d'élasticité différentes ($R_e=1070-830-480$ et 270 MPa).
- 4 rapports de charge ($R = 0,05 - 0,1 - 0,3 - 0,5$), pour chaque traitement.

Les résultats expérimentaux sont donnés sous forme de courbes représentant l'évolution de la longueur de fissure a (mm) en fonction du nombre de cycles N . Pour chaque traitement thermique, deux essais ont été réalisés pour chaque rapport de charge R .

Les figures (1a,b,c et d) mettent en évidence la dispersion relative aux essais de propagation de fissure par fatigue, la plus importante a été observée dans le cas du traitement TT1 à $R=0,1$. Dans ce cas, la valeur du nombre de cycles cumulés N_c varie entre 612 et 1346 kilocycles (N_c correspond à une avancée de la longueur de fissure de 16 mm). Dans le cas du traitement TT3 à $R=0,3$, la valeur du nombre de cycles cumulés N_c varie entre 679 et 1160 kilocycles. Nous constatons qu'il existe donc une dispersion d'un facteur 2 environ entre les essais. Ce constat a été toujours mis en évidence lors des essais de fatigue. Les travaux de Clark et Hudak [1], dans le cadre d'une large étude réalisée dans 15 laboratoires différents, ont montré qu'il existe une dispersion d'un facteur 2 environ à l'intérieur d'un laboratoire et d'un facteur 3 environ entre laboratoires différents. Le tableau 1 montre le nombre de cycles cumulés N_c pour différents traitements thermiques et différents rapports de charge.

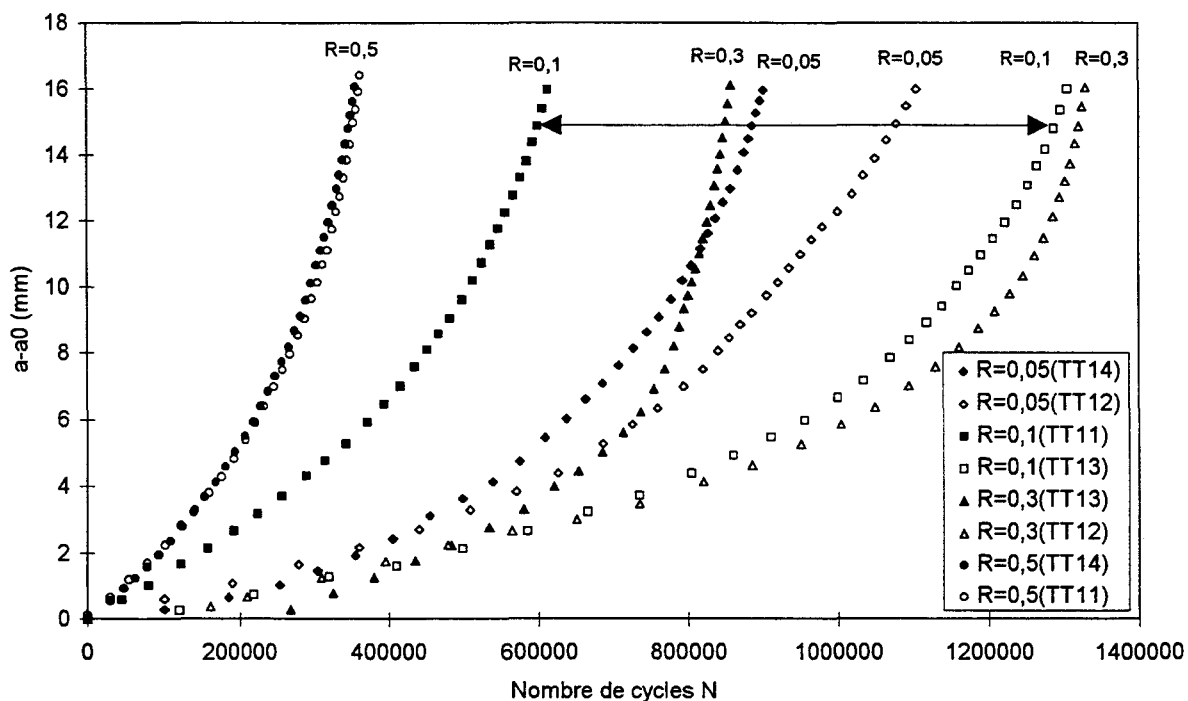


Figure 1a : Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les différents rapports de charge R ($R_e = 1070$ MPa).

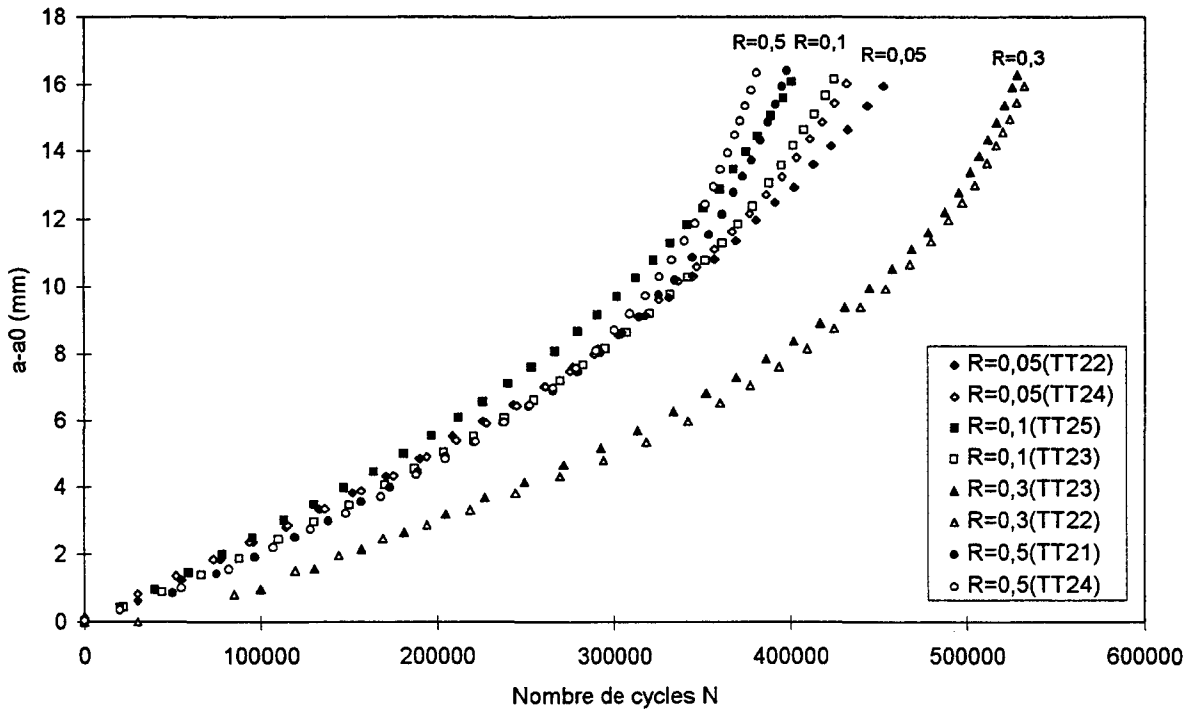


Figure. 1b : Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les différents rapports de charge R ($Re = 830$ MPa).

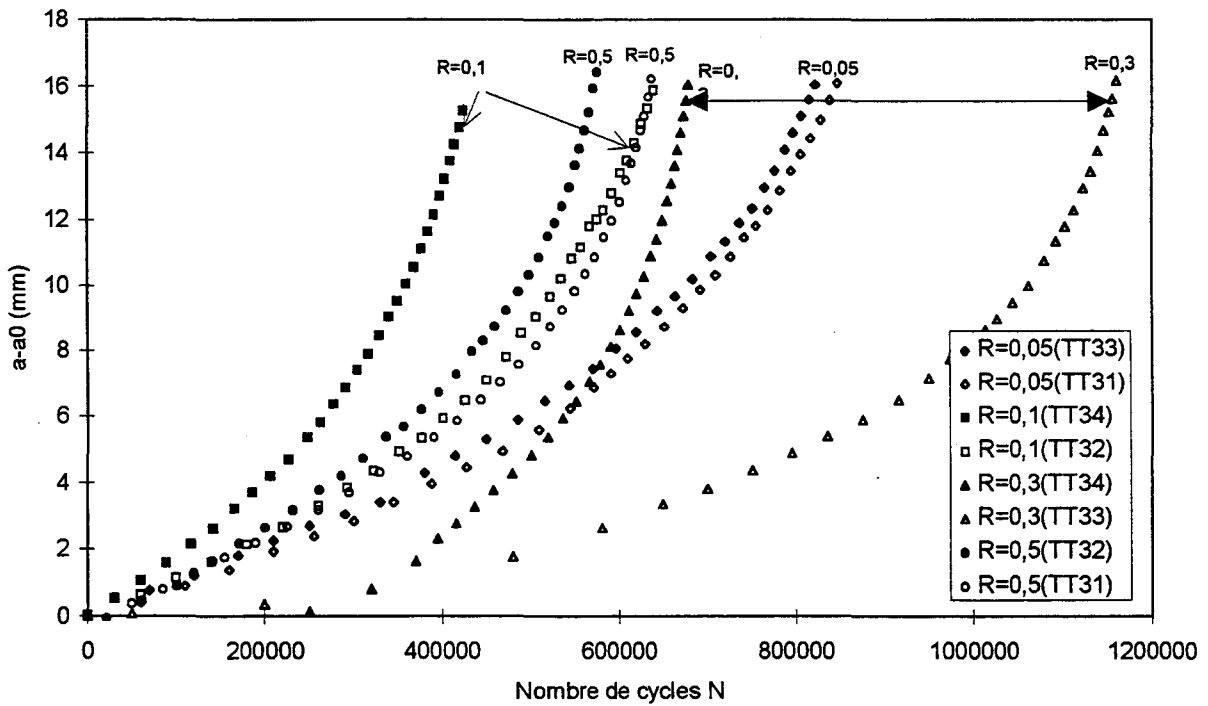


Figure 1c: Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les différents rapports de charge R ($Re = 480$ MPa).

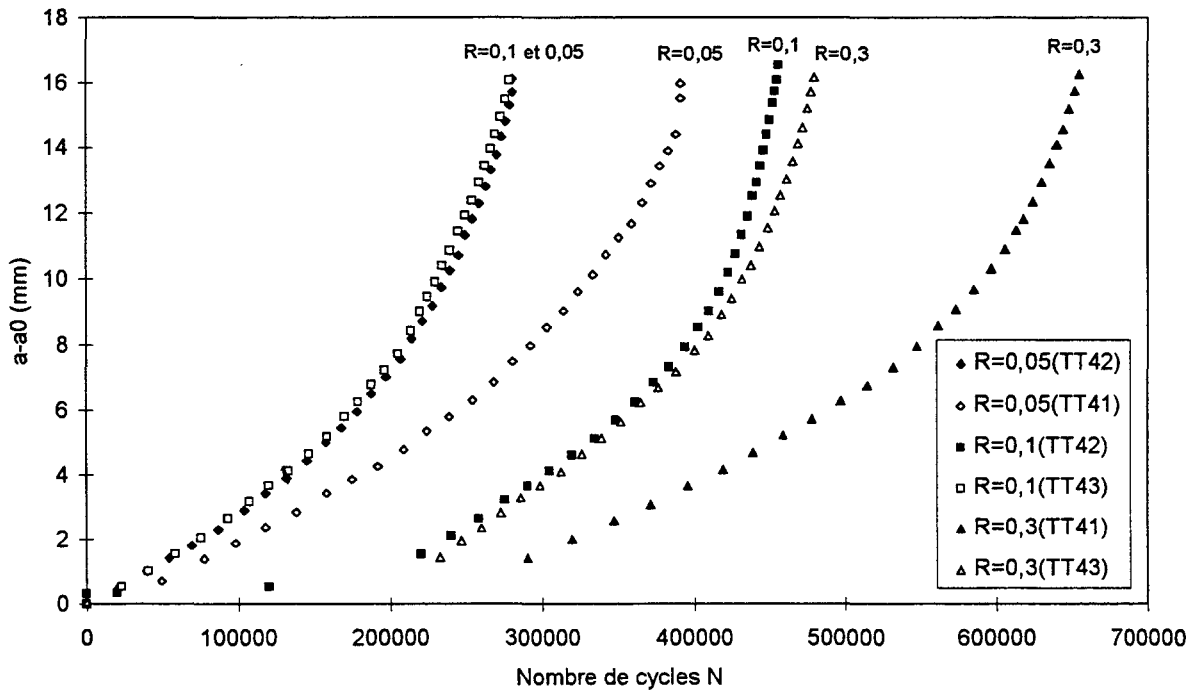


Figure.1d : Extension de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les différents rapports de charge R ($Re = 270$ MPa).

Les résultats obtenus montrent que l'évolution du nombre de cycles cumulés en fonction du rapport de charge pour quatre limites d'élasticité (fig.2). Nous pouvons relever le fait qu'il existe une tendance générale au niveau de l'évolution du nombre de cycles N_c . En effet, la valeur de N_c augmente selon des rapports de charge R suivant : 0,5-0,1-0,05 et 0,3. Ce constat peut s'expliquer par la variation de la valeur de la charge moyenne P_{moy} . C'est à dire que la valeur de N_c augmente lorsque la charge moyenne P_{moy} diminue (fig.3).

Traitement thermique	Rapport de charge R	Charge moyenne P _{moy} (kN)	$(K^*_{max})_1$ (MPa√m)	$(K^*_{max})_2$ (MPa√m)	Nombre de cycle cumulés (N _c)
TT1 Re=1070MPa	0,05	7,2	18,42	31,00	1104000
	0,05	7,2	18,30	30,22	900000
	0,1	7,9	19,81	33,30	612000
	0,1	7,9	19,68	33,30	1346000
	0,3	5,6	19,80	43,14	1329000
	0,3	5,6	20,19	44,30	856800
	0,5	9	28,03	62,27	363000
	0,5	9	28,04	62,31	355500
TT2 Re=830 MPa	0,05	7,2	18,35	30,75	432000
	0,05	7,2	18,26	30,72	452500
	0,1	7,9	19,19	32,65	425000
	0,1	7,9	19,28	32,72	400700
	0,3	5,6	19,99	43,97	528500
	0,3	5,6	19,52	42,78	532500
	0,5	9	27,40	61,20	380500
	0,5	9	27,57	61,43	398000
TT3 Re=480 MPa	0,05	7,2	18,13	30,84	847000
	0,05	7,2	18,23	31,00	822000
	0,1	7,9	19,16	32,51	640000
	0,1	7,9	19,34	32,78	430500
	0,3	5,6	19,43	42,92	1159836
	0,3	5,6	19,65	43,17	679000
	0,5	9	27,38	60,47	637000
	0,5	9	27,05	60,20	574000
TT4 Re=270 MPa	0,05	7,2	18,10	30,55	391500
	0,05	7,2	18,27	30,80	280500
	0,1	7,9	19,21	32,80	278500
	0,1	7,9	18,43	32,15	456500
	0,3	5,6	19,93	43,80	658330
	0,3	5,6	20,09	44,25	480000

Tableau 1 : Evolution du nombre de cycles cumulés en fonction de la charge moyenne et du rapport de charge R pour les quatre traitements thermiques.

$(K^*_{max})_1$: Valeur du facteur d'intensité de contrainte au début de l'essai.

$(K^*_{max})_2$: Valeur du facteur d'intensité de contrainte à la fin de l'essai.

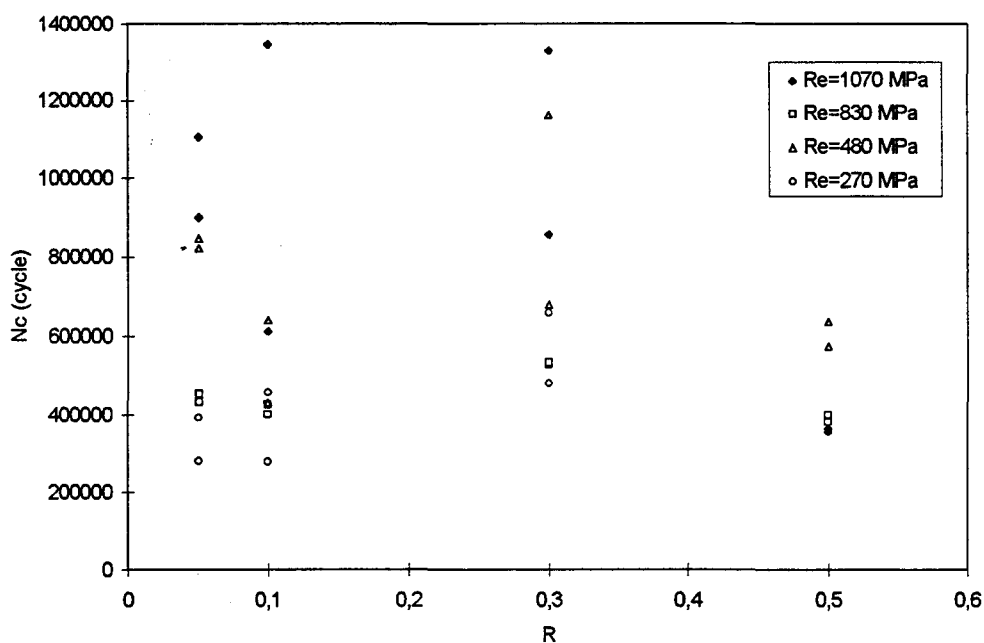


Figure 2 : Evolution du nombre de cycles cumulés en fonction du rapport de charge R pour les différentes limites d'élasticité.

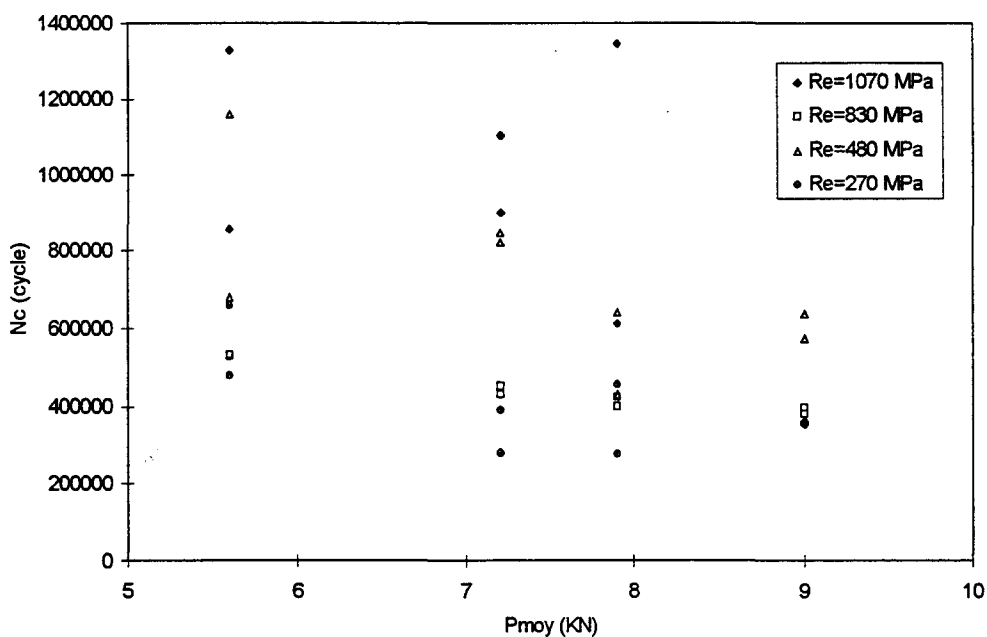


Figure. 3 : Evolution du nombre de cycles cumulés en fonction de la charge moyenne pour les différentes limites d'élasticité.

Les résultats expérimentaux sont en bon accord avec les résultats publiés dans la littérature, entre autres ceux de Kumar [2] (fig.4). Le tableau 2 montre que plus la charge moyenne augmente plus Nc diminue, selon le même auteur.

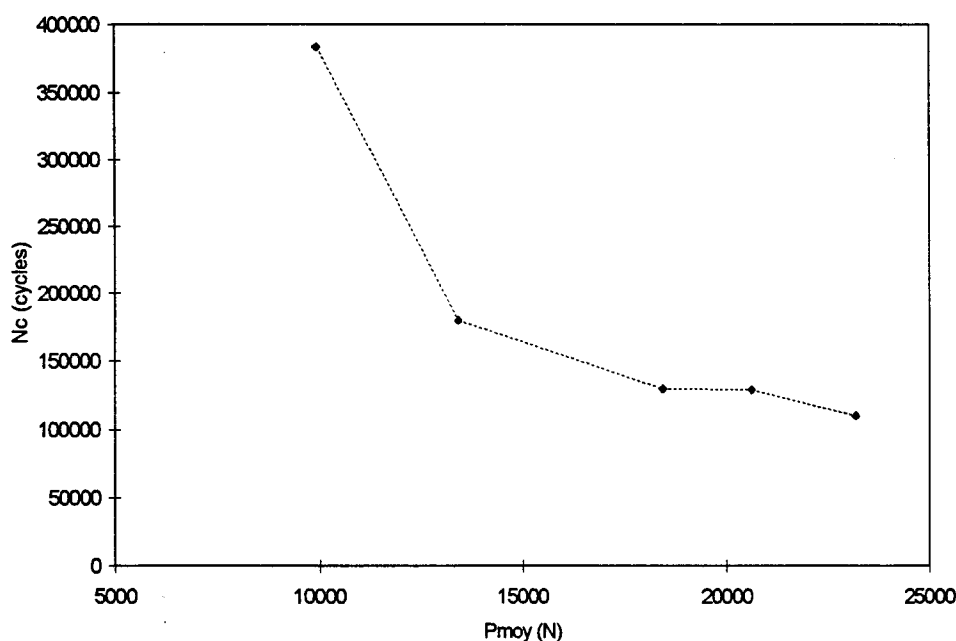


Figure 4 : Evolution du nombre de cycles cumulés en fonction de la charge moyenne pour un acier IS-1020, d'après KUMAR [2].

Rapport de charge (R)	Charge moyenne P_{moy} (N)	Nombre de cycles cumulés (Nc)
0,04	9932	383770
0,15	13434	179860
0,3	18447	129860
0,35	20625	129320
0,4	23176	110116

Tableau 2. Le nombre de cycles cumulés en fonction de la charge moyenne, pour différents rapports de charge.

Nous pouvons également analyser l'influence de la limite d'élasticité sur le nombre de cycles cumulés. En effet, le nombre de cycles cumulés pour $Re=1070$ MPa est beaucoup plus élevé que celui obtenu pour $Re=270$ MPa pour un même rapport de charge (fig.2). En revanche, le nombre de cycles cumulés pour $Re=830$ MPa est plus faible que celui déterminé pour $Re=480$ MPa.

IV. 1.1 Discussion

Nous avons effectué des essais de fissuration par fatigue dans le cas de 4 limites d'élasticité et 4 rapports de charge différents. Le tableau 1 montre que la dispersion de nombre de cycles cumulés N_c est faible, pour TT1 et TT2 à différents rapports de charge, la dispersion des résultats expérimentaux est respectivement à 35% et 6%. Mais dans le cas TT1 à $R=0,1$ et TT3 à $R=0,3$, la dispersion des résultats est environ d'un facteur de 2.

Le nombre de cycles cumulés N_c augmente lorsque la charge moyenne diminue. Par contre, dans notre cas, le rapport de charge R n'a pas d'influence sur la valeur de N_c . Il n'est pas évident d'établir une corrélation entre l'évolution de N_c en fonction du rapport de charge R ni fonction de la limite d'élasticité.

IV.2. Vitesse de propagation pour les 4 traitements thermiques.

Dans cette partie, nous analysons les effets de la variation de la limite d'élasticité sur la vitesse de fissuration. Pour chaque valeur du rapport de charge R (0,05-0,1-0,3-0,5), une comparaison entre les vitesses de propagation, pour des limites d'élasticité variant entre 270 et 1070 MPa, est effectuée. Ainsi, nous avons vérifié l'influence du rapport de charge R sur la vitesse de propagation.

IV.2.1. Essais de fissuration avec $R=0,05$

Nous avons réalisé 8 essais avec le rapport de charge $R=0,05$. Les essais ont été conduits avec une charge $P_{\max}=13,7\text{kN}$ et $P_{\min}=0,7\text{kN}$, l'amplitude de charge ΔP est constante. La figure (5a) montre l'évolution des vitesses de fissuration en fonction de ΔK . L'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK est comprise pour chaque essai entre 17 et 30 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. La figure 5a montre que la vitesse de fissuration pour $Re=270$ MPa est plus grande que celle du matériau ayant $Re=1070$ MPa.

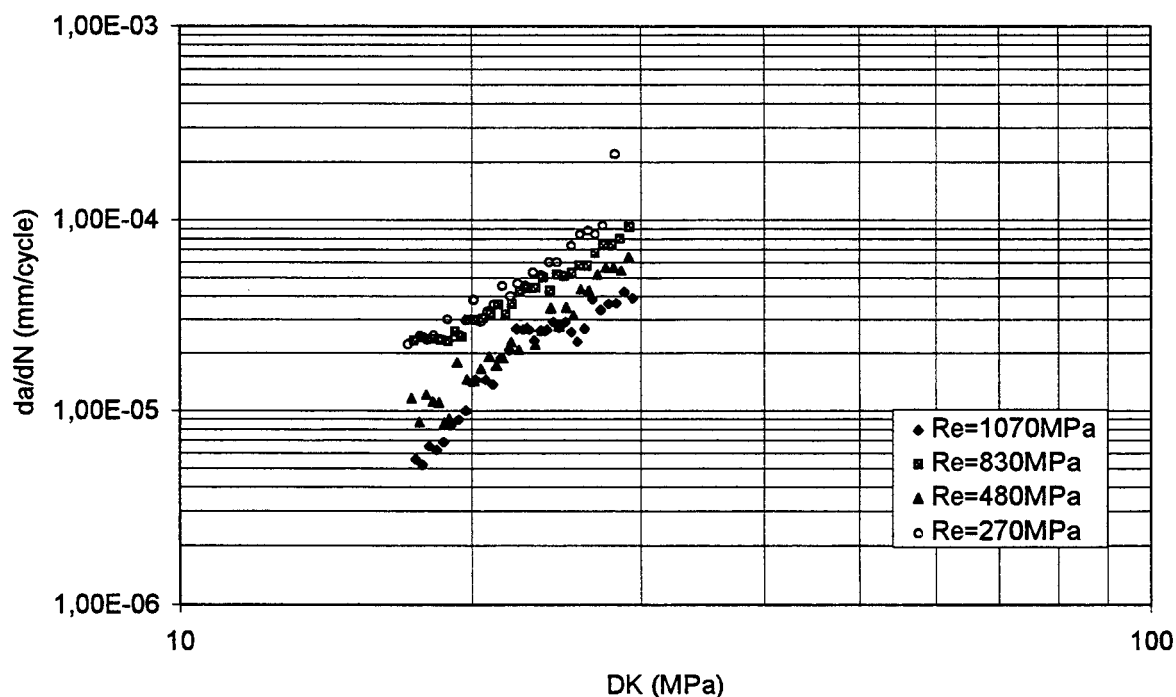


Figure 5a : Evolution de da/dN en fonction du ΔK pour les différentes limites d'élasticité ($R=0,05$).

L'équation de la relation de Paris a été vérifiée. Le tableau 3a donne cette relation dans le cas où $R=0,05$ ainsi que les valeurs de la vitesse de fissuration correspondant à $\Delta K=17$ et 30 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Aucune corrélation n'est évidente entre la limite d'élasticité et les paramètres C et m .

Re (MPa)	da/dN (loi de Paris)	da/dN ($\Delta K=17\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	da/dN ($\Delta K=30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
1070	$7,24 \times 10^{-11} (\Delta K)^{3,99}$	$5,60 \times 10^{-6}$ mm/cycle	$3,92 \times 10^{-5}$ mm/cycle
830	$8,64 \times 10^{-9} (\Delta K)^{2,72}$	$23,2 \times 10^{-6}$ mm/cycle	$9,23 \times 10^{-5}$ mm/cycle
480	$1,95 \times 10^{-10} (\Delta K)^{3,76}$	$11,66 \times 10^{-6}$ mm/cycle	$6,43 \times 10^{-5}$ mm/cycle
270	$4,79 \times 10^{-10} (\Delta K)^{3,71}$	$22,3 \times 10^{-6}$ mm/cycle	$15,7 \times 10^{-5}$ mm/cycle

Tableau 3a. Vitesse de propagation de fissure à $R=0,05$ pour quatre limites d'élasticité.

La figure 5a montre une translation entre les différentes courbes de la vitesse de propagation de fissure. Globalement, nous pouvons constater que les vitesses de propagation diminuent en fonction de la limite d'élasticité selon l'ordre suivant : $Re=270$ MPa, 830 MPa, 480 MPa et 1070 MPa. Cependant, il faut noter que le rapport entre la plus grande valeur et la plus faible des vitesses est égal à 4, pour les 2 valeurs de ΔK (tableau 3a) : $(da/dN)_{(270)}/(da/dN)_{(1070)} = 4$.

IV.2.2. Essais de fissuration avec $R=0,1$

Les essais ont été réalisés dans les conditions suivantes : le rapport de charge $R=0,1$, $P_{\max}=14,44$ kN et $P_{\min}=1,44$ kN. Le nombre des cycles cumulés pour $Re=1070$ MPa est beaucoup plus important que celui d'autres matériaux. La figure (5b) montre l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte pour les différentes limites d'élasticité. A ce rapport de charge $R=0,1$, les courbes $da/dN-\Delta K$ sont presque parallèles, sauf dans le cas où $Re=830$ MPa.

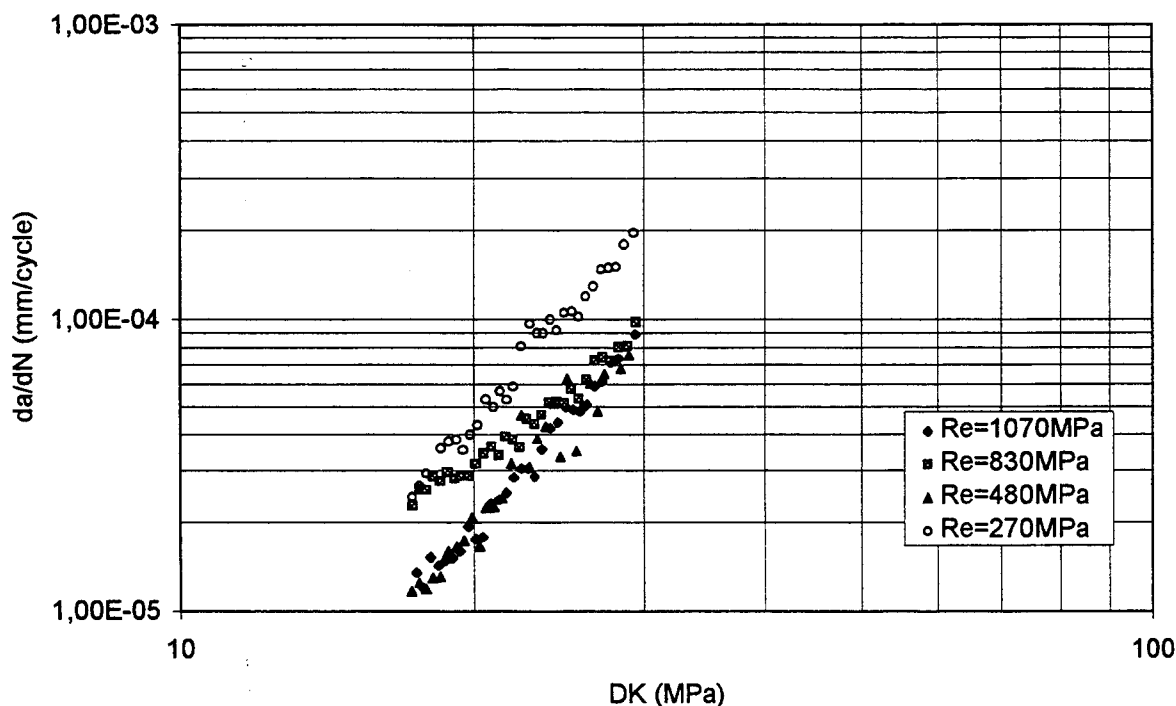


Figure 5b : Evolution de da/dN en fonction du ΔK pour les différentes limites d'élasticité ($R=0,1$). En effet, l'écart entre les valeurs de l'exposant m est très faible (3,85-3,68-3,89), à l'exception de la valeur correspondant à $Re=830$ MPa où $m=2,5$. Le tableau (3b) met en évidence l'expression de la relation de Paris, pour ce rapport de charge, ainsi que les valeurs de la vitesse de fissuration correspondant à $\Delta K=17$ et $30 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Les vitesses de fissuration pour les matériaux à $R_e=270$ MPa et $R_e=830$ MPa sont plus grandes que celle du matériau à $R_e=1070$ MPa. Les courbes des vitesses pour $R_e=1070$ MPa et $R_e=480$ MPa sont superposées.

Re (MPa)	da/dN (loi de Paris)	da/dN ($\Delta K=17\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	da/dN ($\Delta K=30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
1070	$1,92 \times 10^{-10} (\Delta K)^{3,85}$	$13,7 \times 10^{-6} \text{mm/cycle}$	$8,92 \times 10^{-5} \text{mm/cycle}$
830	$1,80 \times 10^{-8} (\Delta K)^{2,50}$	$22,8 \times 10^{-6} \text{mm/cycle}$	$9,80 \times 10^{-5} \text{mm/cycle}$
480	$3,24 \times 10^{-10} (\Delta K)^{3,68}$	$16,7 \times 10^{-6} \text{mm/cycle}$	$7,57 \times 10^{-5} \text{mm/cycle}$
270	$3,90 \times 10^{-10} (\Delta K)^{3,89}$	$24,3 \times 10^{-6} \text{mm/cycle}$	$19,6 \times 10^{-5} \text{mm/cycle}$

Tableau 3b : Vitesse de propagation de fissure à $R=0,1$ pour quatre limites d'élasticité.

La vitesse de propagation de fissure diminue en fonction de la limite d'élasticité, selon l'ordre suivant : $R_e=270$ MPa, 830 MPa, 480 MPa et 1070 MPa. Ainsi, nous constatons que le rapport entre la plus grande valeur et la plus faible des vitesses est égal à 2, pour les 2 valeurs de ΔK (tableau 3b) : $(da/dN)_{(270)}/(da/dN)_{(1070)} = 2$.



IV.2.3. Essais de fissuration avec $R=0,3$

Les essais ont été effectués pour des faibles niveaux de l'amplitude de chargement, $P_{\max}=8,6$ kN et $P_{\min}=2,6$ kN. Le nombre de cycles cumulés est plus élevé que pour les deux rapports de charge étudiés précédemment. Ceci est dû à la valeur de la charge moyenne de sollicitation qui est plus faible, dans ce cas. Par ailleurs, il faut noter ici que les essais à $R=0,3$ ont été toujours réalisés entre la longueur de fissure $a_1=40\text{mm}$ et $a_2=56\text{mm}$ (fig III-10), juste après des essais conduits soit à $R=0,05$ ou $0,1$. Pour ces deux rapports de charge, la valeur finale de K_{\max} est située entre 31 et 33 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, alors que la valeur initiale de K_{\max} pour $R=0,3$ est égale à 20 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ environ. Cela signifie que la valeur de K_{\max} chute de 65% environ, ce qui conduit manifestement un phénomène de retard à la propagation. Cela est dû au fait que la zone plastifiée au début de l'essai à $R=0,3$ est contenue dans une zone plastifiée plus grande créée par K_{\max} de l'essai précédent ($R=0,05$ ou $0,1$).

La figure (5c) illustre la vitesse de fissuration en fonction de ΔK , pour les essais conduits avec $R=0,3$. Cette figure montre que pour des valeurs de ΔK supérieures à 25 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, nous observons une légère différence entre les vitesses de fissuration. Par contre, pour les valeurs de ΔK inférieures à 25 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, nous constatons une différence entre les courbes de la vitesse de fissuration, sauf pour les matériaux de la limite d'élasticité $R_e=270$ MPa et $R_e=830$ MPa.

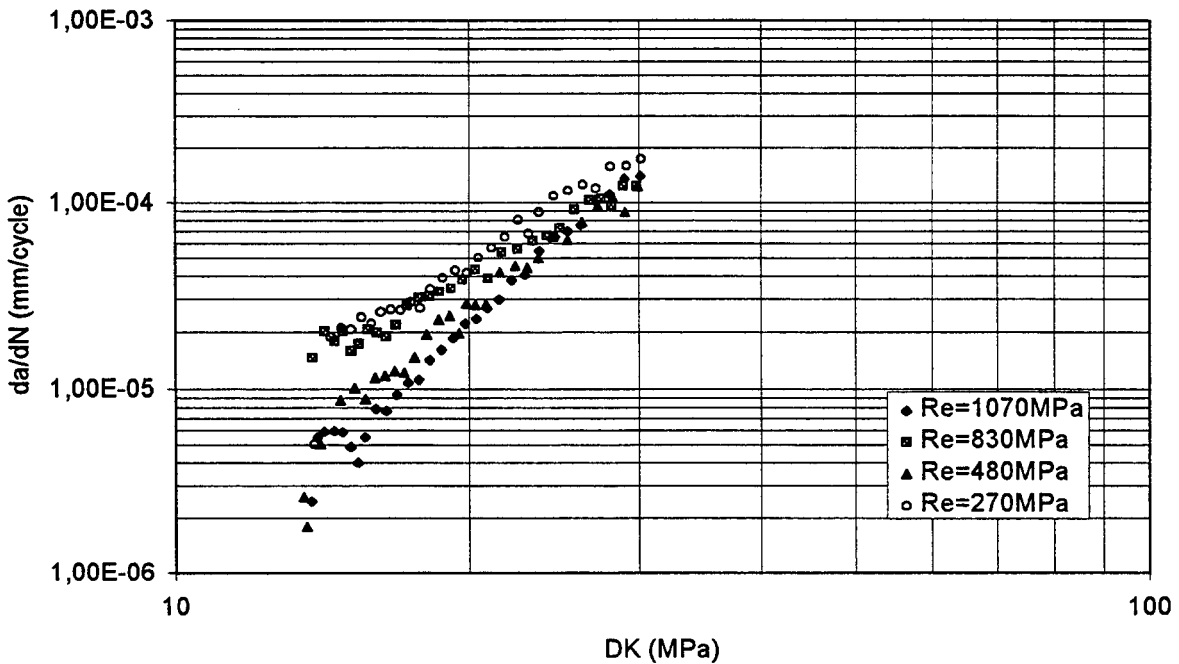


Figure 5c : Evolution de da/dN en fonction du ΔK pour les différentes limites d'élasticité ($R=0,3$).

L'équation de la relation de Paris et la vitesse de fissuration correspondant aux valeurs de $\Delta K=17$ et $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sont données dans le tableau (3c).

Re (MPa)	da/dN (loi de Paris)	da/dN ($\Delta K=17\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	da/dN ($\Delta K=30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
1070	$1,07 \times 10^{-11} (\Delta K)^{4,84}$	$10,9 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$	$1,40 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$
830	$2,08 \times 10^{-9} (\Delta K)^{3,28}$	$27,8 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$	$1,24 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$
480	$4,33 \times 10^{-11} (\Delta K)^{4,43}$	$12,3 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$	$1,22 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$
270	$1,33 \times 10^{-9} (\Delta K)^{3,49}$	$26,3 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$	$1,73 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$

Tableau 3c : Vitesse de propagation de fissure à $R=0,3$ pour quatre limites d'élasticité.

Il est à noter que, pour la valeur $\Delta K=17 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, la vitesse de la propagation de fissure diminue en fonction de la limite d'élasticité selon l'ordre suivant : $Re=270 \text{ MPa}$, 830 MPa , 480 MPa et 1070MPa . Dans ce cas, le rapport entre la plus grande et la plus faible des vitesses est égal à 2,5. Quand ΔK est égal à $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, les vitesses sont légèrement différentes (variant entre $1,2$ et $1,7 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$).

IV.2.4. Essais de fissuration avec $R=0,5$

Les essais ont été réalisés avec un rapport de charge $R=0,5$ avec $P_{\text{max}}=12 \text{ kN}$ et $P_{\text{min}}=6 \text{ kN}$. Pour ce rapport, les essais correspondants à une limite d'élasticité égale à 270 MPa n'ont pas été effectués puisque les conditions recommandées par la norme ASTM ne sont plus respectées (voir chapitre III). La figure (5d) montre l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK . Nous constatons que les courbes « $da/dN-\Delta K$ » sont pratiquement parallèles. Les vitesses

de fissuration pour les matériaux ayant $Re=1070$ MPa et $Re=830$ MPa sont presque confondues. Elles sont plus rapides que celle du matériau de $Re=480$ MPa.

Le tableau (3d) fournit les informations sur la relation de Paris ainsi que les valeurs de la vitesse de fissuration correspondant à $\Delta K=17$ et 30 MPa \sqrt{m} . Nous constatons que les valeurs des vitesses sont presque identiques, pour $\Delta K=30$ MPa \sqrt{m} quelle que soit la valeur de la limite d'élasticité. Pour $\Delta K=17$ MPa \sqrt{m} , les vitesses à $Re=830$ et 1070 MPa sont du même ordre de grandeur, tandis que pour $Re=480$ MPa la vitesse diminue d'un facteur égal presque à 2.

Re (MPa)	da/dN (loi de Paris)	da/dN ($\Delta K=17$ MPa \sqrt{m})	da/dN ($\Delta K=30$ MPa \sqrt{m})
1070	$1,39 \times 10^{-8} (\Delta K)^{2,76}$	$3,47 \times 10^{-5}$ mm/cycle	$1,54 \times 10^{-4}$ mm/cycle
830	$7,59 \times 10^{-9} (\Delta K)^{2,97}$	$3,69 \times 10^{-5}$ mm/cycle	$1,65 \times 10^{-4}$ mm/cycle
480	$1,64 \times 10^{-9} (\Delta K)^{3,33}$	$1,80 \times 10^{-5}$ mm/cycle	$1,54 \times 10^{-4}$ mm/cycle

Tableau 3d. Vitesse de propagation de fissure à $R=0,5$ pour trois limites d'élasticité.

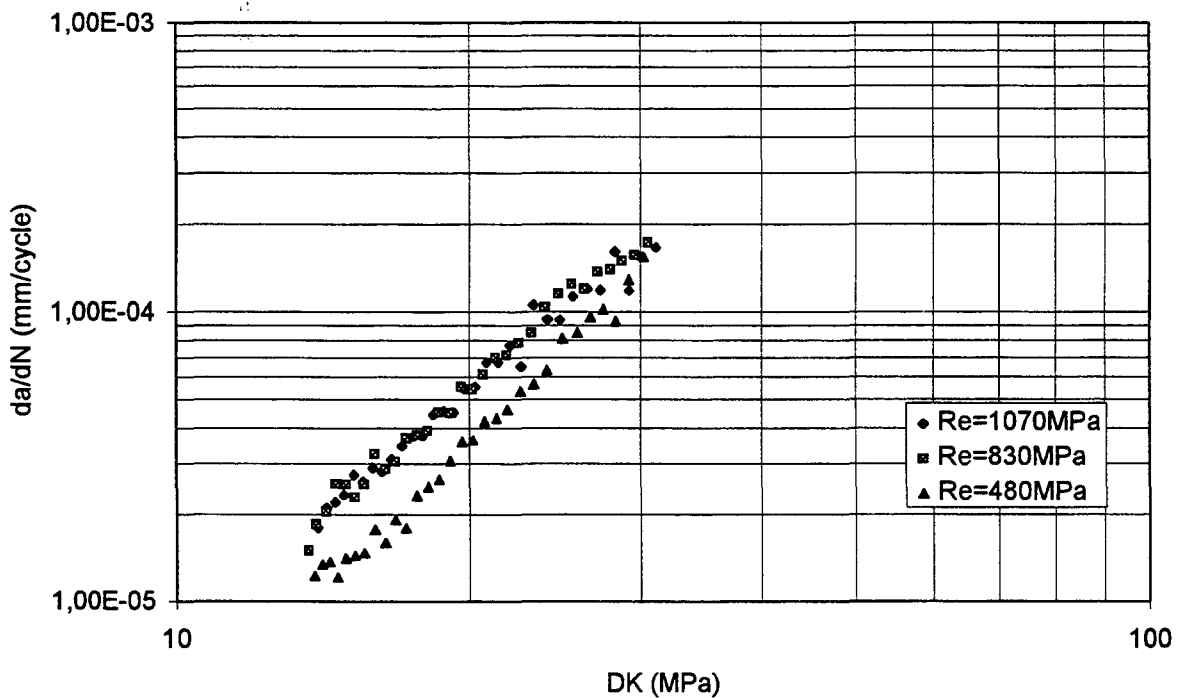


Figure 5d : Evolution de da/dN en fonction du ΔK pour les différentes limites d'élasticité ($R=0,5$),

VI.2.5. Influence du rapport de charge R sur la vitesse de fissuration

Dans la littérature, l'influence du rapport de charge sur la vitesse de fissuration a largement été mis en évidence. Les figures (6a-b-c-d) montrent l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte pour différents rapports de charge R et pour la même limite d'élasticité. Nous pouvons constater qu'une augmentation du rapport de charge R, à la valeur de ΔK donnée, entraîne une élévation de la vitesse de fissuration.

L'effet du rapport de charge est très important, la figure (6a) montre que la vitesse de fissuration à $R=0,5$ est environ 5 fois plus grande qu'à $R=0,05$ pendant la propagation de la fissure pour $Re=1070$ MPa. A cause de la fermeture de fissure qui se traduit par une diminution de la vitesse de fissuration à $R=0,05$.

Sur les figures 6b et 6c, nous pouvons constater que les courbes da/dN en fonction de ΔK sont presque parallèles et la variation de R consiste en une simple translation des courbes. La vitesse de fissuration à $R=0,5$ est environ 2,5 fois plus grande qu'à $R=0,05$ pendant la fissuration par fatigue.

Un comportement similaire est observé dans la figure 6d, les évolutions bilogarithmiques de la vitesse de fissuration avec le facteur d'intensité de contrainte pour les trois rapports de charge effectués. Dans ce cas, la vitesse de fissuration augmente avec le rapport de charge, mais ceci n'est pas très visible, toutes les courbes sont situées dans la même bande de dispersion.

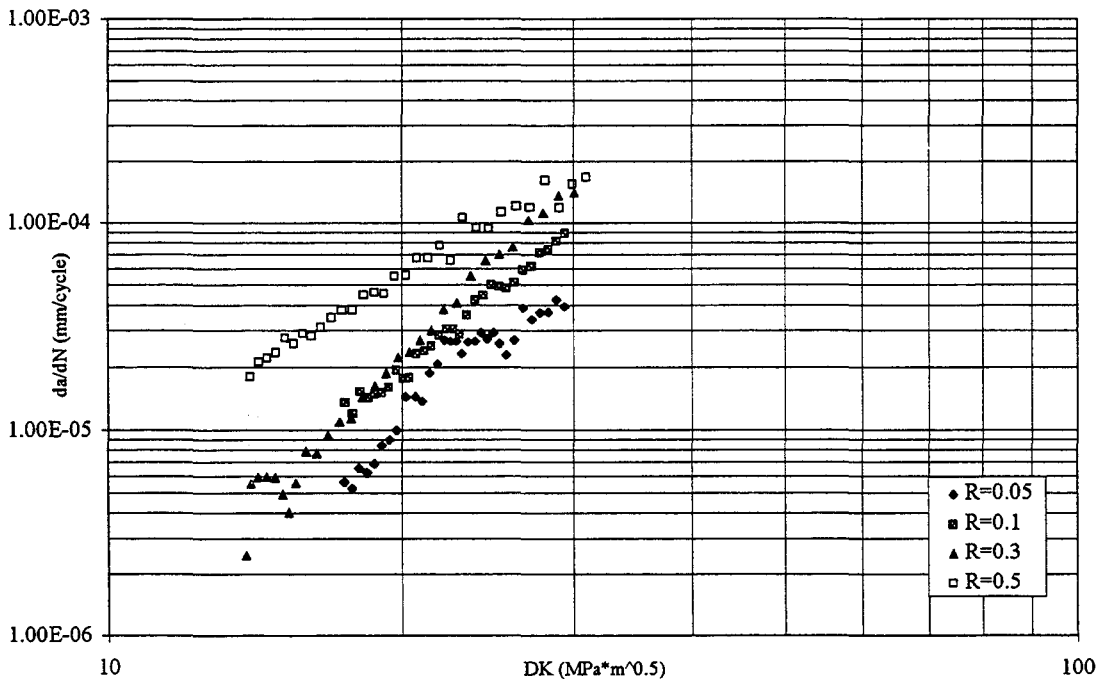


Figure 6a : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction du ΔK , pour différents rapports de charge ($Re=1070$ MPa).

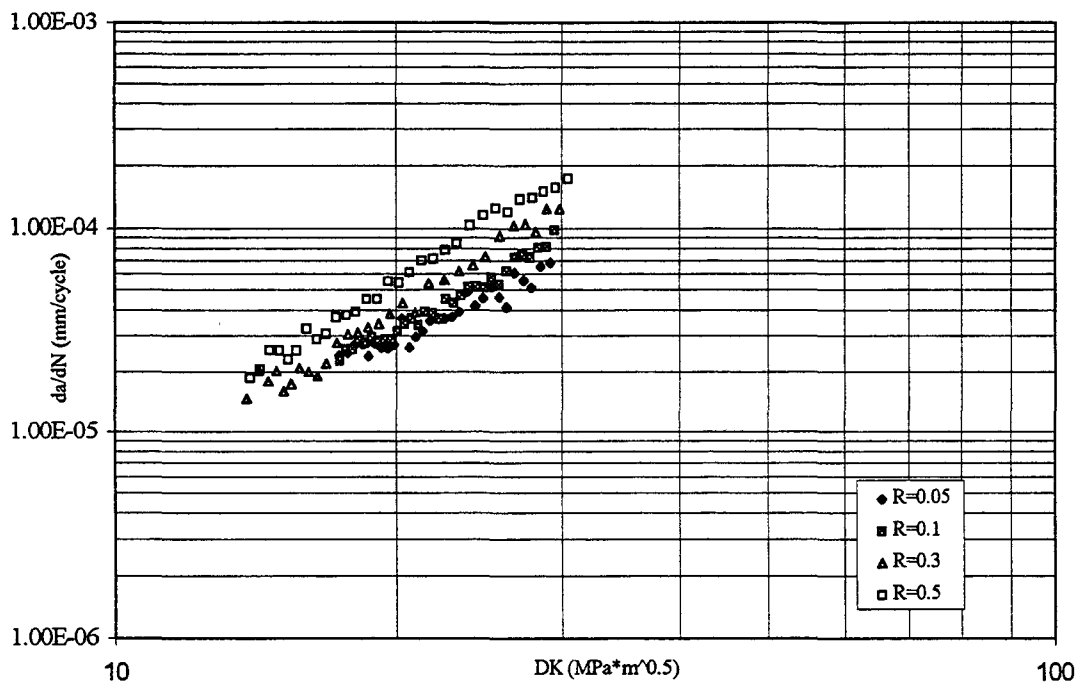


Figure 6b : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction du ΔK , pour différents rapports de charge ($Re=830$ MPa).

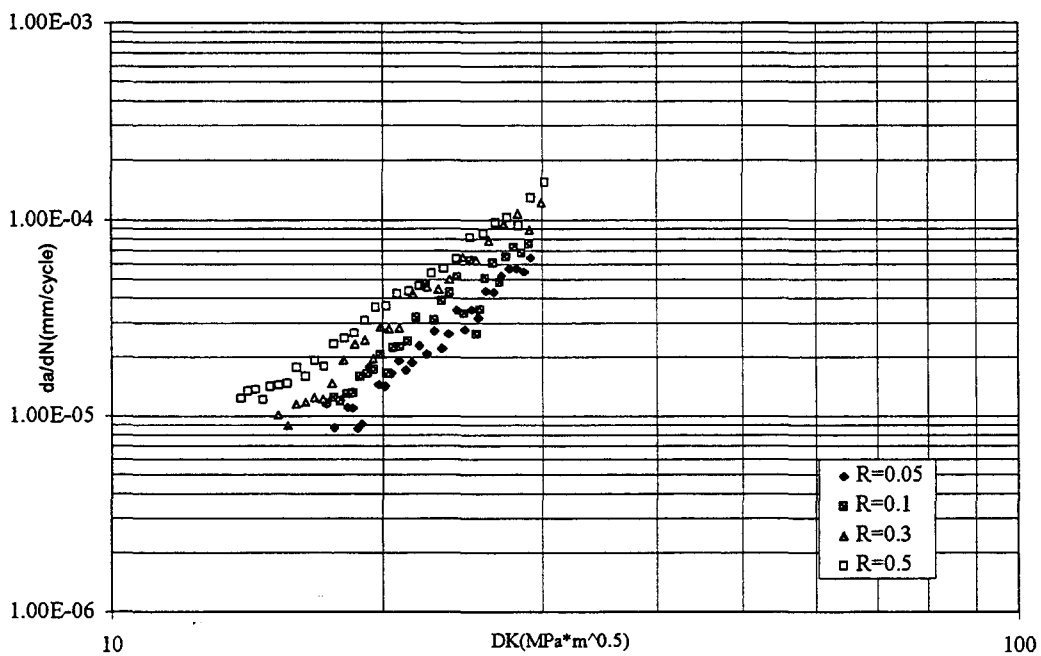


Figure 6c : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction du ΔK , pour différents rapports de charge ($Re=480$ MPa).

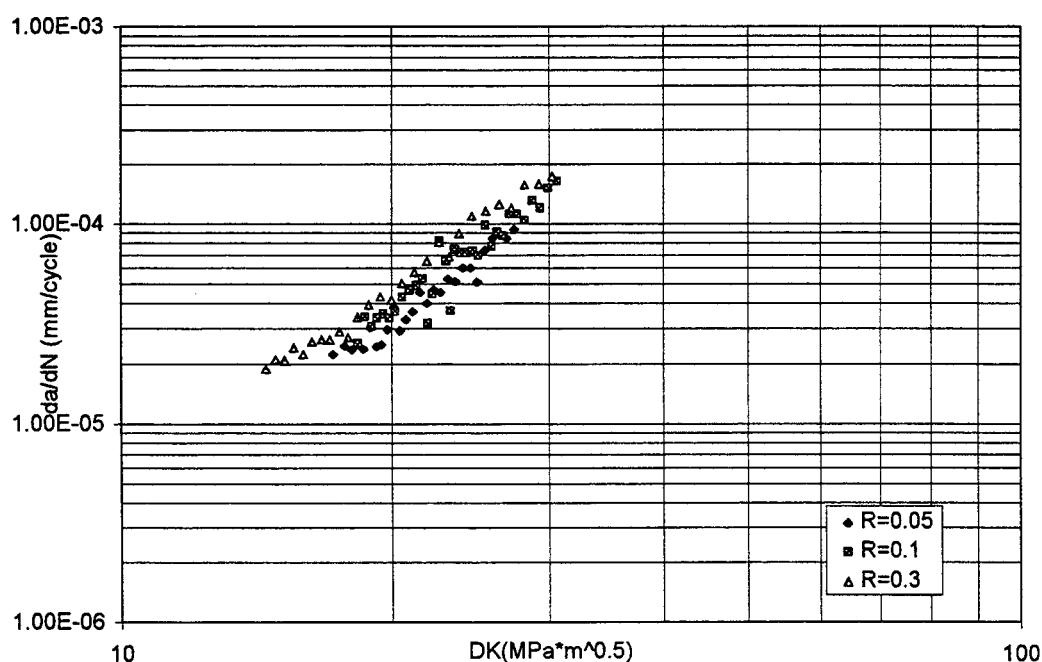


Figure 6d : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction du ΔK , pour différents rapports de charge ($Re=270$ MPa).

IV.2.6. Discussion

Deux points ressortent de l'analyse précédent :

- Influence de la limite d'élasticité Re sur la vitesse de fissuration :

Les courbes de fissuration présentées par « $\log(da/dN)-\log(\Delta K)$ » montrent un comportement linéaire. Elles peuvent être représentées par une simple droite en accord avec la relation de Paris et Erdogan. La limite d'élasticité Re n'a pas une influence sur la vitesse de propagation puisqu'aucune tendance n'a été constatée. Néanmoins, nous pouvons seulement souligner que la vitesse de propagation pour $Re=270$ MPa est toujours supérieure à celle observée pour $Re=1070$ MPa.

- Influence du rapport de charge R sur la vitesse de fissuration :

L'effet du rapport de charge est très important. Si on compare les résultats de fissuration pour différents rapports de charge R , nous pouvons constater, d'une façon générale, une augmentation de la vitesse de fissuration quand le rapport de charge augmente, dans tout le domaine de vitesse étudié.

IV.3. Analyse des corrélations entre m et C de la relation de Paris

IV. 3.1. Détermination des paramètres C et m.

Dans cette partie, nous avons analysé les résultats expérimentaux en établissant la relation de Paris pour chaque essai. Le tableau (4) fournit les valeurs du paramètre C et de l'exposant m, dans deux cas de figure : $17 \leq \Delta K \leq 24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $17 \leq \Delta K \leq 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Traitement thermique	Rapport de Charge R	$\Delta K=17-30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$			$\Delta K=17-24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$			
		m	C	R*	m	C	R*	
TT1 Re=1070 MPa	0,05	3,99	7,24E-11	0,89	5,83	2,88E-13	0,95	
		5,19	2,29E-12	0,94	5,35	1,55E-12	0,93	
	0,1	3,85	1,92E-10	0,99	3,88	1,74E-10	0,96	
		5,52	5,46E-13	0,97	6,54	2,57E-14	0,97	
	0,3	4,84	1,07E-11	0,98	5,11	5,04E-12	0,99	
		4,71	2,85E-11	0,86	4,24	1,62E-10	0,83	
	0,5	2,76	1,39E-8	0,98	2,78	1,33E-8	0,97	
		2,61	2,16E-8	0,99	2,54	2,78E-8	0,96	
	TT2 Re=830 MPa	0,05	2,72	8,64E-9	0,97	2,59	1,24E-8	0,92
			1,98	8,00E-8	0,91	1,86	1,12E-7	0,79
0,1		2,98	3,98E-9	0,98	2,72	8,51E-9	0,95	
		2,50	1,80E-8	0,97	2,25	3,80E-8	0,93	
0,3		2,83	8,40E-9	0,95	2,81	8,17E-9	0,96	
		3,28	2,08E-9	0,82	2,70	1,25E-8	0,95	
0,5		2,97	7,59E-9	0,99	3,24	3,36E-9	0,99	
		2,62	1,99E-8	0,98	3,14	4,01E-9	0,94	
TT3 Re=480 MPa		0,05	3,68	2,45E-10	0,97	4,10	6,78E-11	0,95
			3,76	1,95E-10	0,95	3,79	2,66E-10	0,84
	0,1	3,68	3,24E-10	0,90	4,80	1,12E-11	0,93	
		3,93	2,14E-10	0,99	4,04	1,49E-10	0,98	
	0,3	4,43	4,33E-11	0,94	3,86	2,63E-10	0,92	
		3,28	2,86E-9	0,99	3,47	1,58E-9	0,98	
	0,5	3,33	1,64E-9	0,99	3,22	2,26E-9	0,99	
		3,26	2,13E-9	0,91	3,05	4,02E-9	0,87	
	TT4 Re=270 MPa	0,05	3,71	4,79E-10	0,91	3,12	2,75E-9	0,88
			3,88	3,77E-10	0,99	4,04	2,29E-10	0,97
0,1		3,89	3,90E-10	0,98	4,28	1,19E-10	0,95	
		4,70	2,03E-11	0,80	3,24	2,32E-9	0,93	
0,3		3,49	1,33E-9	0,93	3,87	4,18E-10	0,96	
		3,19	4,56E-9	0,88	3,50	1,75E-9	0,93	

Tableau 4 : Les paramètres m et C de la relation de Paris, pour tous les essais.

Ce tableau met en évidence le fait que les valeurs des paramètres C et m dépendent de l'intervalle de ΔK choisi. Cette remarque pose le problème lié à la définition exacte du stade II de propagation, stade d'application de la relation de Paris. En effet, cette définition reste à l'appréciation de l'utilisateur. Les travaux récents de R.W. Hertzberg [3] montrent que la détermination des valeurs de C et m est conditionnée par le choix de l'intervalle de calcul. Cette constatation doit être prise en considération à chaque fois qu'il est question d'utiliser ces valeurs dans le cadre d'une modélisation, par exemple.

IV.3.2. Corrélation entre les paramètres C et m.

Pour chaque traitement thermique, nous avons tracé les courbes $\log C$ en fonction de m et nous avons tenté de vérifier les équations entre ces 2 paramètres. Nous rappelons ci-dessous ces corrélations qui ont été discutées au chapitre I :

$$\log C = a + bm \quad a \text{ et } b < 0 \quad (1)$$

avec a : l'ordonnée à l'origine.
b : la pente de la droite de régression.

$$\text{ou} \quad C = \frac{A}{B^m} \quad \text{avec} \quad A = 10^a = \left(\frac{da}{dN} \right)_p \quad B = 10^{-b} = \Delta K_p \quad (2)$$

$\left(\left(\frac{da}{dN} \right)_p \text{ (mm / cycle)}, \Delta K_p \text{ (MPa}\sqrt{\text{m}}) \right)$: Coordonnées du point pivot.

Les figures (7a-b-c-d) illustrent l'évolution de $\log C$ en fonction de l'exposant m, pour les différents traitements étudiés et pour ΔK variant entre 17 et 30 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Ces courbes mettent en évidence la dispersion expérimentale constatée au niveau des essais de fatigue : pour une même valeur du rapport R, les valeurs de C et m sont différentes pour les rapports de charge $R=0,3$ et $0,5$, la dispersion est faible, elle est plus importante pour $R=0,1$, puisque l'exposant m varie d'un facteur 1,44.

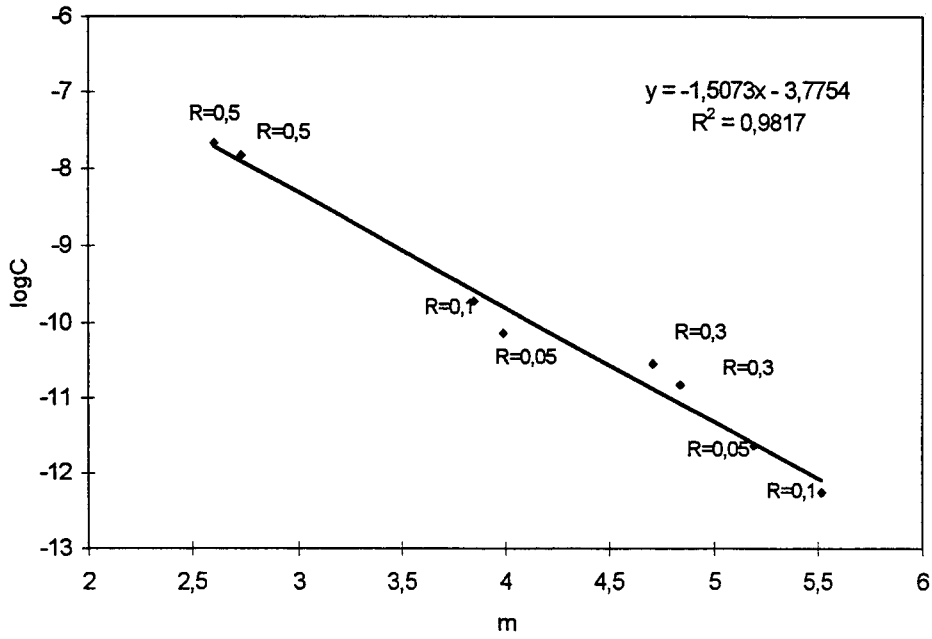


Figure 7a : $\log C$ en fonction de m , (pour $Re=1070$ MPa).

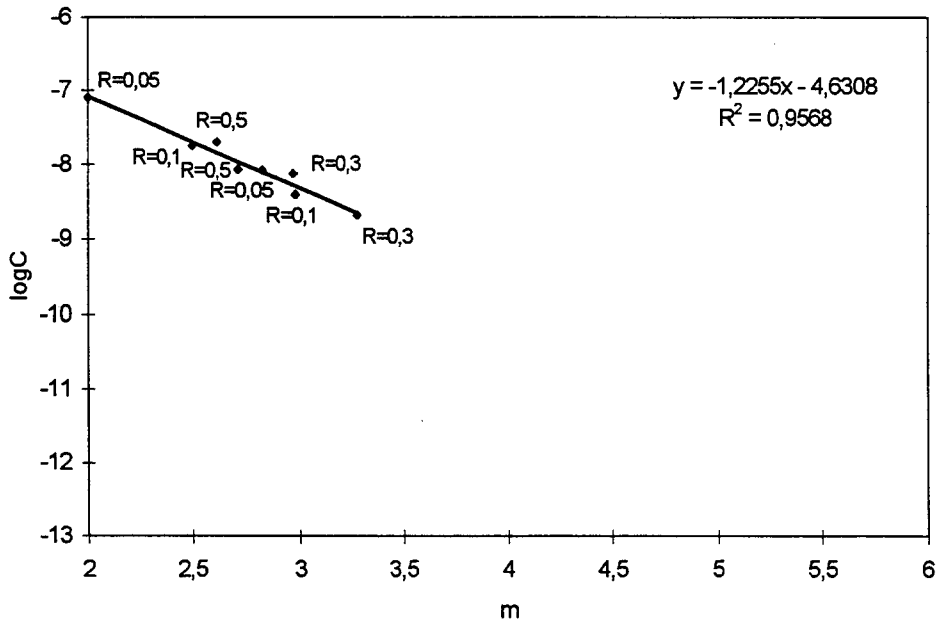


Figure 7b : $\log C$ en fonction de m , (pour $Re=830$ MPa).

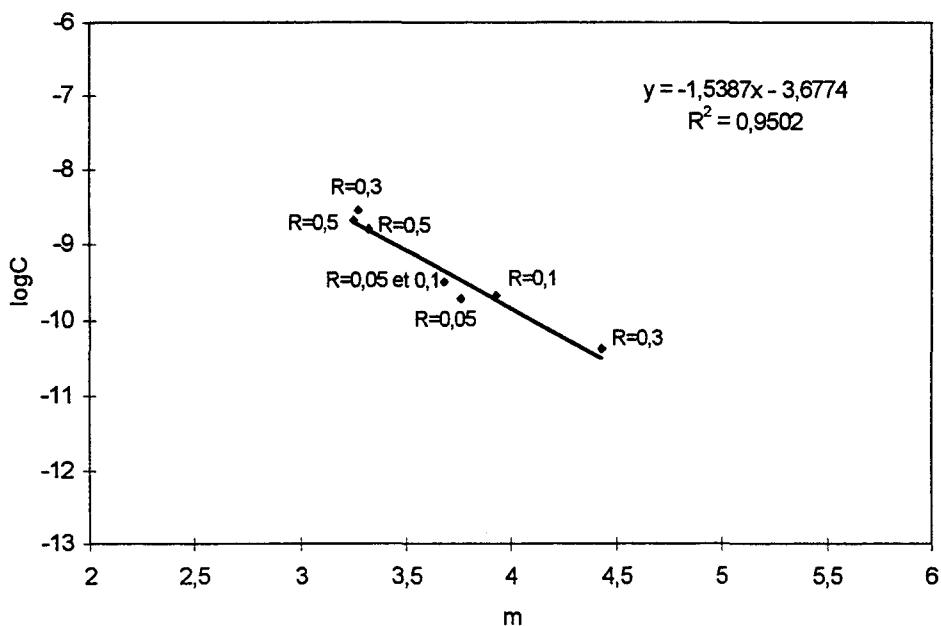


Figure 7c : $\log C$ en fonction de m , (pour $Re=480$ MPa).

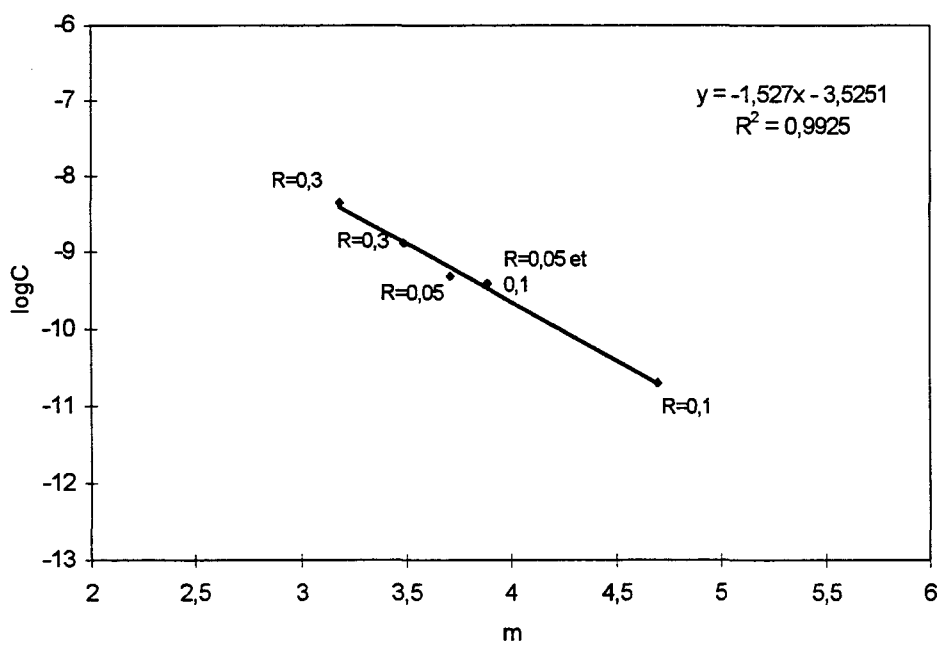


Figure 7d : $\log C$ en fonction de m , (pour $Re=270$ MPa).

Ces graphiques montrent que lorsque la valeur de m augmente celle de $\log C$ diminue ; l'évolution se fait alors d'une façon linéaire. Tous les points expérimentaux sont situés sur une même droite qui vérifie la relation (1)[4,5].

Il existe une bonne corrélation entre m et $\log C$. Le tableau (5) montre que dans le cas des traitements TT1, TT3 et TT4 les valeurs de a et b sont du même ordre, ce qui signifie que ces trois traitements ne présentent pas de différence entre leur comportement en fatigue selon les valeurs déterminées par la relation de Paris. Nous constatons que seul le traitement TT2 ($Re=830$ MPa) présente une différence au niveau des valeurs de a et b .

la limite d'élasticité Re (MPa)	a	b	le coefficient de détermination R*
1070	-3,78	-1,51	0,98
830	-4,63	-1,22	0,97
480	-3,68	-1,54	0,95
270	-3,53	-1,53	0,99

Tableau 5. Evolution des coefficients a et b ($\log C=a+bm$) selon les différents traitements thermiques.

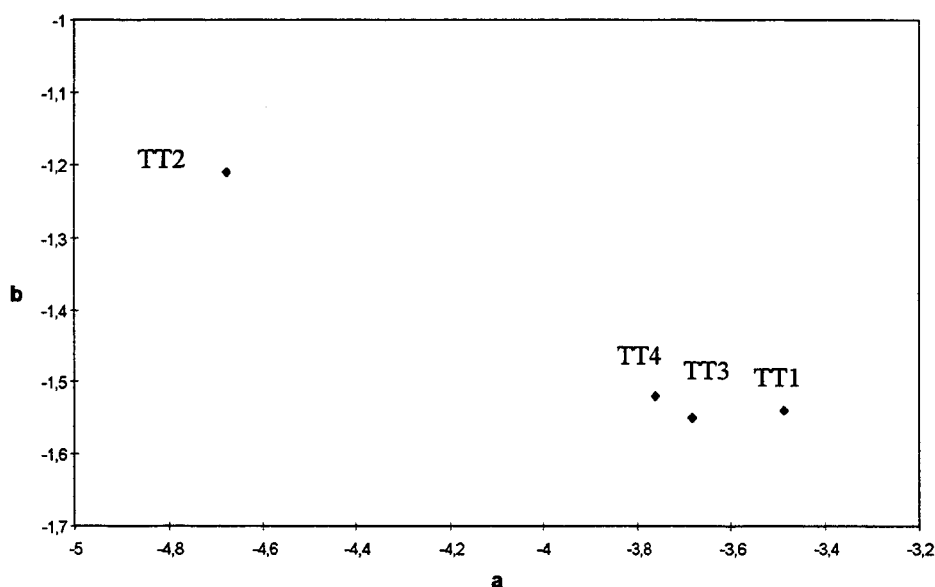


Figure 8 : Evolution de b en fonction de a ($\log C=a+bm$), pour les différentes limites d'élasticité.

La figure (8), illustrant l'évolution du coefficient a en fonction de b , montre que la corrélation entre ces deux paramètres est loin d'être vérifiée, mais si nous mettons ces résultats sur la figure 31 (chapitre I), nous pouvons constater que les points sont situés en même droite, ils sont en accord avec les autres points expérimentaux.

IV.3.3. Intérêt de la corrélation entre C et m.

La figure 9 présente l'ensemble des résultats pour les quatre traitements thermiques et les quatre rapports de charge. On retrouve une relation linéaire entre $\log C$ et m . Cette corrélation est donnée par :

$$\log C = -3,94 - 1,46m \quad R^* = 0,98$$

ou bien
$$C = \frac{1,15 \times 10^{-4}}{(28,84)^m} \quad 1,98 \leq m \leq 5,52$$

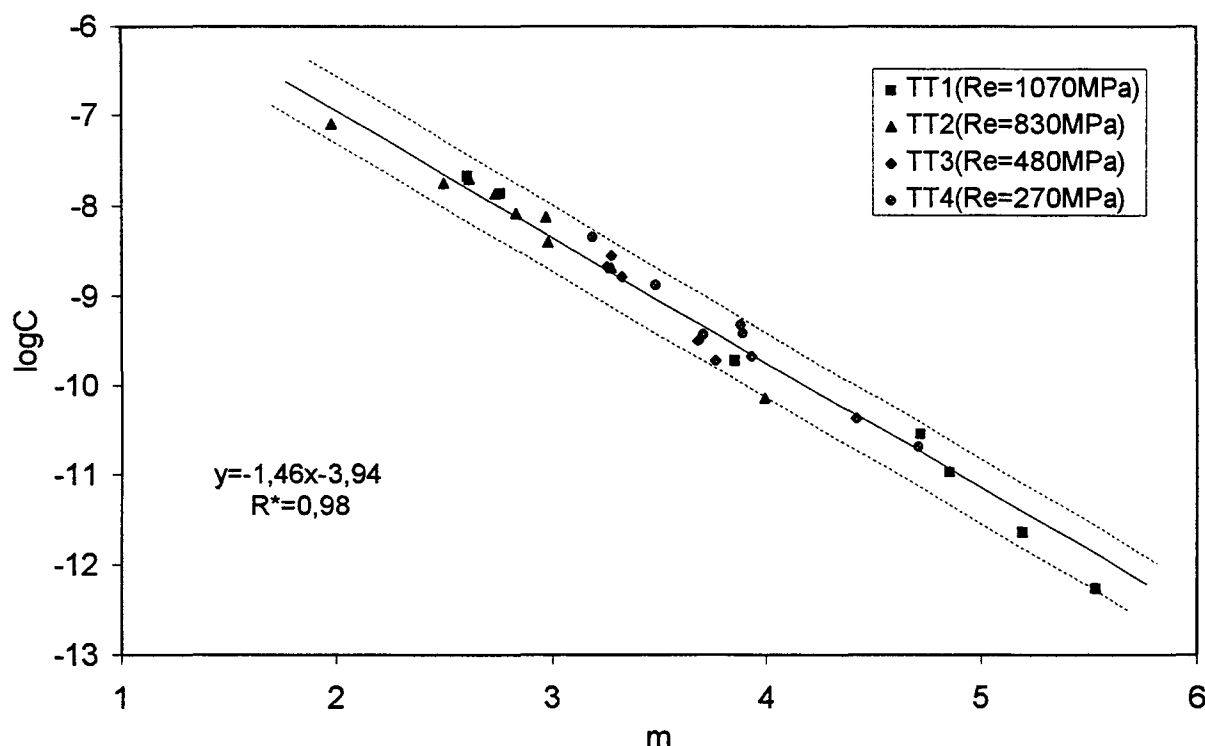


Figure 9 : $\log C$ en fonction de m , pour les différentes limites d'élasticité.

L'existence d'une corrélation linéaire entre $\log C$ et m est confirmée par nos travaux ainsi que par ceux issues de la littérature..

La figure 10 est un exemple qui illustre ce propos. Il s'agit d'analyser l'évolution de $\log C$ en fonction de m dans le cas d'un acier de construction dont la limite d'élasticité est égale à 290 ± 10 MPa. Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes du type CT ($B=8$ mm, $W=32$ mm) et conduits sous charge d'amplitude constante ($\Delta P=3400$ N). L'expérience a été menée en utilisant 2 rapports de charge $R=0,1$ et $0,3$ et une fréquence égale à 5 Hz. Ces essais ont été effectués à l'Institut de Soudure et des Essais des Matériaux à Timisoara en Roumanie (1994). Nos résultats sont v situés aussi sur la même bande de dispersion.

Ce constat montre que tous les points (C , m) passent par la même droite et ceci quels que soient le traitement et le rapport de charge. Cela signifie que ce type de représentation permet essentiellement de valider les résultats expérimentaux. On peut considérer alors que tout point ($\log C$, m) s'éloignant de cette droite peut signifier que :

- l'essai n'est pas valide.
- il y a une erreur d'unités, quand il s'agit d'utiliser des données de la littérature,
- tout simplement une erreur peut être commise dans les tableaux de valeurs publiés.

En tout cas, la validation a été confirmée d'une façon claire au vue de toutes les données analysées dans le cadre de ce travail.

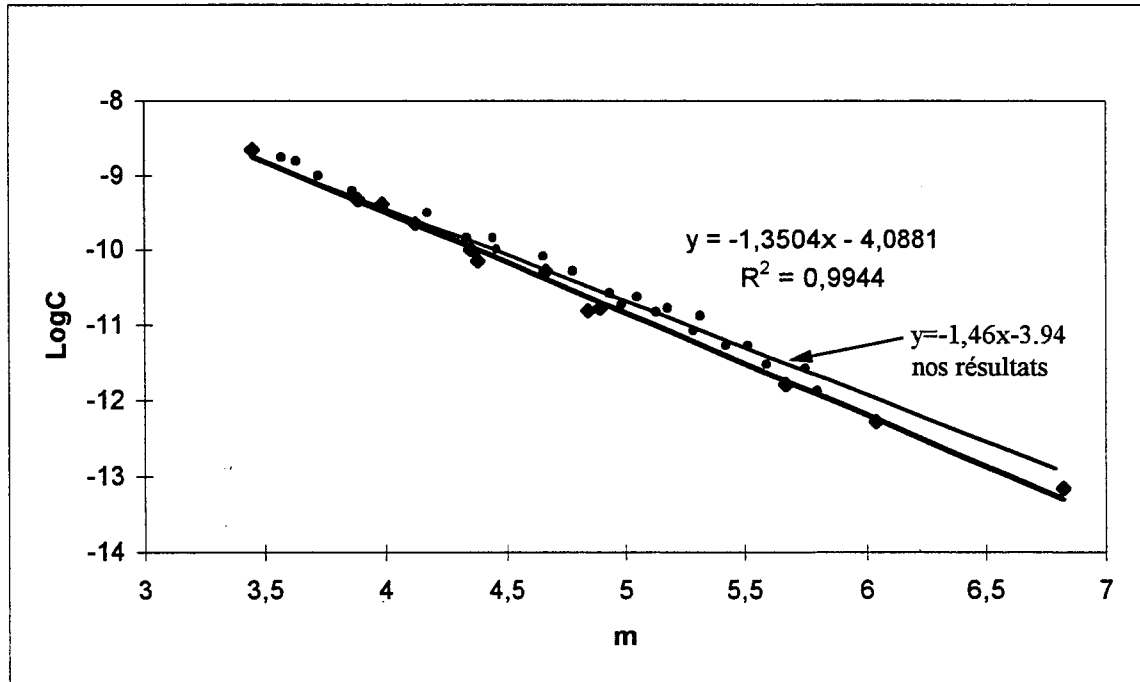


Figure 10 : $\log C$ en fonction de m ,
Résultats expérimentaux réalisés à l'ISIM (Timisoara, Roumanie 1994).

La figure (11) montre les résultats d'une large étude menée par Clark et al. [1], dans le cas d'un acier 10Ni-8Co-1Mo. Cette étude a été l'aboutissement de plusieurs travaux expérimentaux réalisés dans 15 laboratoires différents, en utilisant des géométries d'éprouvettes et des méthodes de dépouillements différentes. Les auteurs ont constaté qu'il existe une relation linéaire entre $\log C$ et m et que tous les points sont situés sur la même bande de dispersion, sauf 6 points, issus de 2 laboratoires (fig.11). D'après les auteurs ceci est essentiellement dû au fait que les 6 essais ont été entachés d'erreurs sans préciser lesquelles.

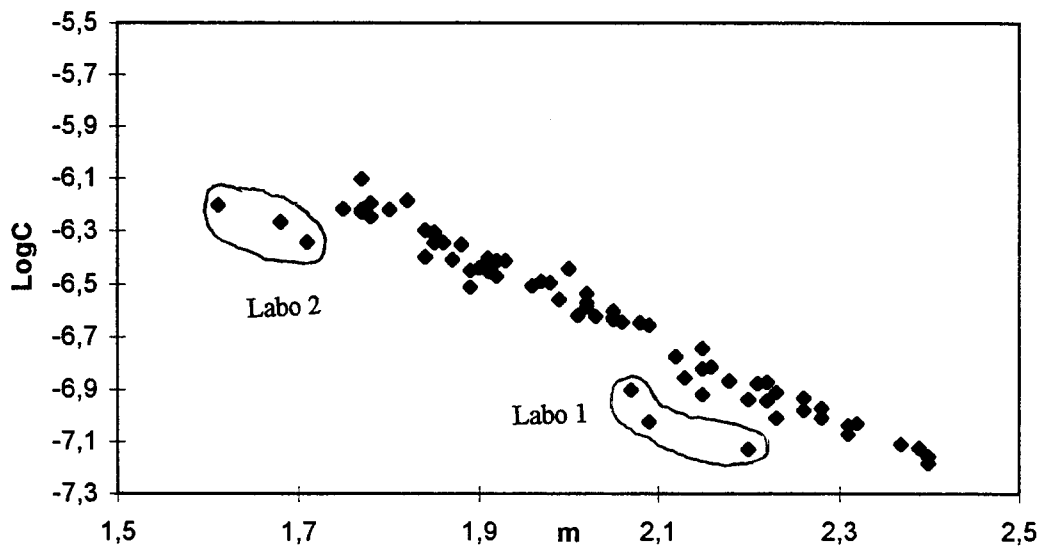


Figure 11 : Evolution de $\log C$ en fonction de m , selon Clark et Hudak [1].

La figure (12) montre les résultats de Yokobori [6] qui a effectué des essais de fissuration en fatigue pour différents matériaux. Sur cette figure, représentant l'évolution de $\log C$ en fonction de m , nous constatons que tous les points sont situés sur la même droite, sauf un seul. Ceci peut s'expliquer soit par une erreur au niveau de la valeur de C commise lors de la rédaction de l'article, soit par une erreur expérimentale au niveau de l'estimation de C et m .

Ce constat a été vérifié à plusieurs reprises lors de l'exploitation des résultats issus de la littérature : non cohérence des unités, erreurs commises lors de la conversion des unités. Cette remarque montre un intérêt important de la représentation des résultats sous la forme de $\log C$ en fonction de m .

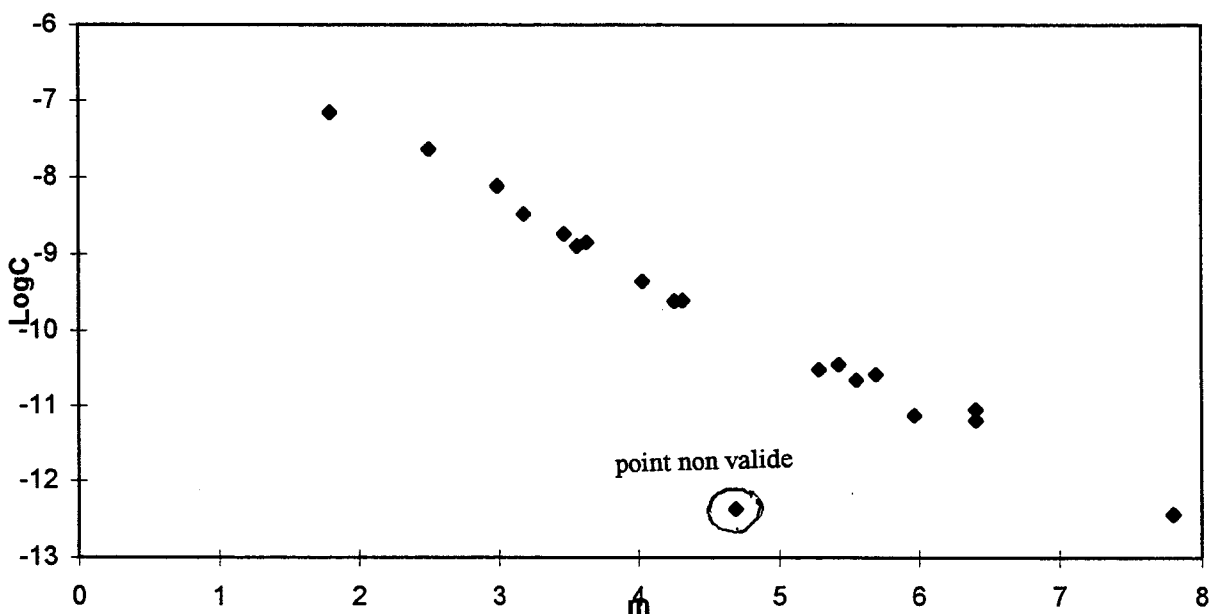


Figure 12 : Evolution de $\log C$ en fonction de m , selon Yokobori [6].

Tous les résultats issus de la littérature (voir chapitre I) confirment cette tendance. En particulier, on peut constater que pour une large gamme d'aciers on trouve presque les mêmes valeurs :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_p = A \approx 10^{-4} \text{ mm / cycle}$$

$$\Delta K_p = B \approx 28 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

Le tableau (1) (voir chapitre I), présentant les résultats d'une large étude bibliographique, confirme cette constatation.

Plusieurs auteurs ont indiqué la même relation pour différents aciers. Baus et al. [7] ont montré une relation pour des aciers à haute limite d'élasticité :

$$C = \frac{10^{-4}}{(22)^m} \quad \text{pour } 16 \leq \Delta K \leq 28 \text{ MPa}\sqrt{m}$$

Gurney [8] a proposé une relation pour différents aciers.

$$C = \frac{1,35 \times 10^{-4}}{(28,18)^m} \quad \text{Pour } 1,8 \leq m \leq 4$$

IV.3.4. Détermination du point pivot

Le point M de convergence, défini par $(\Delta K_p, (da/dN)_p)$ dans le graphe $\log(da/dN)$ en fonction de $\log \Delta K$, représente le point d'intersection appelé « point pivot ». Ce point existe toujours à chaque fois que la relation (1) entre $\log C$ et m est vérifiée.

La relation de Paris peut s'écrire alors sous la forme suivante :

$$da/dN = (da/dN)_p (\Delta K / \Delta K_p)^m \quad (3)$$

A partir de la relation (2), nous avons obtenu les valeurs de ΔK_p et $(da/dN)_p$ correspondant aux différents cas étudiés :

$\Delta K_p = 33,11 \text{ MPa}$	$(da/dN)_p = 1,74 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$	Pour $Re = 1070 \text{ MPa}$
$\Delta K_p = 16,21 \text{ MPa}$	$(da/dN)_p = 2,10 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$	Pour $Re = 830 \text{ MPa}$
$\Delta K_p = 35,42 \text{ MPa}$	$(da/dN)_p = 2,40 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$	Pour $Re = 480 \text{ MPa}$
$\Delta K_p = 34,67 \text{ MPa}$	$(da/dN)_p = 3,24 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$	Pour $Re = 270 \text{ MPa}$

Les figures (13) montrent que le point pivot pour chaque traitement thermique du matériau, est presque le même, sauf pour la limite d'élasticité $Re=830$ MPa. Dans ce cas, les valeurs de ΔK_p et de $(da/dN)_p$ sont faibles, cela peut être dû au coefficient d'écroutissage qui est plus faible par rapport aux valeurs obtenues pour les autres traitements thermiques. Mais, cela peut être dû tout simplement à l'insuffisance du nombre de points utilisés lors de la régression linéaire.

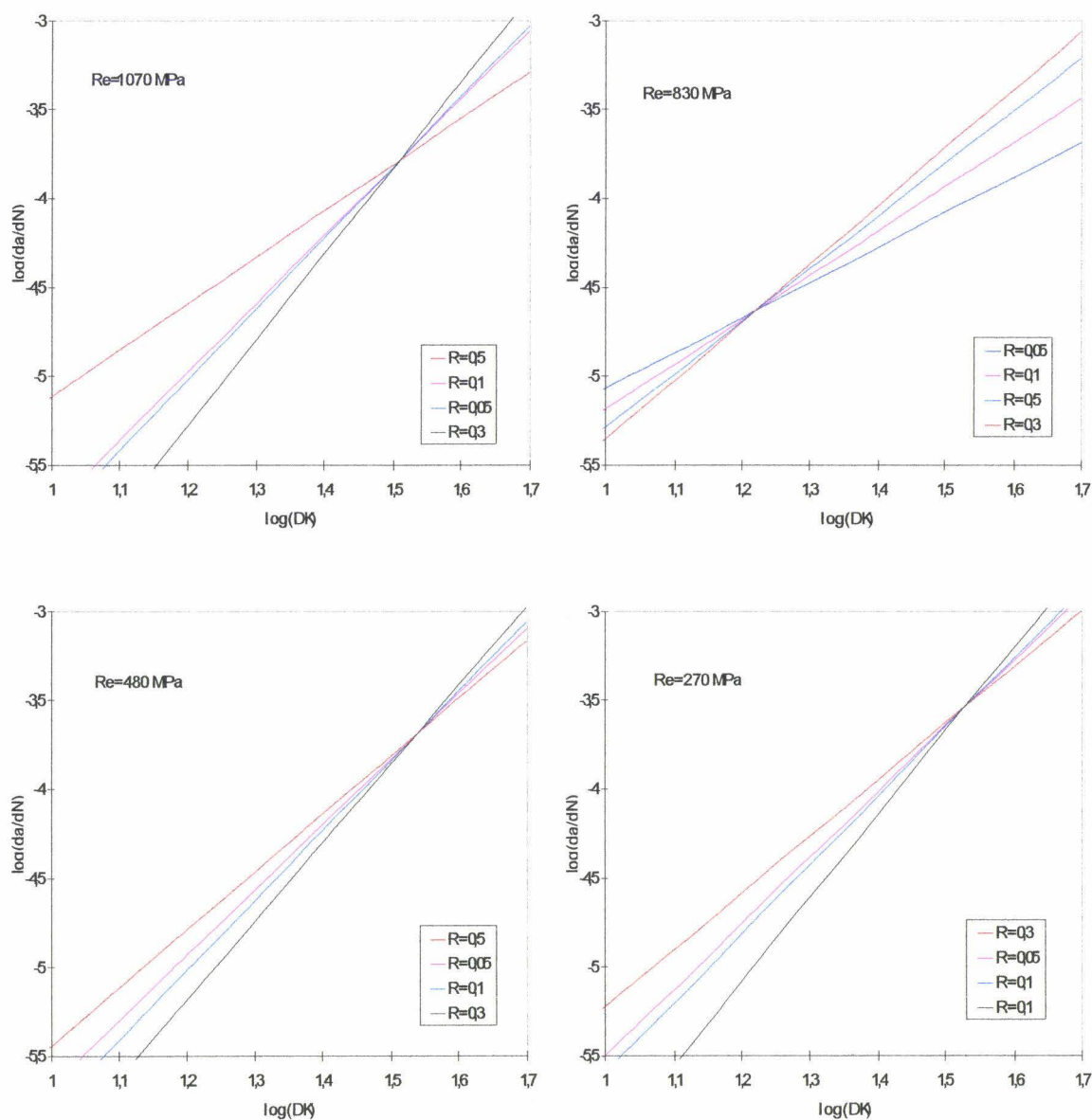


Figure 13 : Evolution de $\log(da/dN)$ en fonction de $\log(\Delta K)$, pour les différents traitements thermiques.

Nous avons recherché dans la bibliographie et calculé des point pivots pour divers matériaux. Pour plusieurs nuances d'aciers, nous avons répertorié 130 couples de valeurs de m et C . La figure 14 montre l'évolution de $\log C$ en fonction de m , en regroupant ces valeurs avec celles obtenues dans le cadre de notre étude. Cette figure montre que tous les couples de valeurs ' $\log C - m$ ' sont situés dans la même bande de dispersion. La droite de régression pour toutes ces valeurs est donnée par :

$$\log C = -4,07 - 1,33m \qquad 1,4 \leq m \leq 6,62 \qquad R^*=0,91$$

Selon notre étude expérimentale, la relation linéaire entre logC et m est donnée par :

$$\log C = -3,94 - 1,46m \quad 1,98 \leq m \leq 5,52 \quad R^*=0,98$$

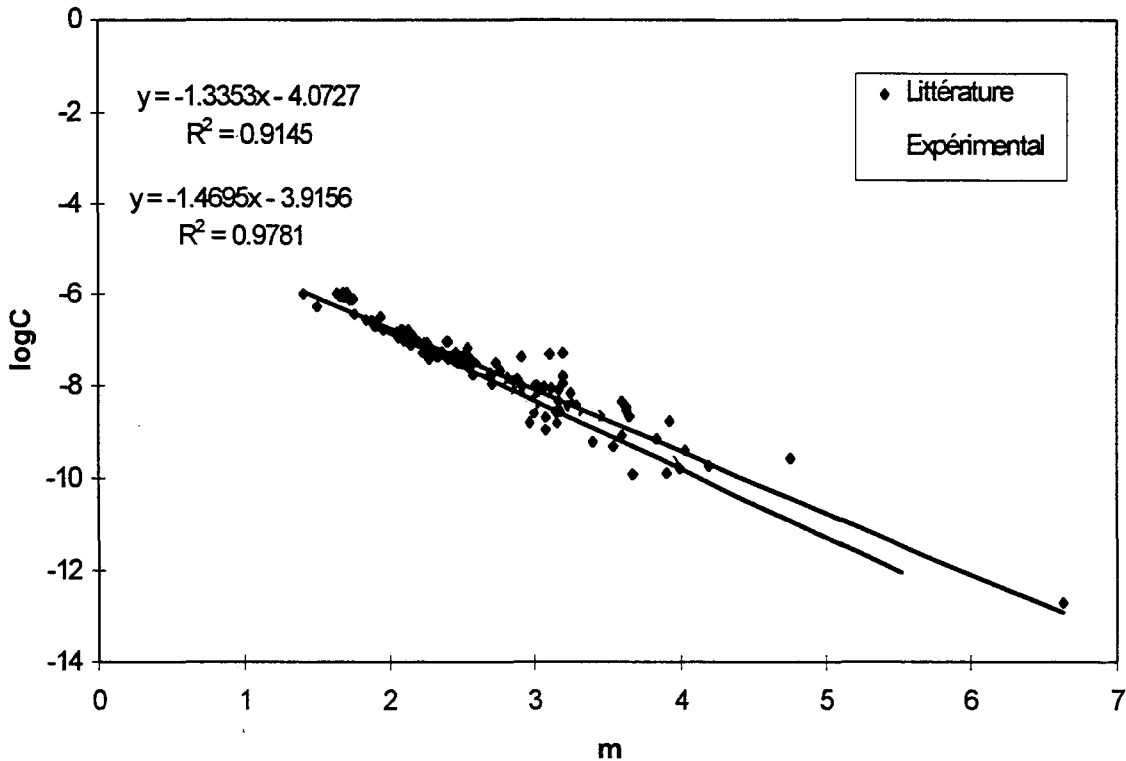


Figure 14 : Evolution de logC en fonction de m. Comparaison avec les résultats de la littérature.

Au vue de tous ces résultats, nous pouvons considérer que globalement il existe un intervalle de valeurs de $(da/dN)_p$ et de $(\Delta K)_p$, dans le cas des aciers. Nous pouvons alors considérer les valeurs suivantes :

pour les aciers :

$$2 \times 10^{-5} \text{ mm / cycle} \leq \left(\frac{da}{dN} \right)_p \leq 2,51 \times 10^{-4} \text{ mm / cycle}$$

$$15\text{MPa}\sqrt{\text{m}} \leq \Delta K_p \leq 35\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$$

pour nos essais :

$$2,1 \times 10^{-5} \text{ mm / cycle} \leq \left(\frac{da}{dN} \right)_p \leq 3,24 \times 10^{-5} \text{ mm / cycle}$$

$$16,21\text{MPa}\sqrt{\text{m}} \leq \Delta K_p \leq 35,42\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$$

IV. 3.5. Influence de la variabilité des paramètres C et m sur la prédiction de la durée de vie

L'évaluation des valeurs des paramètres C et m de la relation de Paris-Erdogan permet essentiellement la prédiction de la durée de vie d'une structure. Cette durée de vie est estimée par intégration de la relation $da/dN=C(\Delta K)^m$, et définie par le nombre de cycles cumulés N_c :

$$N_c = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{c(\Delta K)^m} \quad (4)$$

a_i et a_f sont les longueurs de fissure initiale et finale respectivement.

avec
$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (5)$$

Toutes les courbes donnant $\log C$ en fonction de m peuvent être décrite par une droite avec l'existence d'une bande de dispersion, comme cela est illustré par la figure 15.

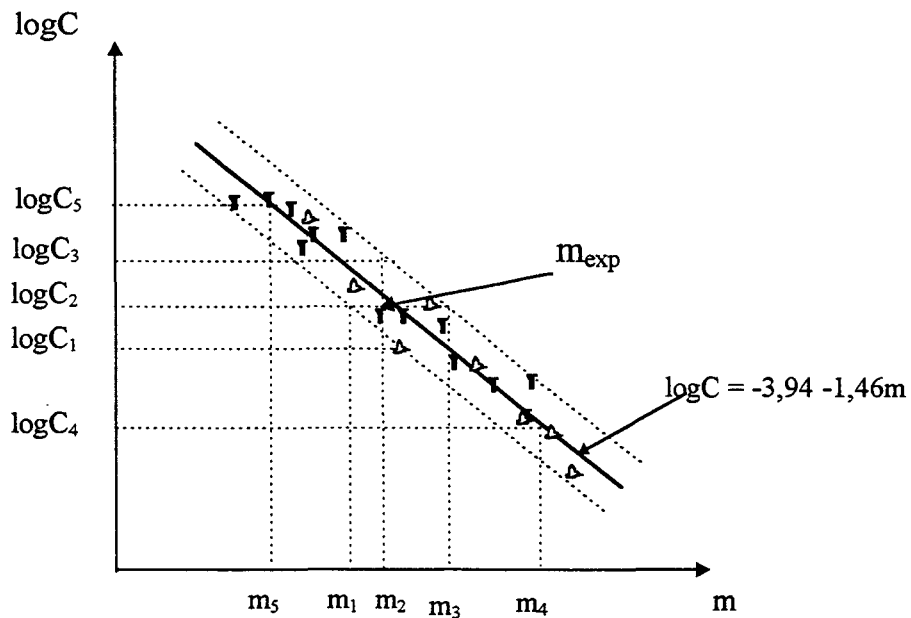


Figure 15 : Evolution $\log C$ en fonction de m .

En effet, nous avons confirmé l'existence d'une corrélation linéaire entre $\log C$ et m . Dans notre cas, nous avons obtenu une relation du type :

$$\log C = -1,46m - 3,94 \quad (6)$$

Cela signifie que tous nos points expérimentaux sont situés sur cette droite, avec une bande de dispersion due à la variabilité de C et m, la dispersion est de 10% environ. Sur la figure 15, nous montrons l'existence de trois situations :

- (1) Le coefficient C est constant et l'exposant m variable.
- (2) L'exposant m est constant et le coefficient C variable.
- (3) L'exposant m et le coefficient C variables selon l'équation (6).

Cette constatation nécessite l'évaluation de l'influence de la variabilité de C et m sur la durée de vie définie par le nombre de cycle cumulés N_c , calculé par l'équation (4). Cette vérification présente un grand intérêt pratique quant à l'utilisation des paramètres C et m de loi de Paris, ainsi que la corrélation (4). La connaissance de la dispersion des valeurs de C et m pour un matériau donne permet de prédire la durée de vie d'une structure en évaluant l'intervalle d'erreur sur la valeur de N_c .

Plusieurs cas de figures ont été traités en prenant des valeurs de C et m situées sur la droite de régression ($m_2 = 3,68$ et $C_2 = 3,24 \times 10^{-10}$) ainsi que des valeurs maximales et minimales situées sur la bande de dispersion.

Nous avons choisi, au total, huit combinaisons et nous avons calculé, à chaque fois, le nombre de cycles cumulés N_c . Les figures (16,17,18), illustrant l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, montrent les différentes courbes comparées à la courbe expérimentale.

Cette analyse a conduit aux remarques suivantes :

- Dans le cas où C est constant, le nombre de cycles cumulés augmente lorsque m diminue (fig.16).
- Lorsque m est constant, le nombre de cycles cumulés augmente quand C diminue (fig.17).
- Quand C et m sont variables, le nombre de cycles cumulés augmente lorsque m augmente et C diminue (fig.18).

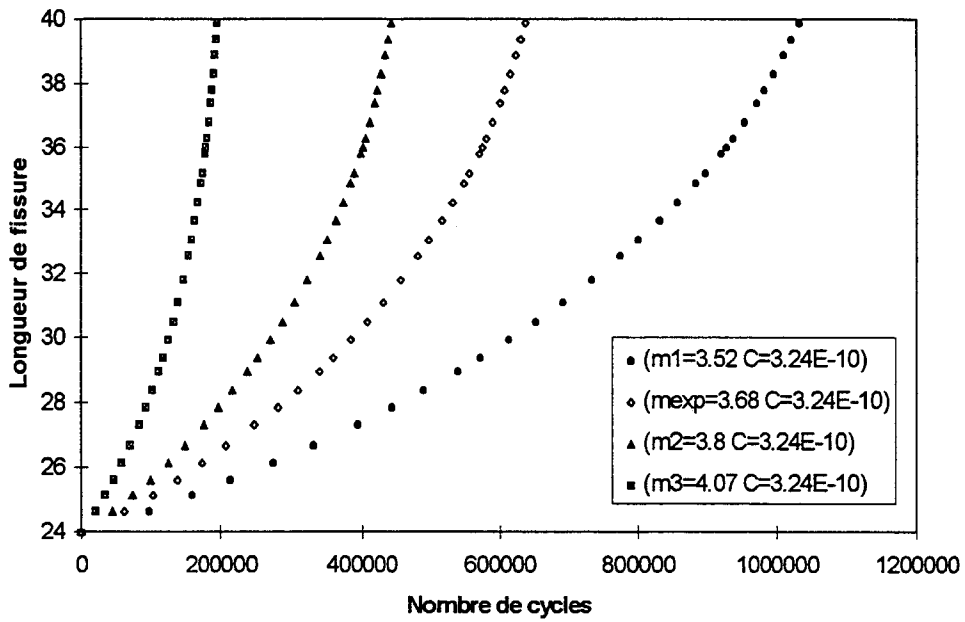


Figure 16 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (C est constant, m variable).

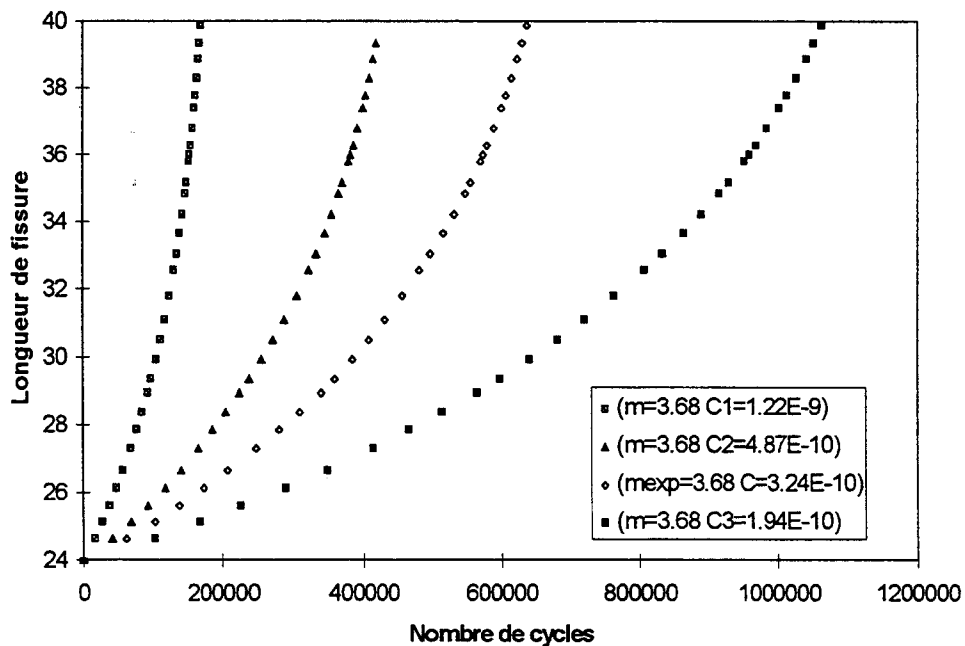


Figure 17 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (m est constant, C variable).

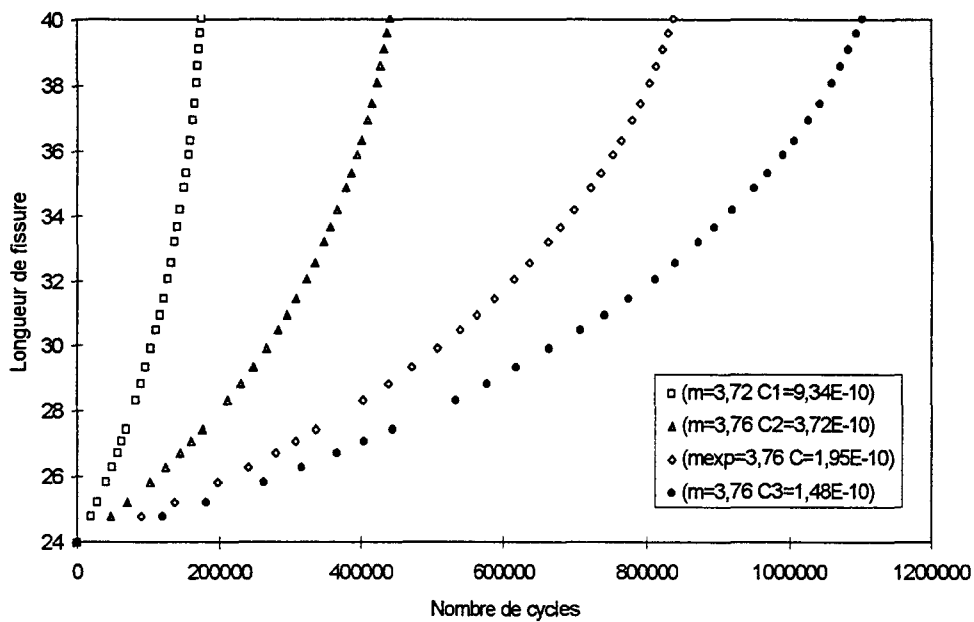


Figure 18 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (m et C variable).

IV.3.6. Simulation des corrélations entre C et m.

Dans cette partie, nous avons simulé des courbes de vitesse de fissuration (da/dN , ΔK), en posant les hypothèses suivantes :

- la vitesse de fissuration « da/dN » est comprise entre 10^{-11} et 10^{-5} m/cycle.
- l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK varie entre 10 et 60 $MPa\sqrt{m}$.
- pour les aciers, nous pouvons considérer que l'exposant m de la relation de Paris est compris entre 2 et 6.

Un choix arbitraire de droites simulant l'évolution de « $\log(da/dN)$ » en fonction de « $\log(\Delta K)$ » a été effectué. En posant :

$$Y = \log (da/dN) \quad \text{et} \quad X = \log (\Delta K)$$

La relation de Paris peut se réécrire alors sous la forme de :

$$Y = A + BX$$

A partir de cette équation, nous avons tracé plusieurs droites de propagation, en fixant changeant à chaque l'origine et la pente. Au passage, nous constatons l'existence de plusieurs points d'intersection (figure 19).

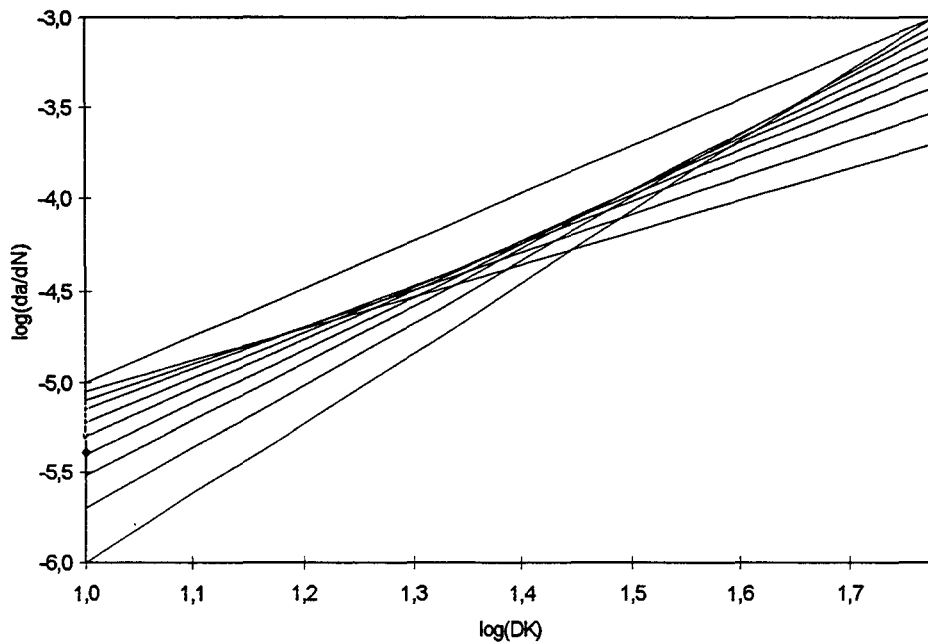


Figure 19 : Evolution de $\log(da/dN)$ en fonction $\log(\Delta K)$, courbes issues d'une simulation.

La figure 20 illustre, dans ce cas, les évolutions de $\log C$ en fonction de m . Nous montrons que malgré le choix arbitraire, les points expérimentaux sont situés sur une même bande de dispersion. Cette démarche a été effectuée dans l'objectif essentiel montrer l'intérêt de la corrélation entre C et m . Le point pivot ne peut, en aucun cas, expliquer un phénomène physique, puisque nous montrons l'existence de plusieurs points dans cette simulation. Elle a permis de montrer que tous les points (C, m) sont situés sur une même bande de dispersion que nos résultats expérimentaux. Cette simulation a été faite en utilisant des valeurs moyennes ($\Delta K_0, \Delta K_f, m, \dots$) correspondant à une large gamme d'aciers.

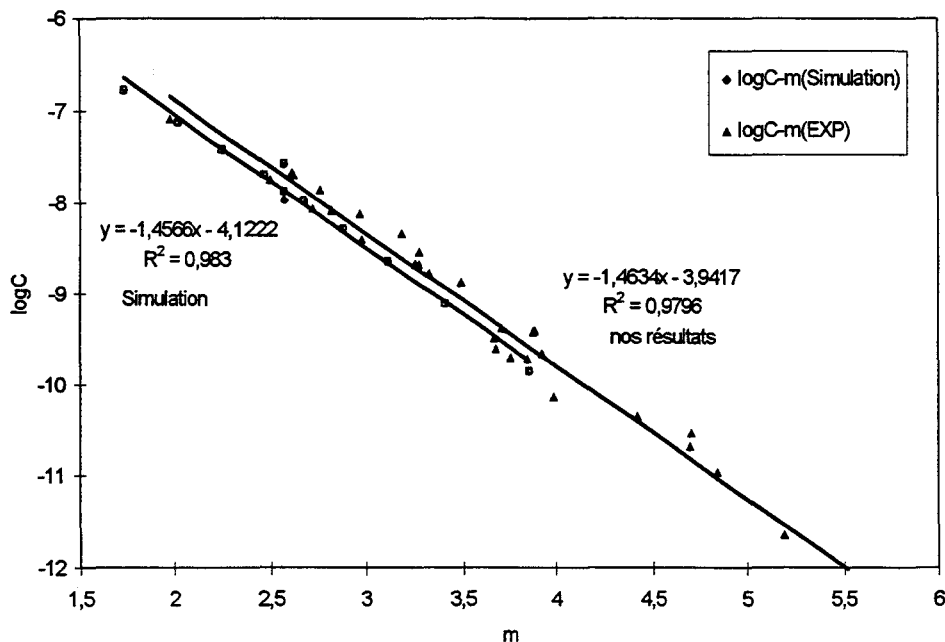


Figure 20 : Evolution de $\log C$ en fonction de m , courbes issues d'une simulation, les points représentent des données issues de la littérature.

IV.4. Le phénomène de fermeture de la fissure

IV.4.1. Mesure de fermeture de la fissure

Dans notre étude, nous avons utilisé la méthode de compliance pour déterminer la charge d'ouverture P_{ouv} . l'essentiel du principe a été présenté dans le chapitre III.3.2. On définit la charge d'ouverture (ou de fermeture) à partir du point d'intersection entre les 2 droites des courbes « charge-déformation » enregistrées. Les droites ont été déterminées en utilisant la méthode des moindres carrées. Les équations retenues présentent la meilleur coefficient de corrélation.

Les figures (21a,b,c,d) montrent des exemples de l'évolution de la charge en fonction de la déformation, pour les différentes limites d'élasticité, dans le cas où le rapport $R=0,05$. Sur ces figures, nous avons reporté la charge P en fonction de la déformation, pour 6 longueurs de fissure différentes (la longueur de fissure varie entre 24 et 40 mm environ). Nous pouvons constater l'existence du phénomène de fermeture de fissure, en particulier sur les figures 21a et 21b (cas où $Re=1070$ et 830 MPa). Par contre, aucun changement de pente n'est visible sur les courbes 21c et 21d, ce qui signifie que, dans ces cas, la fermeture de fissure n'est pas observée (cas où $Re=480$ et 270 MPa).

Les résultats, regroupés dans le tableau 6, donnent l'évolution de la charge à l'ouverture P_{ouv} en fonction de la longueur de fissure. Le tableau 6 et la figure 22 montrent que plus la longueur de fissure augmente plus la charge à l'ouverture diminue. Ce résultat est en bon accord avec le résultat publié par Chand et al [9] qui ont réalisé une étude expérimentale concernant la fermeture de fissure sous charge à amplitude constante. La figure 22 met en évidence une évolution linéaire de P_{ouv} en fonction de a/w qui peut être décrite par les équations suivantes :

$P_{ouv} = -3,50 \times a/W + 10,44$	pour $Re=1070$ MPa $R=0,05$
$P_{ouv} = -4,16 \times a/W + 9,70$	pour $Re=1070$ MPa $R=0,1$
$P_{ouv} = -2,09 \times a/W + 4,84$	pour $Re=830$ MPa $R=0,05$
$P_{ouv} = -3,44 \times a/W + 6,06$	pour $Re=830$ MPa $R=0,1$

Nous constatons que la charge à l'ouverture P_{ouv} dépend de la limite d'élasticité. En effet, pour une limite d'élasticité $Re=1070$ MPa, la valeur de P_{ouv} varie entre 7 et 4,5 kN quand la longueur de fissure passe de 24 à 40 mm. Tandis que, pour $Re=830$ MPa, P_{ouv} varie entre 3 à 1,5 kN, environ, pour la même variation de la longueur de fissure. En résumé, le rapport entre P_{ouv} pour $Re=1070$ MPa et P_{ouv} pour $Re=830$ MPa, varie entre 2,3 et 3, pour ce même intervalle de longueur de fissure. Cela signifie que plus la limite d'élasticité est faible plus la charge P_{ouv} diminue. On doit s'attendre à ce que la valeur de P_{ouv} devienne inférieure à P_{min} , quand la limite d'élasticité diminue.

Re=1070MPa R=0,05	a/W	Charge d'ouverture P_{ouv} (kN)	Re=830MPa R=0,05	a/W	Charge d'ouverture P_{ouv} (kN)
	a1/W=1,00	P1=6,87		a1/W=1,01	P1=2,84
	a2/W=1,14	P2=6,49		a2/W=1,14	P2=2,43
	a3/W=1,29	P3=5,99		a3/W=1,27	P3=2,08
	a4/W=1,41	P4=5,55		a4/W=1,40	P4=1,82
	a5/W=1,51	P5=5,15		a5/W=1,53	P5=1,56
	a6/W=1,67	P6=4,55		a6/W=1,67	P6=1,50

Tableau 6a : Variation de la charge d'ouverture en fonction de a/W pour $R=0,05$.

Re=1070MPa R=0,1	a/W	Charge d'ouverture P _{ouv} (kN)	Re=830MPa R=0,1	a/W	Charge d'ouverture P _{ouv} (kN)
	a1/W=1,02	P1=5,48		a1/W=1,02	P1=2,48
	a2/W=1,15	P2=4,92		a2/W=1,14	P2=2,39
	a3/W=1,27	P3=4,44		a3/W=1,25	P3=1,79
	a4/W=1,40	P4=3,77		a4/W=1,31	P4=1,47
	a5/W=1,51	P5=3,42			
	a6/W=1,67	P6=2,80			

Tableau 6b : Variation de la charge d'ouverture en fonction de a/W pour R=0,1.

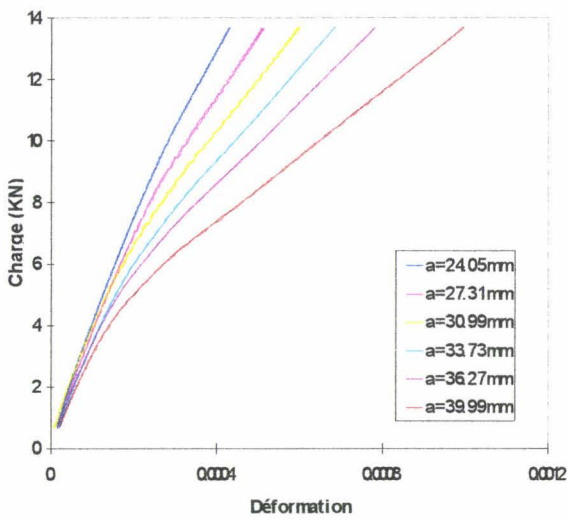


Figure 21a : Re=1070 MPa, R=0,05.

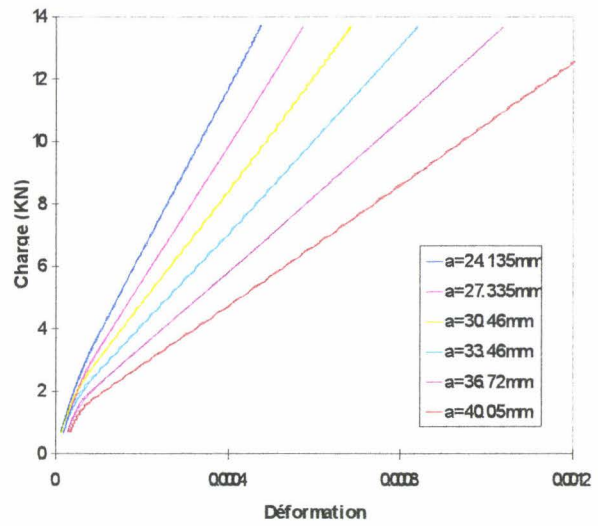


Figure 21b : Re=830 MPa, R=0,05.

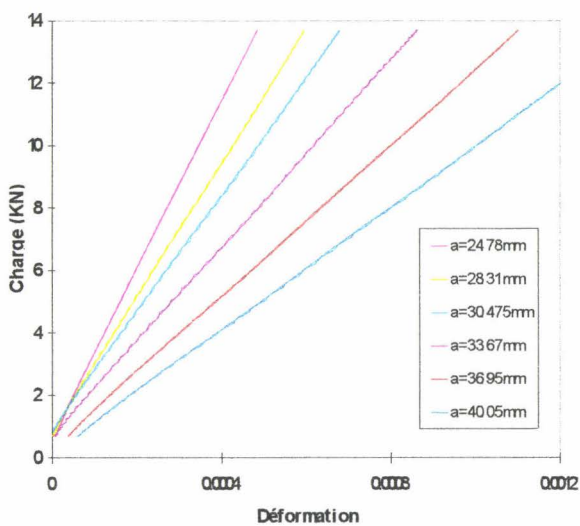


Figure 21c : Re=480 MPa, R=0,05.

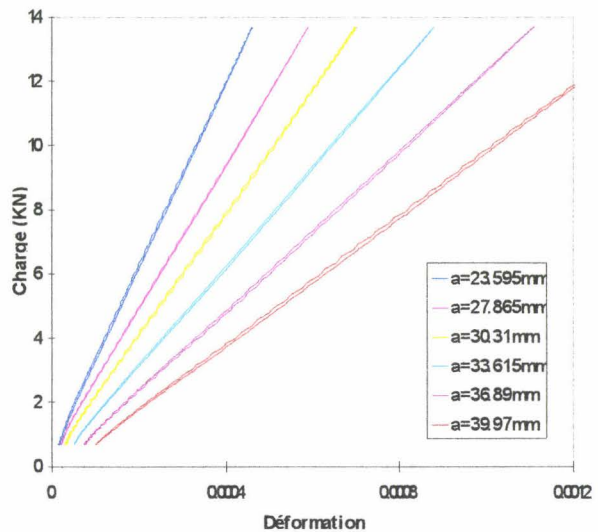


Figure 21d : Re=270 MPa, R=0,05.

Figure 21a, b, c, d : Evolution de la déformation en face arrière de l'éprouvette pour mesure la fermeture de fissure.

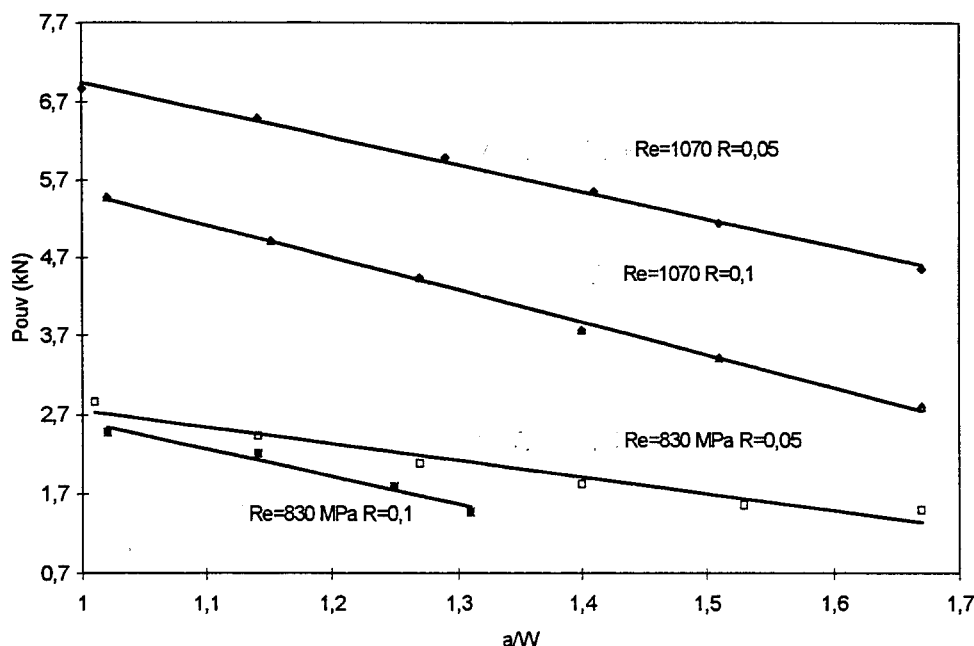


Figure 22 : Evolution de la charge d'ouverture en fonction de la longueur de fissure.

L'analyse globale, de tous les essais réalisés, montre que la fermeture de fissure n'a pas été observée dans tous les cas étudiés. Le tableau 7 est un récapitulatif des résultats obtenus. A priori, pour les faibles limites d'élasticité (Re=270 et 480 MPa) la fissure demeure ouverte au cours du chargement et ceci quelle que soit la valeur du rapport de charge R. Par contre, pour les valeurs élevées des limites d'élasticité (Re=830 et 1070 MPa), la fermeture de fissure a été observée. Dans ces 2 cas, nous remarquons l'existence d'un rapport de charge R_c à partir duquel la fissure reste ouverte : $R_c=0,3$ pour Re=830 MPa et $R_c=0,5$ pour Re=1070 MPa.

Ces constatations sont en contradiction avec des travaux issus de la littérature [10]. Ces travaux stipulent que la fermeture de fissure est essentiellement observée dans le cas des matériaux ayant une limite d'élasticité faible. Ce constat est basé sur le fait que la taille de la zone plastique augmente considérablement quand la limite d'élasticité diminue : l'écroutissage cyclique produit au fond de la fissure pourrait être considéré comme étant le siège des «contraintes résiduelles de compression».

Le rapport de Charge R	Re=1070 MPa	Re=830 MPa	R=480 MPa	R=270 MPa
R=0,05	oui	oui	non	non
R=0,1	oui	oui	non	non
R=0,3	oui	non	non	non
R=0,5	non	non	non	-

Tableau 7 : Liste de la fermeture de fissure pour les différentes conditions essais. (oui : fermeture de fissure observée, non : fermeture de fissure non observée).

Dans notre cas, nous n'avons pas observé de fermeture de fissure pour les valeurs faibles de limites d'élasticité. Cela est dû, à notre avis, au type de chargement choisi (voir chapitre III). En effet, dans un souci de conduire tous les essais dans un même intervalle de ΔK (17 à 30 MPa \sqrt{m}), les essais ont été réalisés sous une amplitude de charge ΔP qui est la même quelle que soit la

valeur de la limite d'élasticité Re . Cela signifie que, pour les faibles limites d'élasticité, la valeur de la contrainte minimale appliquée reste toujours supérieure à la contrainte correspondant à l'ouverture. C'est pour cette raison que la fissure demeure ouverte, dans ce cas. La figure 22 constitue une illustration de ce propos. Puisque pour $Re=830$ MPa, la variation de P_{ouv} en fonction de a/W est faible et tend rapidement vers la valeur de la charge minimale P_{min} .

IV. 4.2. Détermination du facteur d'intensité de contrainte efficace ΔK_{eff}

A partir de sa définition, le rapport d'ouverture U peut être exprimé par la relation suivante :

$$U = \frac{1 - K_{Ouv}/K_{max}}{1 - R} = \frac{1 - P_{Ouv}/P_{max}}{1 - R} = \frac{1 - R_{eff}}{1 - R} \quad (7)$$

on pose $R_{eff}=P_{ouv}/P_{max}$ (R_{eff} : rapport efficace de charge)

L'amplitude du facteur d'intensité de contrainte efficace est ensuite donnée par l'expression suivante :

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv} = U \times \Delta K$$

ΔK : amplitude totale du facteur d'intensité de contrainte ($\Delta K = K_{max} - K_{min}$).

IV.4.2.1. Estimation de ΔK_{eff}

Cette estimation suppose que les droites de régression « $\log(da/dN) - \log(\Delta K)$ » sont pour la même limite d'élasticité $Re=1070$ MPa. Dans ce cas, l'influence du rapport de charge R sur la vitesse de fissuration est limitée à une simple translation des courbes « $\log(da/dN) - \log(\Delta K)$ ».

Une première estimation de la valeur ΔK_{eff} peut être effectuée directement à partir des données expérimentales en termes de courbes « $\log(da/dN) - \log(\Delta K)$ » (figure 23) en effectuant un décalage des différentes courbes, pour les différents rapports de charges R .

Effectuons un calcul dans le cas où la limite d'élasticité $Re=1070$ MPa. Pour y parvenir, rappelons la relation de Paris, pour chaque valeur du rapport de charge R :

$$\begin{aligned} da/dN \text{ (mm/cycle)} &= 7,24 \times 10^{-11} \Delta K^{3.99} && \text{pour } R=0,05 \\ da/dN \text{ (mm/cycle)} &= 1,92 \times 10^{-10} \Delta K^{3.85} && \text{pour } R=0,1 \\ da/dN \text{ (mm/cycle)} &= 2,85 \times 10^{-11} \Delta K^{4.71} && \text{pour } R=0,3 \\ da/dN \text{ (mm/cycle)} &= 1,39 \times 10^{-8} \Delta K^{2.76} && \text{pour } R=0,5 \end{aligned}$$

Calculons une amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK_0 correspondant une vitesse de propagation moyenne, dans notre cas, nous avons choisi $(da/dN)_0 = 3 \times 10^{-5}$ mm/cycle. Cette

valeur a été choisi parce qu'elle constitue la vitesse moyenne par laquelle passe toutes les courbes (voir figure 23). La relation de Paris-Erdogan peut se réécrire sous une forme normalisée :

$$da/dN = 3 \times 10^{-5} (\Delta K / \Delta K_0)^m \tag{8}$$

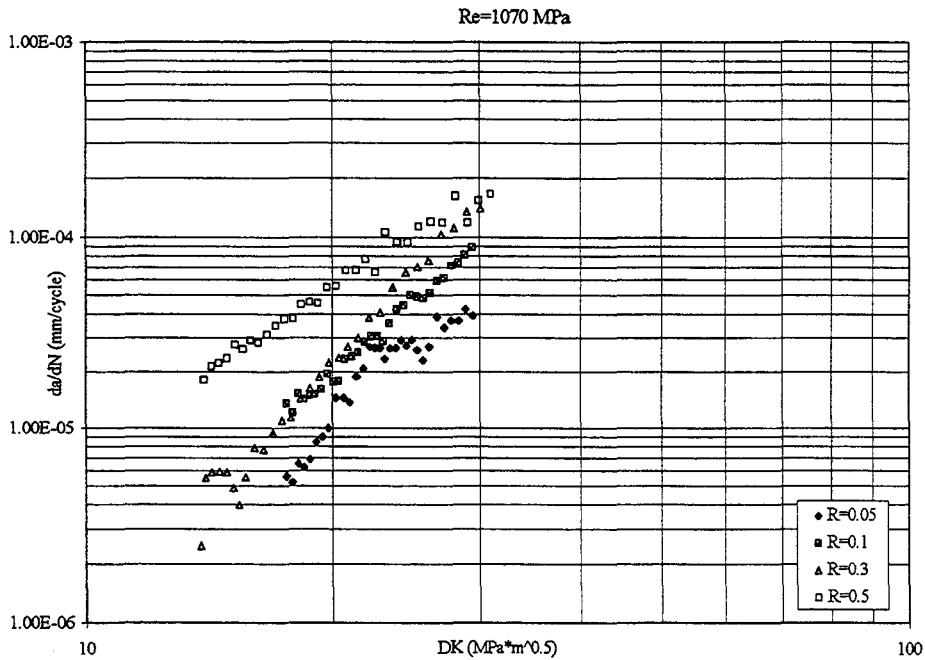


Figure 23. Evolution de la vitesse de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte, pour $Re=1070$ MPa.

A partir de la figure 23, nous obtenons les valeurs de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK_0 correspondant à une vitesse moyenne $(da/dN)_0 = 3 \times 10^{-5}$ mm/cycle, pour les différents rapports de charge R :

$$\Delta K_0 = 25,59 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{pour } R = 0,05 \tag{9a}$$

$$\Delta K_0 = 21,98 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{pour } R = 0,1 \tag{9b}$$

$$\Delta K_0 = 21,52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{pour } R = 0,3 \tag{9c}$$

$$\Delta K_0 = 16,14 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{pour } R = 0,5 \tag{9d}$$

Remarque : Ce calcul montre que la valeur de ΔK_0 diminue quand le rapport R augmente. Ce constat a été mis en évidence par les travaux de H.P. Lieurade où $(da/dN)_0$ a été choisi égale à 10^{-4} mm/cycle [11].

Pour effectuer les calculs, nous supposons que la fermeture n'a pas lieu pour le rapport de charge $R_c \geq 0,5$ ($Re = 1070$ MPa). Cela signifie que pour ce rapport R_c , la totalité du facteur d'intensité de contrainte ΔK contribue effectivement à faire avancer la fissure. Dans ce cas, nous posons :

$$\Delta K = \Delta K_{eff} \quad \text{pour } R = 0,5$$

Le rapport d'ouverture U peut être défini par : $U = \Delta K_{eff} / \Delta K_0$. Les valeurs du rapport d'ouverture U sont obtenues alors selon les différents rapports de charge :

$$U = \Delta K_{eff} / \Delta K_0 = 16,14 / 25,59 = 0,63 \quad \text{pour } R=0,05 \quad (10a)$$

$$U = \Delta K_{eff} / \Delta K_0 = 16,14 / 21,98 = 0,73 \quad \text{pour } R=0,1 \quad (10b)$$

$$U = \Delta K_{eff} / \Delta K_0 = 16,14 / 21,52 = 0,75 \quad \text{pour } R=0,3 \quad (10c)$$

$$U = 1 \quad \text{pour } R=0,5 \quad (10d)$$

Nous constatons ici que la valeur du paramètre U augmente avec le rapport de charge R. Ceci est conforme aux conclusions de tous les résultats issus de la littérature. De l'équation (7), nous pouvons exprimer la charge d'ouverture P_{ouv} par la relation suivante :

$$P_{ouv} = P_{max} [1 - U (1 - R)] \quad (11)$$

Ce qui nous permet de calculer la valeur de la charge à l'ouverture P_{ouv} , pour les différents rapports de charge R, avec P_{max} la valeur de la charge maximale appliquée, U est obtenu par l'équation (11) :

$$P_{ouv} = 5,50 \text{ KN} \quad \text{pour } R = 0,05 \quad (12a)$$

$$P_{ouv} = 4,95 \text{ KN} \quad \text{pour } R = 0,1 \quad (12b)$$

$$P_{ouv} = 4,08 \text{ KN} \quad \text{pour } R = 0,3 \quad (12c)$$

Les valeurs de la charge d'ouverture P_{ouv} sont comparées à celles mesurées directement par la méthode de compliance (Figure 24). L'erreur maximale est égale à 20% (tableau 8)

Rapport de Charge R	(Pouv)mesurée (kN)	(Pouv)estimée (kN)	erreur
0,05	5,55	5,50	- 1%
0,1	4,91	4,95	1%
0,3	3,23	4,08	20%

Tableau 8 : Comparaison entre la charge d'ouverture expérimentale et estimée, pour $Re=1070 \text{ MPa}$.

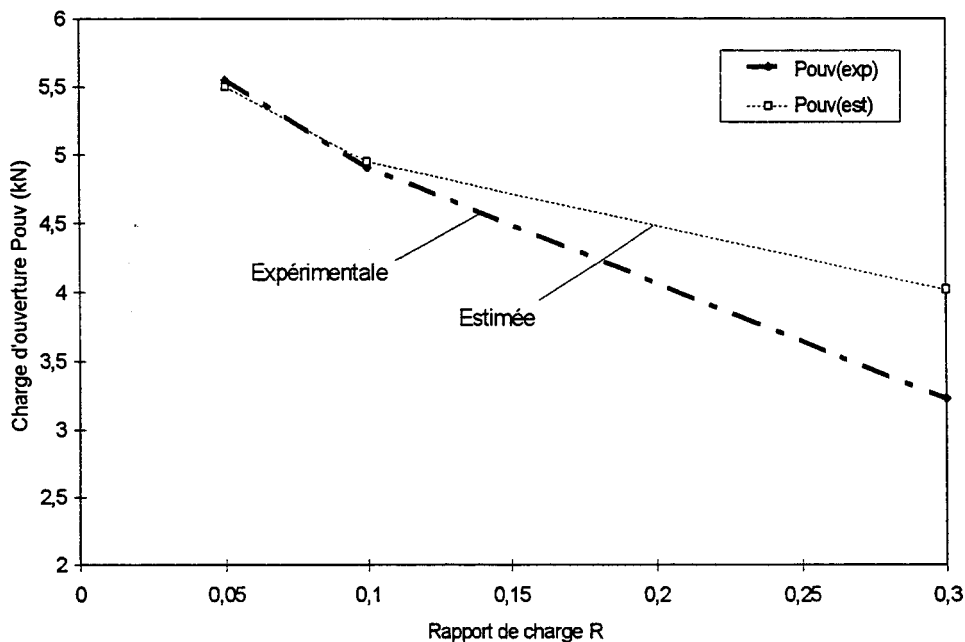


Figure 24 : Evolution de la charge d'ouverture (expérimentale et estimée) en fonction du rapport de charge.

Cette constatation confirme que la mesure globale de la fermeture de fissure obtenue à l'aide de la méthode compliance peut être considérée correcte.

IV. 4. 3. Détermination du facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{ouv}

Le facteur d'intensité de contrainte correspondant à l'ouverture de fissure K_{ouv} est calculé à partir de la charge d'ouverture de fissure P_{ouv} en utilisant la formule suivante issue de la norme ASTM [12], pour une éprouvette CT :

$$K_{ouv} = \left(\frac{P_{ouv}}{B \times \sqrt{W}} \right) \times f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (14)$$

Les résultats expérimentaux montrent que la charge d'ouverture P_{ouv} décroît durant la propagation de fissure tandis que le facteur de géométrie $f(a/w)$ augmente.

La figure 25 montre que le facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{ouv} peut être considéré constant, quelle que soit la valeur de la longueur de fissure.

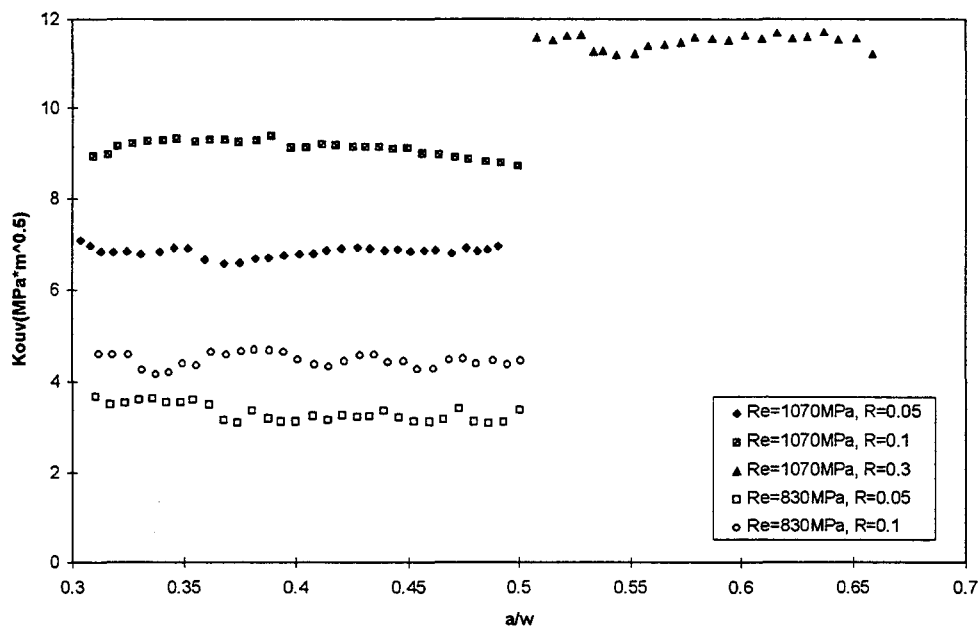
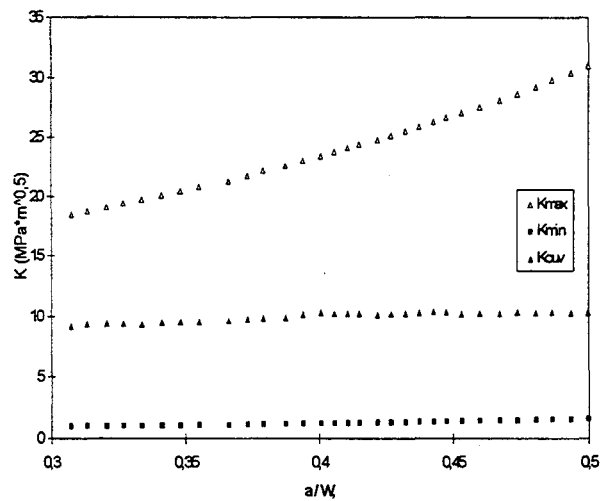
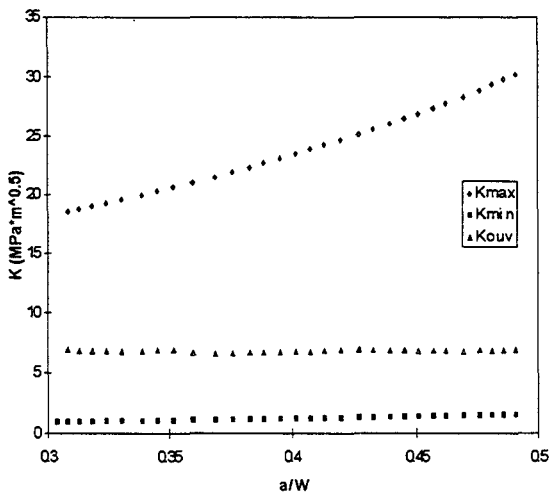


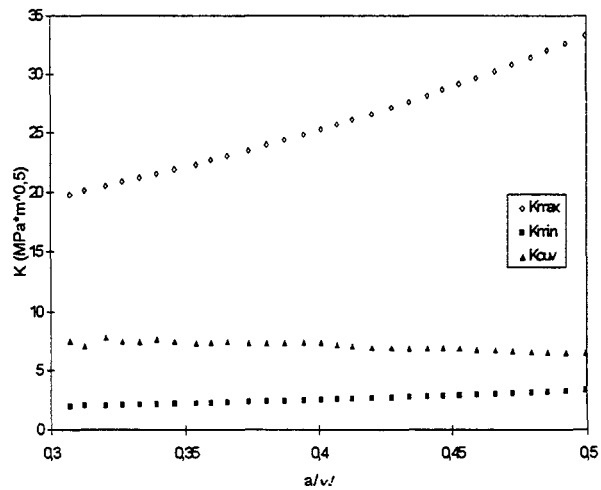
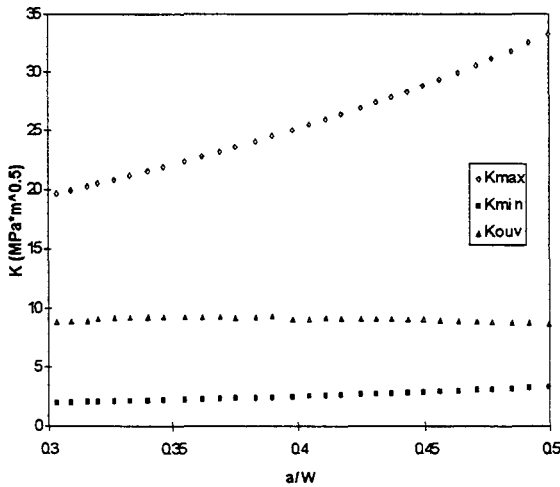
Figure 25 : Evolution du facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{ouv} en fonction de a/w pour deux limites d'élasticité.

Cette constatation est en bon accord avec les résultats de J.L. Breat et al. [13,14] qui ont observé le même phénomène pour un acier A508. A. Bignonnet [15] a mis en évidence aussi la même conclusion : le facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{ouv} est constant. Cette remarque paraît, à notre sens, la plus plausible puisque la charge à l'ouverture P_{ouv} diminue toujours quand la fissure avance c.à.d quand (a/W) augmente et la fonction de géométrie $f(a/W)$ augmente. On peut considérer que la diminution de P_{ouv} et l'augmentation de $f(a/W)$ conduit à une valeur constante de K_{ouv} . Nous signalons ici l'existence de plusieurs conclusions contradictoires au sujet de la valeur de K_{ouv} , dans des travaux issus de la littérature [16].

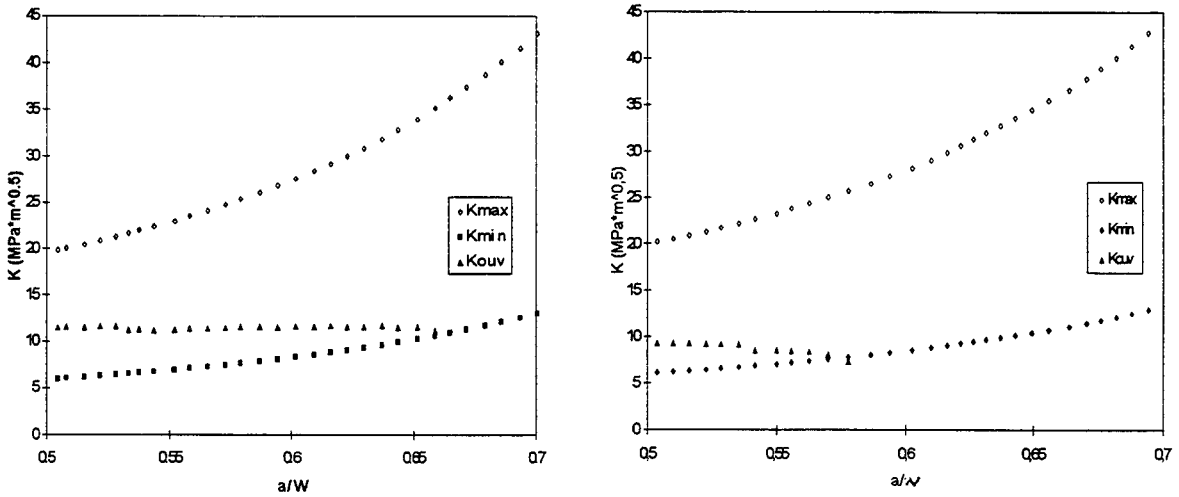
Les figures (26a, b, c, d, e,) montrent l'évolution des facteurs d'intensité de contrainte maximal minimal et à l'ouverture (K_{max} , K_{min} et K_{ouv}) dans le cas où $Re=1070$ MPa et $Re=830$ MPa (cas où la fermeture de fissure fut décelée). Nous constatons que la valeur du facteur d'intensité à l'ouverture K_{ouv} reste toujours supérieure à la valeur de K_{min} , quelle soit la longueur de fissure. Sauf, dans les cas ($Re=1070$ MPa, $R=0,3$, $Re=830$ MPa, $R=0,05$ et $0,1$) où la valeur de K_{ouv} devient égale à celle de K_{min} à partir d'une certaine valeur de la longueur relative de la fissure (a/W) (fig.26c, d et f). Ce point d'intersection signifie qu'il n'y a plus de fermeture de fissure, au delà de cette valeur de (a/W).



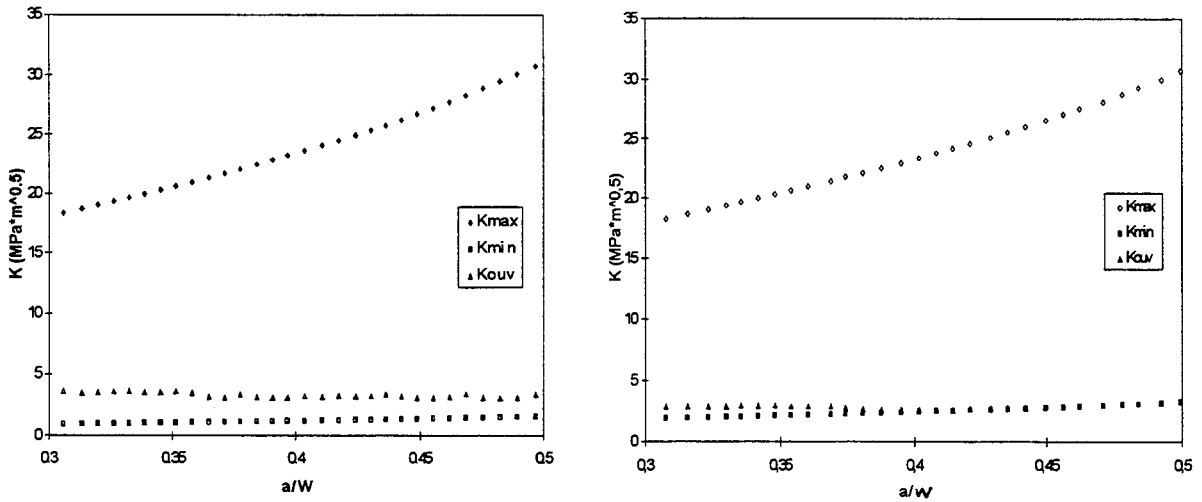
(a) $Re=1070$ MPa $R=0,05$



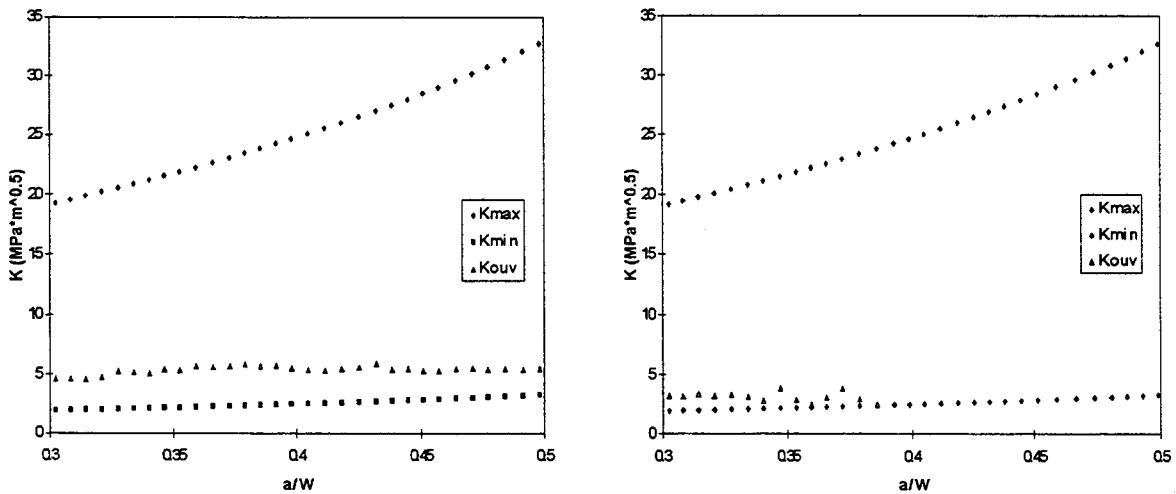
(b) $Re=1070$ MPa $R=0,1$



(c) $Re=1070 \text{ MPa}$ $R=0,3$



(d) $Re=830 \text{ MPa}$ $R=0,05$



(e) $Re=830 \text{ MPa}$ $R=0,1$

Figure 26 : Evolution des facteurs d'intensité de contrainte en fonction de a/W .

Les figures 26 mettent en évidence la partie efficace du facteur d'intensité qui peut être définie par une zone d'ouverture efficace. Cette zone est donnée par le tableau suivant :

Re (MPa)	Rapport de charge R	La zone d'ouverture efficace ($\Delta K_{eff}/\Delta K$)
1070	0,05	60-70%
1070	0,1	70-80%
1070	0,3	85-90%
830	0,05	90-95%
830	0,1	90-95%

Tableau 9 : La zone d'ouverture efficace pour les différents rapports de charge et limites d'élasticité.

La figure 27 met évidence l'évolution des charges maximale, minimale et à l'ouverture pendant un essai de fissuration, dans le cas où $Re= 1070$ MPa et $R=0,3$. L'essai est conduit pour un intervalle de longueur de fissure variant entre 40 et 56 mm. Nous constatons, dans ce cas, que la charge à l'ouverture P_{ouv} évolue de 5 kN, pour $a = 40$ mm, la charge de fermeture est supérieure à la charge minimum au début jusque la longueur de fissure $a=53$ mm environ, à partir de cela, $P_{ouv} < P_{min}$, la fermeture de fissure n'est plus observée. Cette constatation signifie que le type de chargement imposé lors d'un essai de fissuration par fatigue a une grande influence sur le phénomène de fermeture de fissure. Ce qui peut expliquer, peut être, les contradictions relevées dans la littérature, en l'absence d'une norme relative à la mesure de la fermeture de fissure.

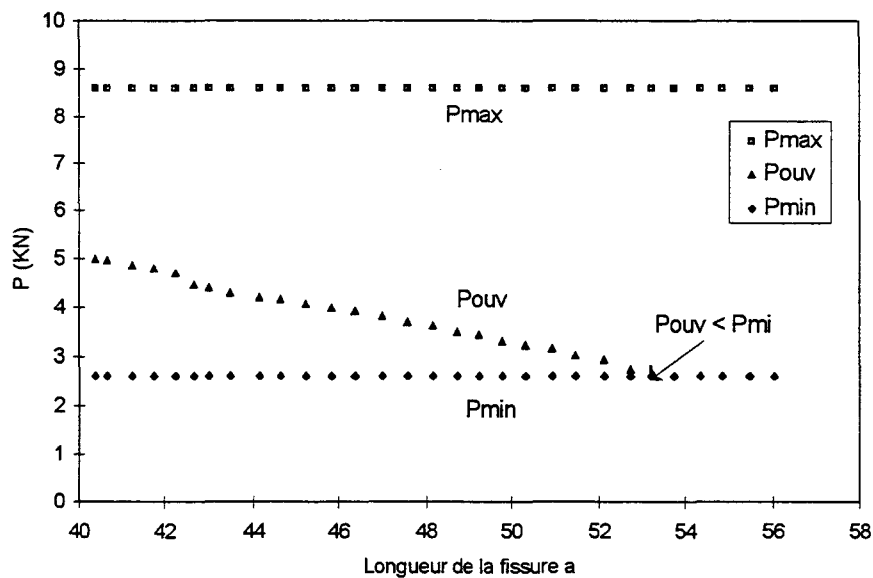


Figure 27 : Evolution charge d'ouverture en fonction de longueur de la fissure ($R=0,3$, $Re=1070$ MPa).

La figure 28 illustre l'évolution la vitesse de fissuration en fonction de ΔK et ΔK_{eff} . La fermeture de fissure a été observée à partir de la longueur de la fissure $a_0=40$ mm jusqu' à 53mm environ, il y a fermeture de la fissure. La transformation de ΔK en ΔK_{eff} a décalé vers à gauche, il apparaît une rotation de la courbe. Après $a=53$ mm, les deux courbes de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK et ΔK_{eff} sont superposées, cela signifie que $\Delta K=\Delta K_{eff}$, la fissure reste complètement ouverte.

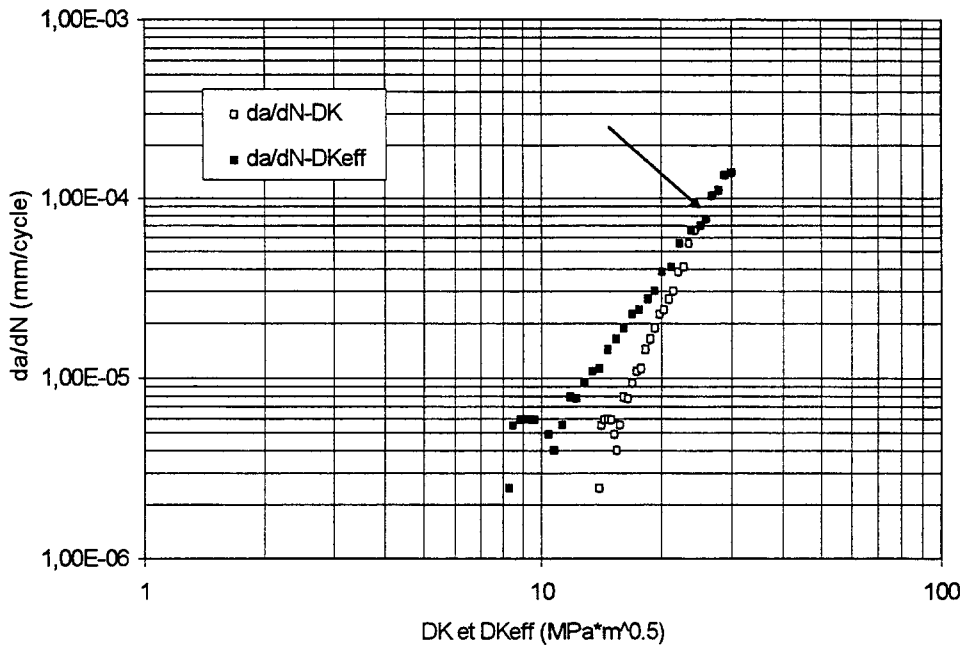


Figure 28 : Evolution la vitesse de fissuration en fonction du ΔK et ΔK_{eff} ($R=0,3$, $Re=1070$ MPa).

IV .4. 4. Corrélation entre le rapport de fermeture U, R et K_{max}

Stephen et al. [17] ont étudié le phénomène de la fermeture de fissure pendant la fissuration par fatigue. Ils ont considéré que le rapport d'ouverture U dépend du rapport de charge R, K_{ouv} et aussi du facteur d'intensité de contrainte maximal K_{max} . Ceci a permis aux auteurs d'exprimer le rapport de fermeture U en fonction de l'inverse de K_{max} par une formule du type (voir chapitre II.3) :

$$U = a - b/K_{max} \quad (15)$$

Dans notre cas, en posant $a=1/1-R$ et $b = a \times K_{ouv}$, nous obtenons alors une expression donnant le rapport d'ouverture U en fonction de $1/K_{max}$, K_{ouv} , et le rapport de charge R, en considérant K_{ouv} constant pour un rapport de charge R donné :

$$U = \frac{1}{1-R} \left(1 - \frac{K_{ouv}}{K_{max}} \right) \quad (16)$$

Les figures 29 et 30 illustrent l'évolution du taux de fermeture U en fonction de $(1/K_{max})$. La tendance générale semble vérifier l'équation (16). Cette équation se traduit par les relations suivantes :

Pour $Re=1070$ MPa

$$U = 0,94 - \frac{7,84}{K_{\max}} = 0,94 \left(1 - \frac{8,31}{K_{\max}} \right) \quad R = 0,05 \quad (17a)$$

$$U = 1,13 - \frac{10,77}{K_{\max}} = 1,13 \left(1 - \frac{9,53}{K_{\max}} \right) \quad R = 0,1 \quad (17b)$$

$$U = 1,42 - \frac{16,14}{K_{\max}} = 1,42 \left(1 - \frac{11,37}{K_{\max}} \right) \quad R = 0,3 \quad (17c)$$

Pour $Re=830$ MPa

$$U = 1,09 - \frac{4,41}{K_{\max}} = 1,09 \left(1 - \frac{4,05}{K_{\max}} \right) \quad R = 0,05 \quad (18a)$$

$$U = 1,05 - \frac{4,43}{K_{\max}} = 1,05 \left(1 - \frac{4,22}{K_{\max}} \right) \quad R = 0,1 \quad (18b)$$

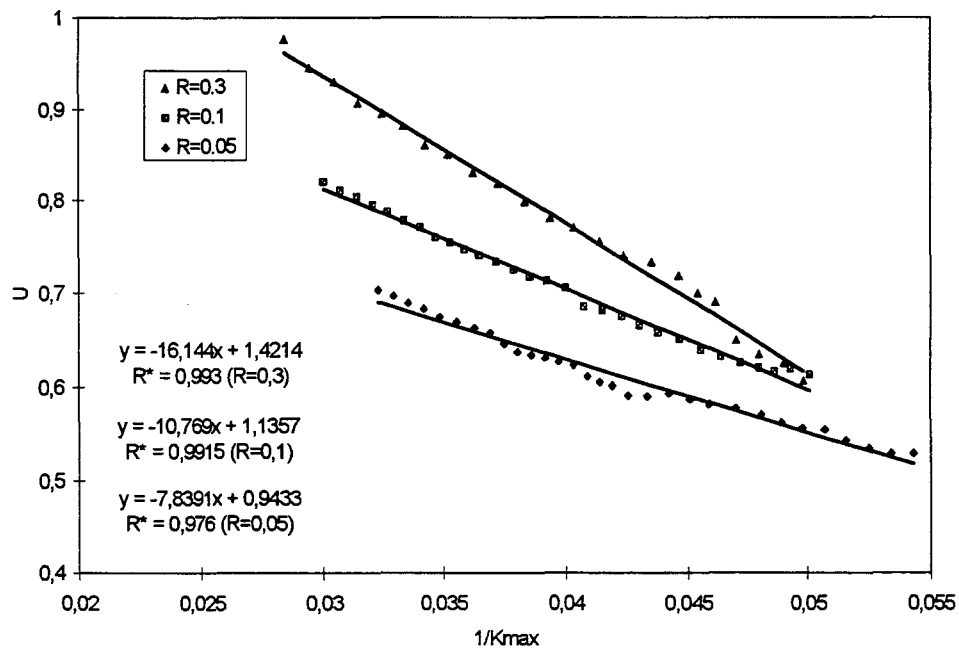


Figure 29 : Evolution du rapport d'ouverture U en fonction du $1/K_{\max}$ pour $Re=1070$ MPa.

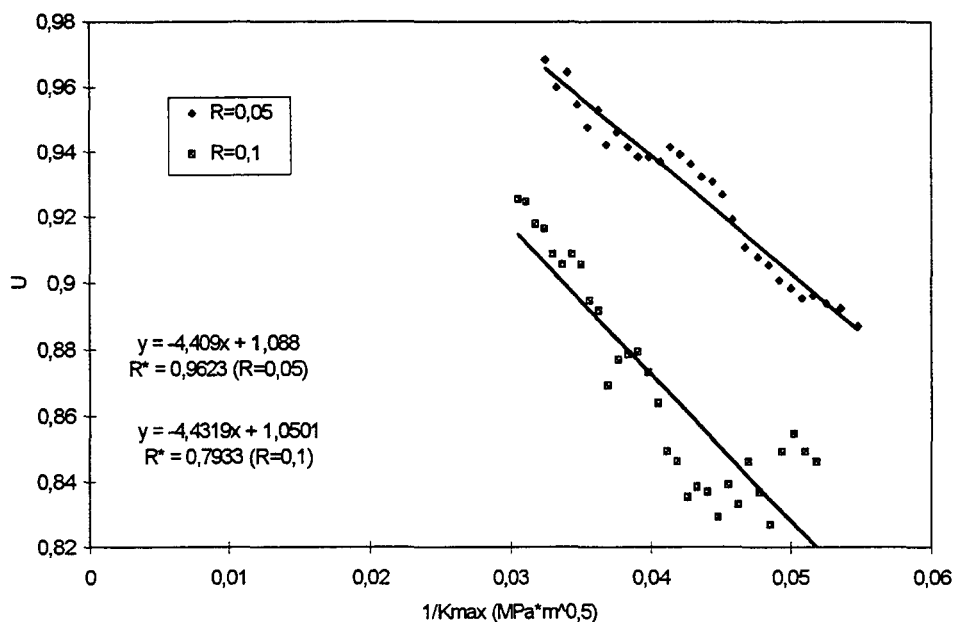


Figure 30 : Evolution du rapport d'ouverture en fonction du $1/K_{max}$ pour $Re=830$ MPa.

Les formules (17) et (18) montrent, que la valeur de K_{ouv} augmente quand le rapport R augmente. Dans le cas où $Re=1070$ MPa, l'évolution de K_{ouv} en fonction de R est presque linéaire (même si nous n'avons que 3 points), elle peut s'écrire sous la forme de :

$$K_{ouv}=11,6 \times R+7,94 \quad (\text{avec } R^*=0,97) \quad (19)$$

Cette constatation est confirmée par les travaux de V. Bachmann et al.[18] qui, dans le cas d'une étude de la fermeture de fissure sur un alliage de titane Ti-6Al-4V, trouvent une équation du même genre. Cette équation est donnée par :

$$K_{ouv}=6,67 \times R+4,27 \quad (20)$$

Par ailleurs, les figures 29 et 30 montrent que le rapport d'ouverture U dépend principalement du rapport de charge R et de K_{max} . Cela signifie que le modèle Elber n'est pas suffisant puisqu'il exprime le rapport d'ouverture U en fonction du rapport de charge R uniquement. Cette conclusion a été largement discutée au chapitre I.

IV. 4. 5. Modélisation de la propagation de fissure basée sur le concept de ΔK_{eff}

Dans le paragraphe précédent, nous avons montré que les mesures globales de fermeture par la méthode de compliance peuvent fournir une estimation précise de l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} . Celle-ci est généralement utilisée pour tenter de corriger les courbes de fissuration pour les différentes conditions d'essais (la limite d'élasticité, le rapport de charge, l'amplitude de charge appliquée, variation de la microstructure).

Comme il a été décrit précédemment, pour cette étude, des traitements thermiques conduisant aux limites d'élasticité $R_e=1070$ MPa et $R_e=830$ MPa sont les seuls pour lesquels il y a fermeture de fissure. Les figures (31,32) montrent l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK et ΔK_{eff} sur les quatre rapports de charge $R=0,05, 0,1, 0,3$ et $0,5$ pour la limite d'élasticité $R_e=1070$ MPa et $r_e=830$ MPa. Les courbes aux symboles vides correspondent à la vitesse de fissuration en fonction de ΔK et les courbes aux symboles pleins correspondent à la vitesse de fissuration en fonction de ΔK_{eff} .

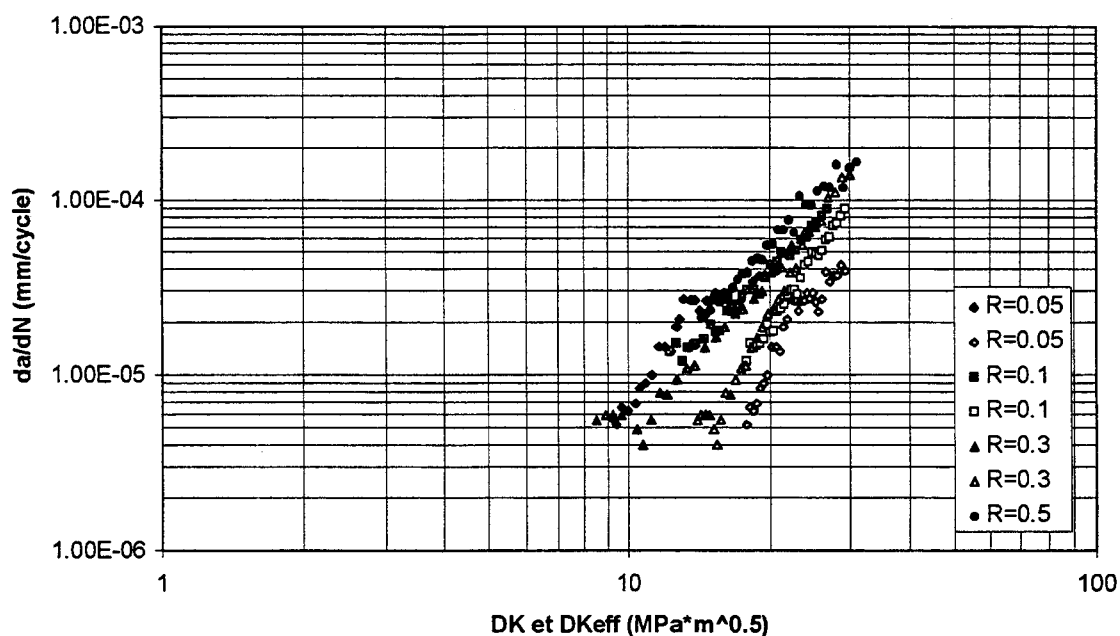


Figure 31 : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK et ΔK_{eff} pour $R_e=1070$ MPa.

Sur cette figure, nous pouvons constater que lors de la transformation des ΔK en ΔK_{eff} , les points expérimentaux obtenus pour $R=0,05, 0,1$ et $0,3$ sont situés dans la même bande de dispersion. Cela conduit à décaler les courbes vers la gauche. Cette transformation peut être due à l'effet de la fermeture de fissure, il constitue une correction des effets de chargement sur la vitesse de fissuration. Pour le rapport $R=0,5$, aucune charge de la fermeture de fissure n'a pas été mesurée. Dans ce cas, $\Delta K = \Delta K_{eff}$. Si on observe la position des points expérimentaux obtenus pour $R=0,5$, on s'aperçoit qu'ils se situent aussi dans la même bande de dispersion. Nous avons utilisé le modèle d'Elber pour modifier la relation de Paris, en prenant en considération ΔK_{eff} :

Pour $R_e=1070$ MPa

$$da/dN = 2,24 \times 10^{-8} \Delta K_{eff}^{2.56} \quad R=0,05 \quad (21a)$$

$$da/dN = 1,95 \times 10^{-8} \Delta K_{eff}^{2.54} \quad R=0,1 \quad (21b)$$

$$da/dN = 1,12 \times 10^{-8} \Delta K_{eff}^{2.68} \quad R=0,3 \quad (21c)$$

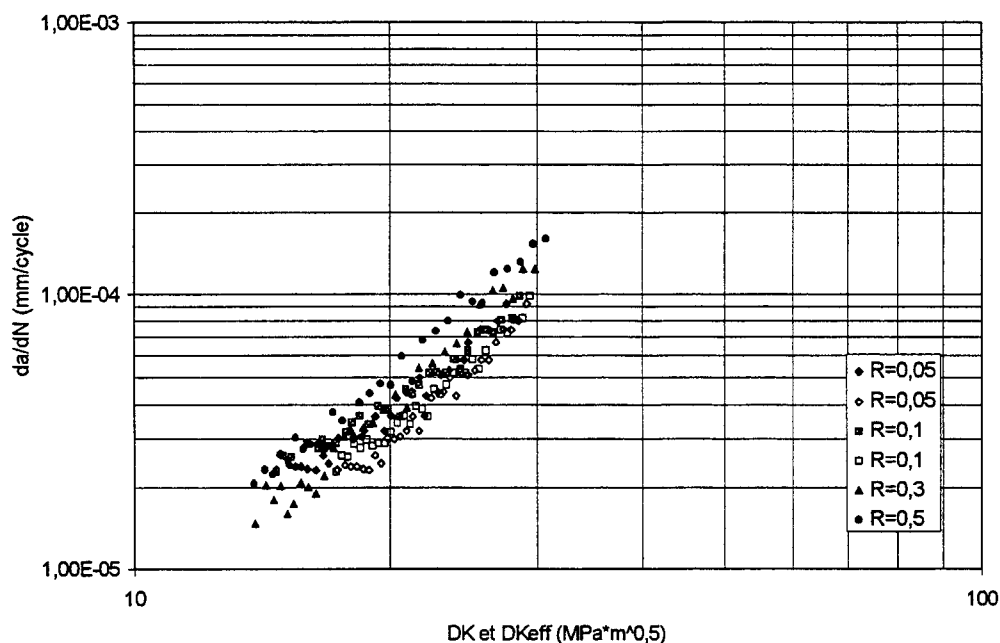


Figure 32 : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de ΔK et ΔK_{eff} pour $Re=830$ MPa..

pour $Re=830$ MPa

$$da/dN = 1,36 \times 10^{-7} \Delta K_{eff}^{2,23} \quad R=0,05 \quad (22a)$$

$$da/dN = 8,18 \times 10^{-8} \Delta K_{eff}^{2,00} \quad R=0,1 \quad (22b)$$

Nous pouvons conclure que la vitesse de fissuration des matériaux $Re=1070$ MPa et $Re=830$ MPa peut être exprimée correctement par les équations ci-dessus, en utilisant le concept de ΔK_{eff} . Les différences observées entre les courbes de fissuration pour plusieurs rapports de charge sont principalement dues aux variations des rapports de la fermeture de fissure.

Résumé :

A l'issue de cette analyse de la fermeture de fissure, nous pouvons souligner les conclusions suivantes :

- La valeur du facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{ouv} peut être considérée constante en fonction de la longueur de fissure, pour un rapport de charge R . Cette valeur semble augmenter avec la limite d'élasticité Re , pour un même rapport de charge R .

- Le rapport d'ouverture U augmente avec ΔK , U augmente avec le rapport de charge R aussi. U dépend de R et K_{max} .

- ΔK_{eff} peut être considéré comme étant une correction des effets de chargement.

IV. 5. Modélisation de la propagation de fissure basée sur la taille de zone plastifiée

Dans cette partie, nous avons tenté d'évaluer l'influence de la limite d'élasticité sur la vitesse de fissuration, bien qu'il n'existe pas de corrélation correcte entre ce paramètre et ceux de la relation de Paris (C et m). Puisque la limite d'élasticité monotone R_e intervient dans la formulation de la taille de la zone plastique cyclique ω_0 . Lors de sa propagation la fissure donne naissance à des zones plastiques. D'une façon générale, plus la fissure avance plus la taille des zones plastiques augmente. Par conséquent, la vitesse de propagation peut être corrélée à l'énergie absorbée dans ces zones plastiques au voisinage du fond de la fissure. A partir de ces constatations, il peut sembler opportun de vérifier, dans notre cas, un modèle de propagation du type Iino[19] (voir chapitre I). Ce modèle propose une relation entre la vitesse de propagation et la taille de la zone plastique dans les cas des aciers, en considérant que la naissance de zone contribue à l'endommagement au fond de la fissure et par conséquent à son avancement. La vitesse de fissuration est exprimée alors par le modèle de Iino que nous avons modifié :

$$\frac{da}{dN} = (\omega_0^*)^2 \quad (23)$$

avec ω_0^* : Taille de la zone plastique corrigée, qui peut s'exprimer par $\omega_0^* = A_0^* \times \omega_0$ où ω_0 étant la taille de la zone plastique cyclique donnée par la relation suivante :

$$\omega_0 = (\Delta K / R_e)^2 / 2\pi \quad (24)$$

et A_0^* : Facteur correctif de la zone plastique.

Cette remarque conduit à réécrire ce modèle sous la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = (A_0^*)^2 \times (\omega_0)^2 \quad (25)$$

on pose $A = (A_0^*)^2$

Cette démarche constitue une première approximation de l'effet de la zone plastique et en particulier l'effet de la limite d'élasticité sur la propagation de fissure par fatigue.

Dans notre cas, nous avons analysé l'évolution du coefficient A pour les différentes valeurs du rapport de charge ($R=0,05-0,1-0,3$ et $0,5$) en fonction de l'évolution de la limite d'élasticité. La figure 33 met en évidence une évolution du type puissance entre A et R_e et ceci quelle que soit la valeur du rapport R. Nous constatons que la valeur du coefficient A augmente avec le rapport R, pour une valeur de R_e donnée (Figure 33).

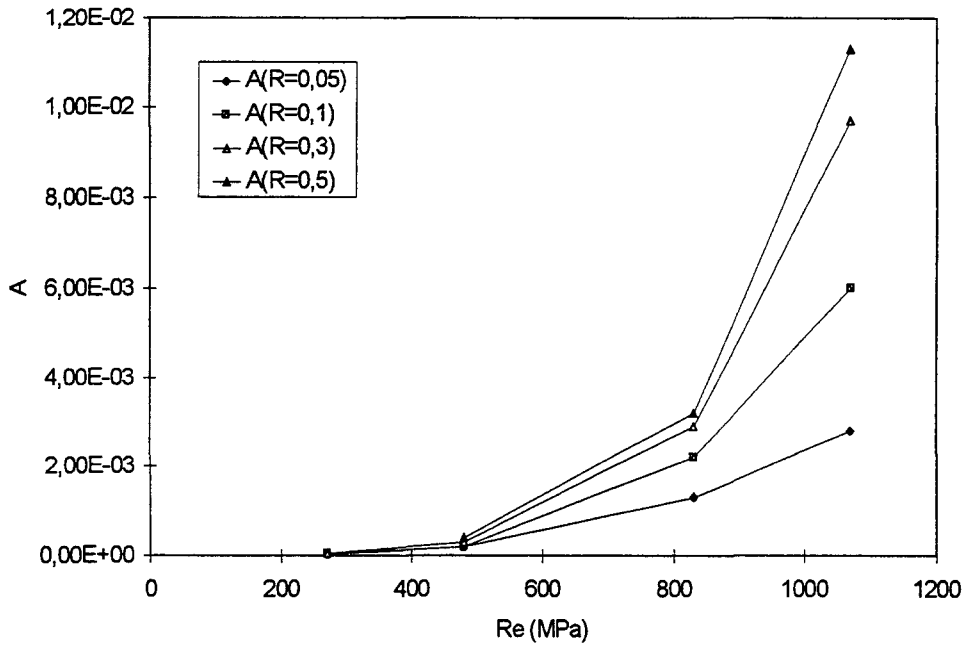


Figure 33 : Evolution du coefficient A en fonction de la limite d'élasticité.

Le coefficient A dépend alors de la limite d'élasticité. Cette corrélation peut s'écrire sous la forme suivante :

$$A = \alpha(R_e)^\beta \tag{26}$$

α et β sont des constantes déterminées expérimentalement.

Pour les différents rapport de charge, le tableau 10 donne les différentes valeurs des constantes α et β . Les valeurs de β varient peu : 3,32 à 3,86.

Rapport de charge R	α	β	Coefficient A
0,05	3×10^{-13}	3,32	$3 \times 10^{-13} R_e^{3,32}$
0,1	1×10^{-13}	3,54	$1 \times 10^{-13} R_e^{3,54}$
0,3	2×10^{-14}	3,82	$2 \times 10^{-14} R_e^{3,82}$
0,5	2×10^{-14}	3,86	$2 \times 10^{-14} R_e^{3,86}$

Tableau 10 : Evolution la vitesse de fissuration en fonction de la taille de la zone plastique.

Ce type de modèles présente 2 avantages :

- le premier étant le fait que l'exposant de ΔK est égal à 4. Ceci est en bon accord avec les premiers travaux de Paris et aussi avec tous les modèles basés sur l'endommagement au fond de la fissure.
- le second étant le fait que ce modèle permet de prendre en considération l'effet de la limite d'élasticité sur la vitesse de la propagation de fissure. Nous constatons que plus la limite d'élasticité augmente plus le coefficient A augmente et ceci quelle que soit la valeur du rapport R. (fig. 34).

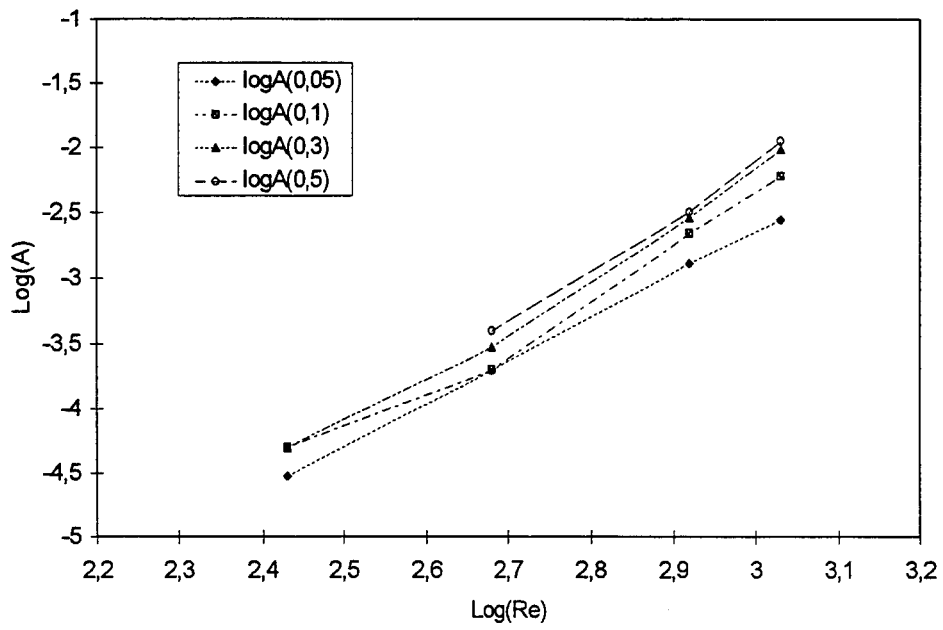


Figure 34 : Evolution de $\log(A)$ en fonction de $\log(Re)$, pour les différents rapports de charge.

IV.6. Analyse micrographique de la fissure

IV. 6.1. Observations du cheminement de fissure

Nous avons réalisé une étude du chemin de la fissure lors de sa propagation à travers l'éprouvette. D'une façon générale, la fissure se propage dans le plan perpendiculaire à la direction de la charge principale. La propagation microscopique est beaucoup plus complexe : la fissure se propage soit d'une façon rectiligne, soit d'une façon tortueuse.

Nous pouvons observer des segments où la fissure se propage selon une surface lisse et des endroits où il y a des déviations aléatoires de la fissure. Ainsi, nous avons observé de nombreuses ramifications de la fissure dominante, figure (35).

La propagation de fissure est en général transgranulaire, mais on peut trouver aussi des endroits où la fissure s'est propagée dans les joints de grains.

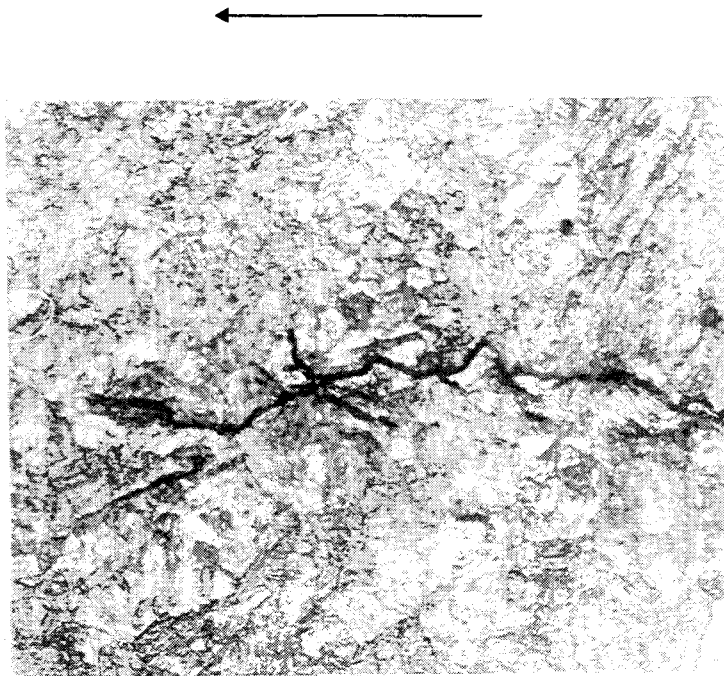


Figure 35 : Chemin de la fissure sur $Re=830$ MPa.

Quand nous avons observé la chemin totalité de propagation, (la fissure entière est présentée dans l'annexe), nous avons constaté que la fissure est plutôt lisse au début, et que la rugosité augmente avec la longueur de fissure. En faisant une comparaison entre plusieurs éprouvettes pour différents traitements thermiques, nous pouvons constater qu'il n'y a pas différences qualitatives entre les différents cas.

IV.6. 2. Examen des aspects de faciès de rupture au microscope électronique à balayage

La connaissance du processus de fissuration est d'une importance pratique considérable afin de mieux comprendre les origines d'un grand nombre de ruptures en service.

Les observations réalisées au M.E.B ont mis en évidence les détails des mécanismes de la rupture et des micro-mécanismes qui se produisent lors de la propagation de fissure. Ce qui nous a permis d'analyser la morphologie du fond de la fissure et tenter d'expliquer le phénomène de fermeture de la fissure.

Nous observons (fig 36a) que des stries de fatigue se développent localement pour les traitements thermiques qui conduisent à un état ductile ($R_e=270$ MPa). Les stries dans un grain ne sont pas toujours perpendiculairement orientées par la charge appliquée. C'est le cas quand les stries se développent à partir d'un mécanisme mixte de rupture, ductile - fragile. Normalement une strie de rupture correspond à une cycle de fatigue, une façon générale, plus l'amplitude de la contrainte maximale est grande, plus les stries sont larges (écartées). le pas de stries individuelles ont pu être mesurées la vitesse de fissuration selon l'échelle d'image. Dans le cas des traitements thermiques qui conduisent à une structure fragile ($R_e=1070$ et 830 MPa), le mécanisme de propagation reste toujours le mécanisme principal, La propagation de fissure dominante se fait par des séquences de rupture fragile qui selon l'orientation des grains suivre les joint des grains ou traverse les grains.

La discontinuité de la propagation des fissures est causée principalement par des joints de grains, la propagation de fissure n'est possible que lorsque l'intensité de contrainte cyclique est assez grande en traversant le joint de grain suivant. On observe de larges plages non striées. Les fissures secondaires que l'on trouve pendant la propagation de la fissure dominante et les nombreuses inclusions que l'on trouve partout (les points noirs) conduisent à une concentration contrainte, contrainte locale très élevée qui peut conduire à la rupture rapide de l'interface matrice métallique. En pratique, toutes les pièces soumises à la fatigue contiennent des défauts ou inclusions qui provoquent des concentrations locales de contrainte conduisant à la formation de microfissures. Par contre, les matériaux plus durs ($R_e=1070$ MPa et $R_e=830$ MPa), les stries fragiles sont plus difficiles à observer, la surface de rupture que l'on a trouvé est de type clivage.

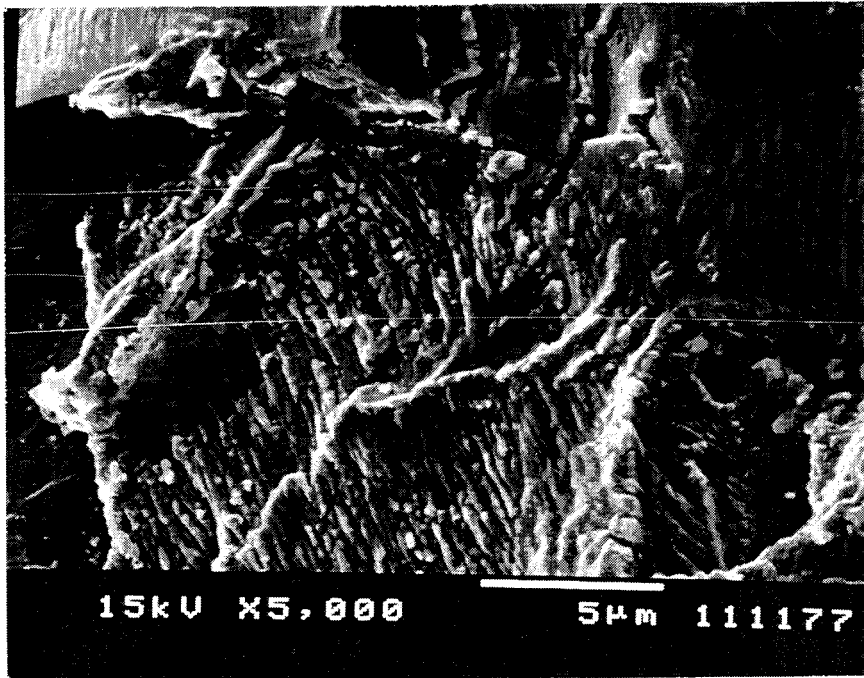


Figure. 36a : Fractographie de surface de rupture du matériau $Re=270$ MPa.

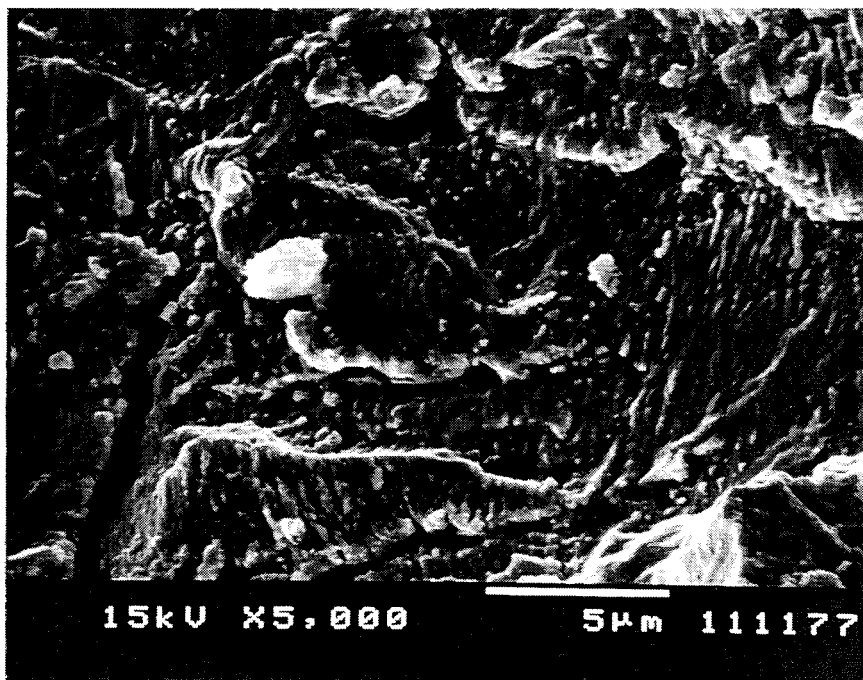


Figure. 36b : Fractographie de surface de rupture du matériau $Re=270$ MPa.

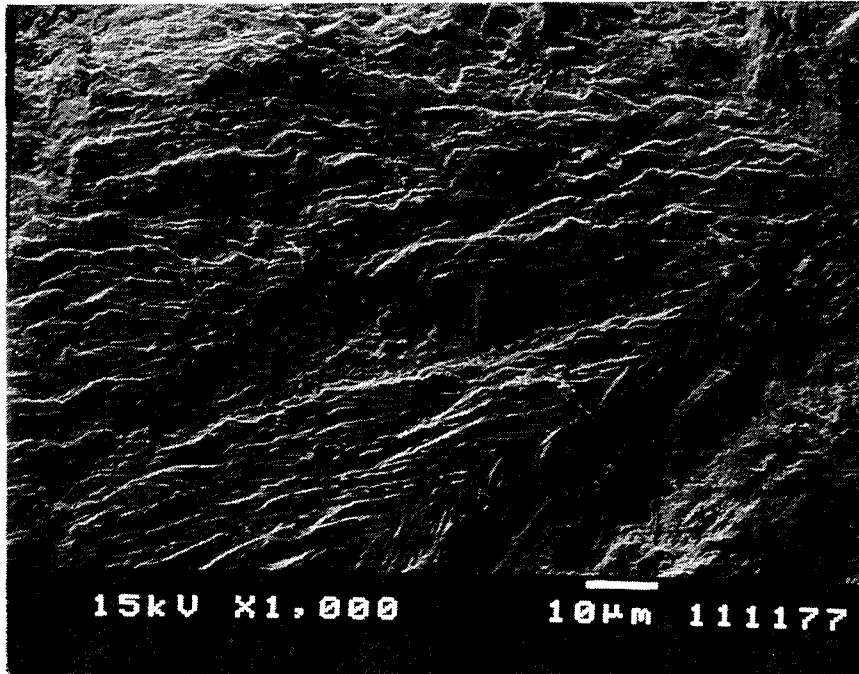


Figure. 36c : Fractographie de surface de rupture du matériau $Re=480$ MPa.

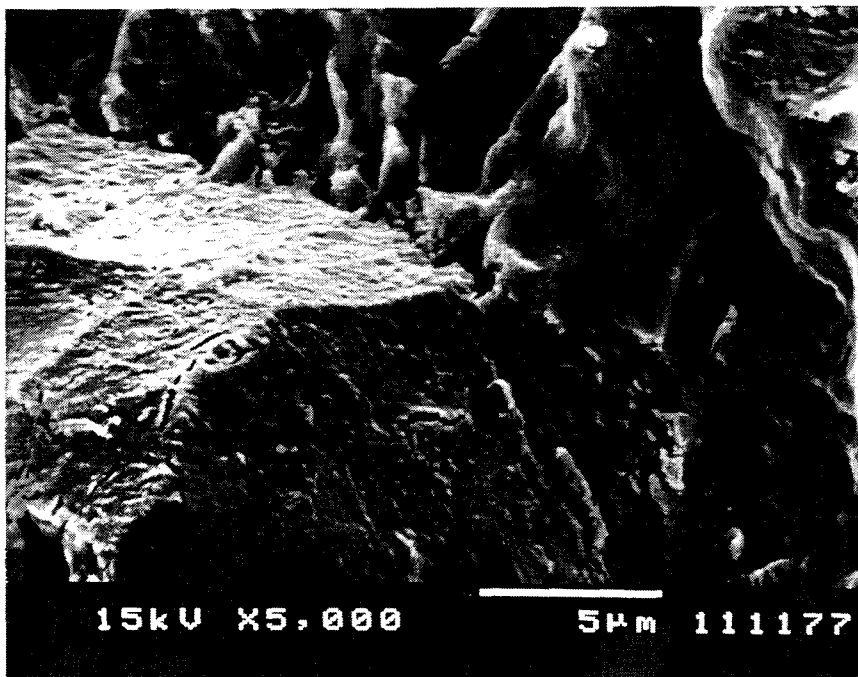


Figure. 36d : Fractographie de surface de rupture du matériau $Re=830$ MPa.

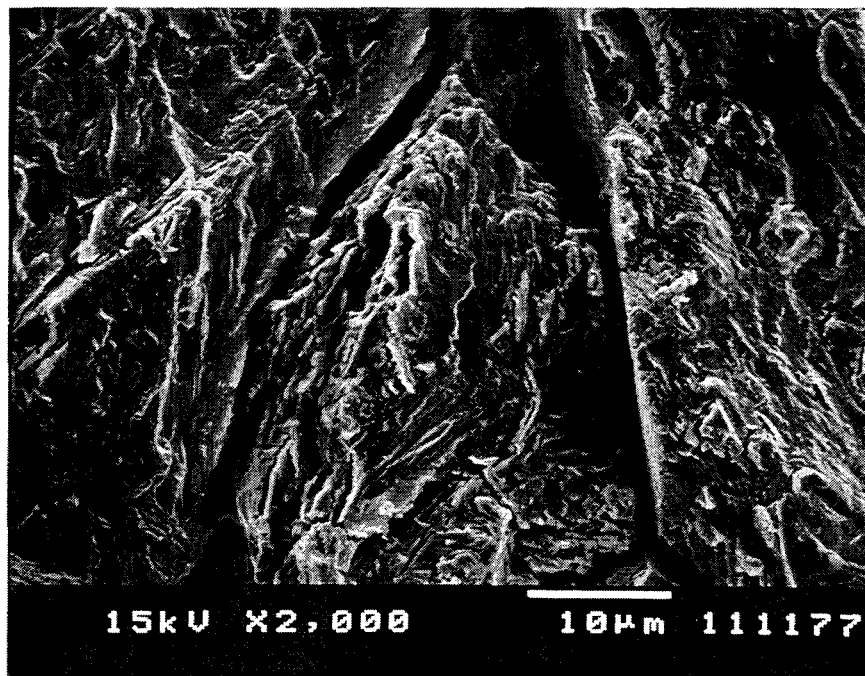


Figure. 36e : Fractographie de surface de rupture du matériau $Re=830$ MPa.

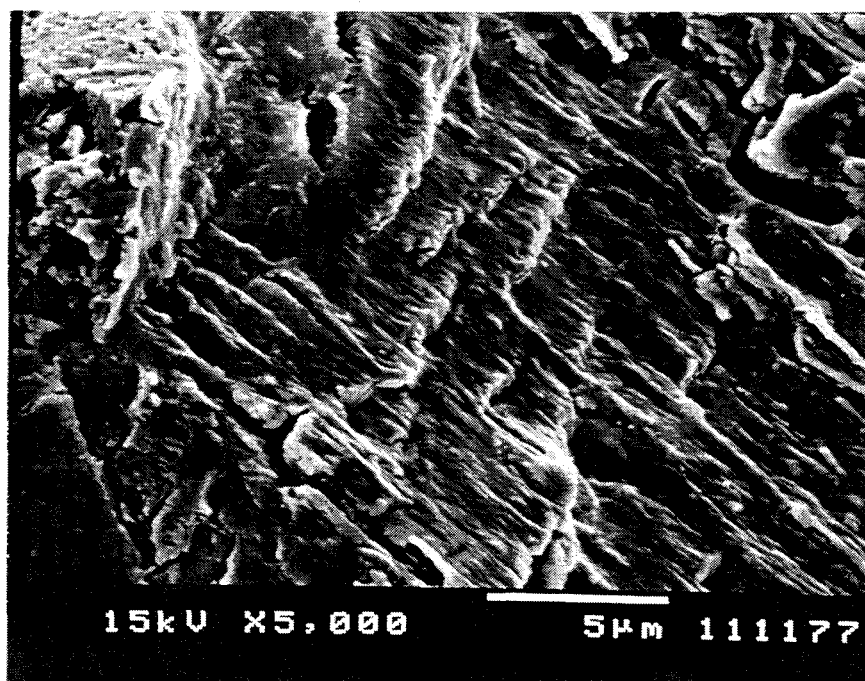


Figure. 36f : Fractographie de surface de rupture du matériau $Re=830$ MPa..

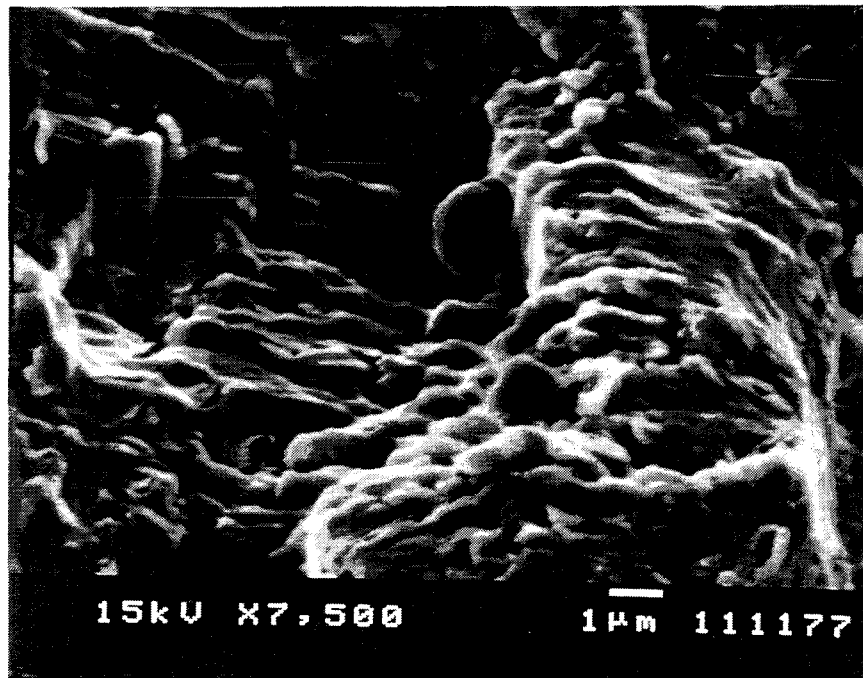


Figure. 36g : Fractographie de surface de rupture du matériau $Re=1070$ MPa.

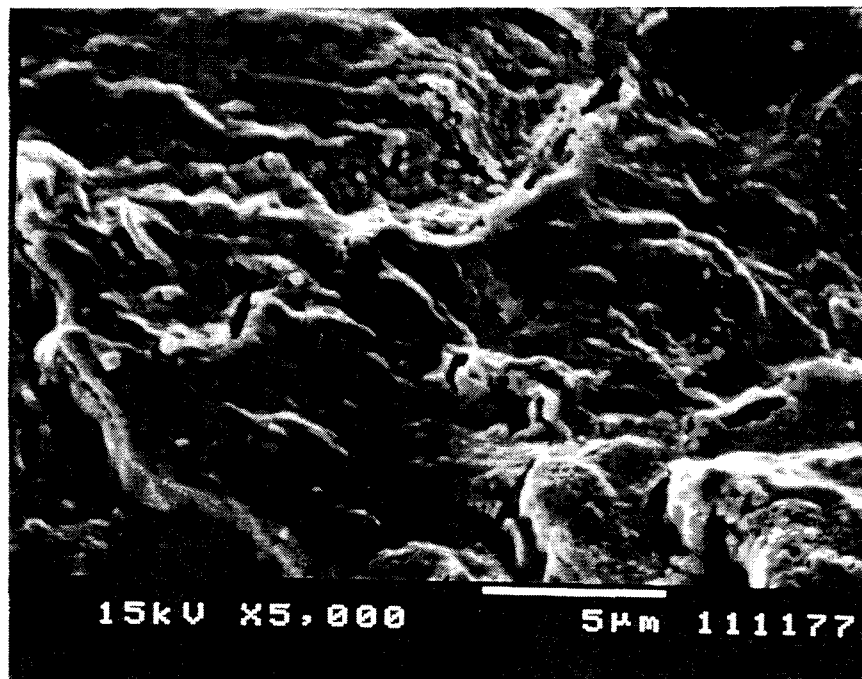


Figure. 36h : Fractographie de surface de rupture du matériau $Re=1070$ MPa.

Références bibliographiques :

- [1]. W.G. Clark and S.J. Hudak, "Variability in fatigue crack growth rate testing", *J. Test. Eval.* Vol. 3, N°6, pp. 454-476, (1975).
- [2]. S.B. Sing and R. Kumar, "Experimental observation of fatigue crack growth in IS-1020 steel under constant amplitude loading", *Int. J. Pres. Ves. piping* 53, pp. 217-227, (1993).
- [3]. R.W. Hertzberg, "On the calculation of closure-free fatigue crack propagation data in monolithic metal alloys", *Materials Science and Engineering A* 190, pp. 25-32, (1995).
- [4]. X. Decoopman, H. Wang, A. Imad, M. Nait-Abdelaziz and G. Mesmacque, "Influence of heat treatment on a 12NC6 steel about the behaviour in fatigue crack propagation", *International conference on material engineering*, pp. 1053-1062, September (1996).
- [5]. X. Decoopman, H. Wang, A. Imad, M. Nait-Abdelaziz and G. Mesmacque, "Correlation entre les paramètres C et m de la loi de paris en fissuration par fatigue", *Société Marocaine des Sciences Mécanique, Tétouan Maroc*, Avril (1997).
- [6]. T. Yokobori, "A critical evaluation of mathematical equation for fatigue crack growth with special reference to ferrite size and monotonic yield strength dependence", *A.S.T.M, STP. 675, Fatigue mechanics*, pp. 683-706, (1979).
- [7]. A. Baus, J.C. Charbonnier, H.P. Lieurade, B. Marandet, L. Roesch and G.Sanz, "Etude par la mécanique de la rupture de la ténacité de la fissuration par fatigue et de la fissuration par corrosion sous contrainte d'aciers à haute résistance", *Rev. Mét.* N° 5, pp. 891-935, (1975).
- [8]. T.R. Gurney, "An analysis of some fatigue crack propagation data for steels subjected to pulsating tension loading", *Research Report of the Welding Institute, E59, Welding Research International* Vol. 9, N°4, pp. 45-58, (1978).
- [9]. S. Chand and S.B. Garg. 'Crack propagation under constant amplitude loading', *Engng, Fract. Mech.* Vol. 21, N°1, pp.1-30, (1985).
- [10]. P. Mille, "Phénomène de fermeture à la pointe de fissure de fatigue dans le cas des aciers", *Thèse de l'université de Metz*, (1979).
- [11]. P. Karjani and H.P. Lieurade. "De la vitesse de fissuration par fatigue dans des aciers de construction faiblement alliés de nuance albanaise mécanique industrielle et matériaux". Vol. 48, N°3, pp.126-131, Septembre (1993).
- [12]. "Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates", *A.S.T.M, designation, E647-88a*, (1988).
- [13]. J.L. Breat, F. Mudry and A. Pineau, "Short crack propagation and closure effects in A508 steel, Fatigue. Engng. Mater. Struct.", (1984).
- [14]. X. Decoopman, H. Wang, A. Imad, M. Nait-Abdelaziz and G. Mesmacque, "The effects of loading parameters on fatigue crack propagation in a heat treated 12NC steel", *International conference Engineering against fatigue, Sheffield University, March 1997*.

-
- [15]. A. Bignonnet, R. Namdar and M. Truchon, "Fatigue crack growth rate in air of a quenched and tempered", C.R. 4th European Conference on fracture, Vol. II, pp. 417-425, (1982).
- [16]. J.E. Allison, R.C. Ku and M.A. Pompetzki, "A comparison of measurement methods and numerical procedures for the experimental characterization of fatigue crack closure", A.S.T.M, STP.982, pp. 171-185, (1988).
- [17]. J.H.Jr Stephen. and D.L. Davidson, "The dependence of crack closure on fatigue loading variables", A.S.T.M, STP 982, pp. 121-138, (1988).
- [18]. V. Bachmann and F.D. Munz, "Crack closure in fatigue of titanium alloy", Int. J. Fract. Mech, N°11, pp. 713-716, (1975).
- [19]. Y. Iino, "Fatigue crack propagation work coefficient-A material constant giving degree of resistance to fatigue crack growth", Eng. Fract. Mech, vol. 12, pp.219-226, (1988).

CONCLUSION

V. CONCLUSION

Ce travail a été mené dans le cadre d'une large étude concernant la propagation d'une fissure par fatigue sous amplitude de charge constante. D'une part, la relation de Paris-Erdogan a été vérifiée dans notre cas. Une analyse globale sur l'évolution des paramètres m et C a été réalisée. D'autre part, le modèle d'Elber a été utilisé pour étudier le phénomène de la fermeture de fissure. Cette étude a été conduite à 2 niveaux :

- une partie bibliographique qui a permis de faire le bilan des principaux travaux qui ont été menés dans ces domaines.
- une partie expérimentale qui a été réalisée sur un acier de nuance 12NC6, soumis à 4 traitements thermiques, avec 4 rapports de charges différents.

A l'issue de cette étude, nous pouvons tirer les conclusions suivantes concernant l'analyse de la propagation d'une fissure par fatigue utilisant la relation de Paris-Erdogan :

- La durée de vie, quantifiée par le nombre de cycles cumulés N_c , augmente lorsque la charge moyenne P_{moy} appliquée diminue. Cette étude a montré que la valeur de R à elle seule ne peut pas donner des indications sur l'évolution de la durée de vie.

- Les paramètres m et C de la relation de Paris-Erdogan ne sont pas affectés ni par la variation de la limite d'élasticité monotone R_e , ni par le coefficient d'écroutissage n . Dans la littérature, quelques travaux ont montré que l'exposant m diminue légèrement quand la limite d'élasticité augmente. Cette constatation ne peut en aucun cas être généralisée.

- Le coefficient C de la relation de Paris-Erdogan est inversement proportionnel à l'exposant m . Il existe alors une corrélation linéaire entre $\log C$ et m de la forme :

$$\log C = a + bm \quad \text{avec } a \text{ et } b < 0$$

- Nous pouvons considérer qu'il existe une droite maîtresse représentant l'évolution de $\log C$ en fonction de m , dans le cas d'une large gamme d'aciers. Tout point expérimental qui n'est pas situé dans la bande de dispersion, autour de cette droite, peut être considéré comme étant non valide. Donc, l'existence de telle droite peut constituer un indicateur d'erreur au niveau des essais de propagation de fissure par fatigue.

- L'étude de la variabilité de C et m a montré que la durée de vie augmente quand la valeur de C diminue pour une valeur de m donnée, ou bien quand la valeur de m diminue pour une valeur de C maintenue constante.

- Lorsque le rapport de charge augmente, les paramètres C et m peuvent augmenter ou diminuer. Il est difficile d'avoir une tendance claire.

- La vitesse de propagation est plus rapide dans le cas du traitement thermique TT4 où la limite d'élasticité est la plus faible ($R_e=270$ MPa), dans ce cas la structure est ferrito-perlitique en bandes. La vitesse de propagation est plus lente dans le cas du traitement thermique conduisant à la limite d'élasticité la plus élevée ($R_e=1070$ MPa), dans ce cas la structure est martensitique.

En ce qui concerne le phénomène de la fermeture de fissure, nous pouvons souligner les remarques suivantes :

- La méthode de compliance semble être une technique correcte pour la détection de la charge d'ouverture de la fissure P_{ouv} .
- La charge à l'ouverture P_{ouv} diminue lorsque la longueur de fissure augmente. L'évolution de ces 2 quantités se fait presque d'une façon linéaire.
- La valeur du facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture K_{ouv} peut être considérée constante quelle que soit la longueur de fissure.
- La fermeture de fissure a été observée uniquement pour les valeurs les grandes des limites ($R_e = 830$ et 1070 MPa), dans les cas où les valeurs du rapport de charge R sont faibles. Pour les limites d'élasticité les plus faibles ($R_e = 270$ et 480 MPa), aucune fermeture n'a été détectée et ceci quelle que soit la valeur du rapport de charge R . Ceci est certainement dû au fait que les amplitudes du chargement appliquées sont les mêmes pour toutes les valeurs des limites d'élasticité. Ce qui signifie que, pour les faibles valeurs de R_e , la valeur de K_{ouv} reste toujours inférieure à celle de K_{min} .
- En partant du principe que $\Delta K_{eff} = \Delta K$ à partir du rapport R où la fermeture de fissure n'est plus observée, La détermination par calcul de ΔK_{eff} est effectuée à partir d'une correction des effets des conditions de chargement sur les courbes de propagation. Pour y parvenir, la relation de Paris-Erdogan a été réécrite sous la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = 3 \times 10^{-5} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_0} \right)^m$$

Les valeurs déterminées à l'aide de cette technique approximative semble être vérifiées par les valeurs issues des résultats expérimentaux.

Le rapport d'ouverture U semble dépendre à la fois de R et de K_{max} . Ce rapport s'exprime correctement en utilisant la relation suivante :

$$U = \frac{1}{1-R} \left(1 - \frac{K_{ouv}}{K_{max}} \right)$$

puisque la valeur de K_{ouv} est constante, cette expression montre clairement que U dépend de K_{max} et R . Tous les résultats issus de la littérature confirment que U augmente quand R augmente, soit d'une façon linéaire ou d'une façon polynomiale. Par contre, il existe des contradictions quant aux conclusions concernant l'évolution de U en fonction de K_{max} .

Par ailleurs, nous avons vérifié un modèle de propagation basé sur la taille de la zone plastique corrigée. Cette zone est considérée proportionnelle à la taille de la zone plastique monotone et peut constituer une approche à la zone subissant les forte endommagements qui seront à la base de la propagation d'une fissure par fatigue. Ce modèle, issu de celui dû à Iino, s'écrit sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = (\omega^*)^2 \quad \text{avec } \omega^* = A \times \omega_0 \quad (\omega_0 \text{ taille de la zone plastique monotone})$$

Ce type de modèles conduit à une expression de la vitesse de fissuration au fonction de $(\Delta K)^4$. Cette forme d'équation étant du même type que la relation de Paris initiale. De plus, ce modèle a le mérite de prendre en considération l'effet de la limite d'élasticité.

ANNEXES

COURBES DE TRACTION

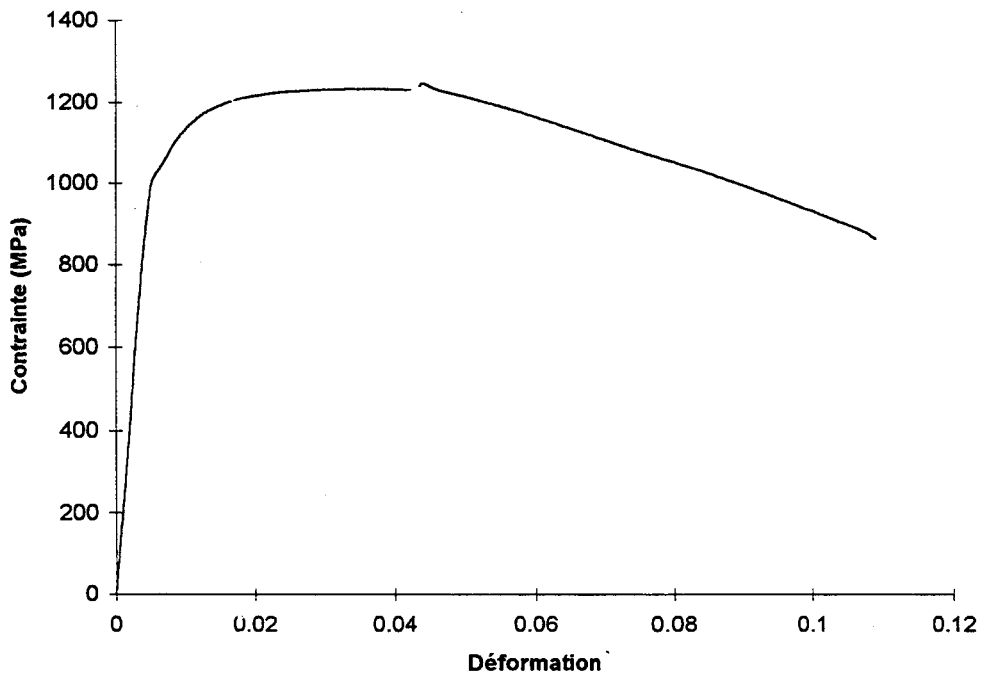


Figure I.1 : La courbe de traction pour dans le cas du traitement thermique TT1.

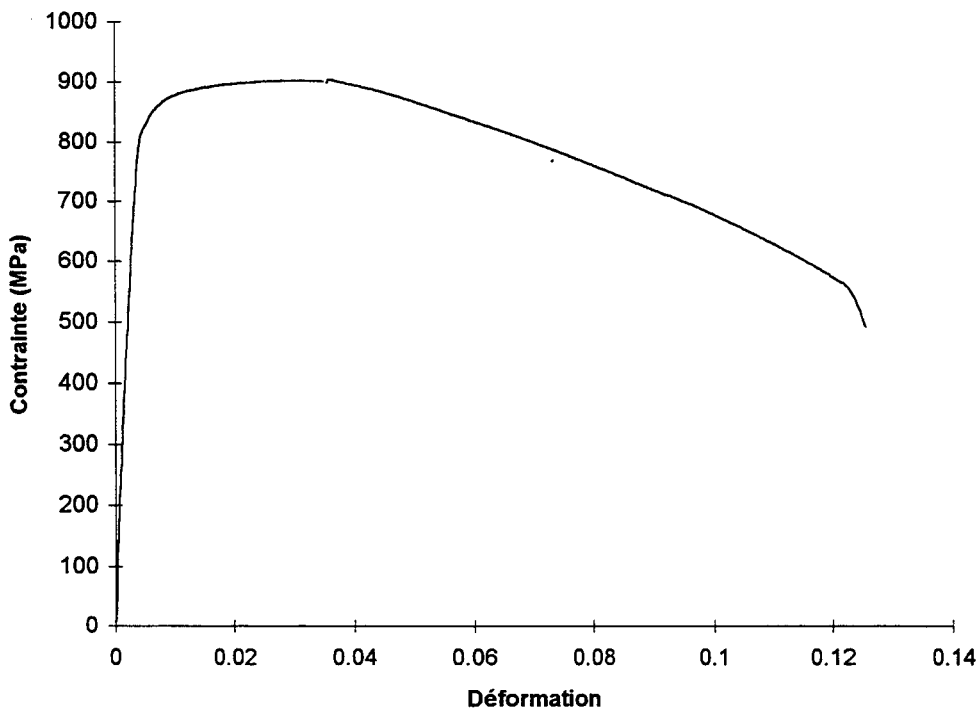


Figure I.2 : La courbe de traction dans le cas du traitement thermique TT2.

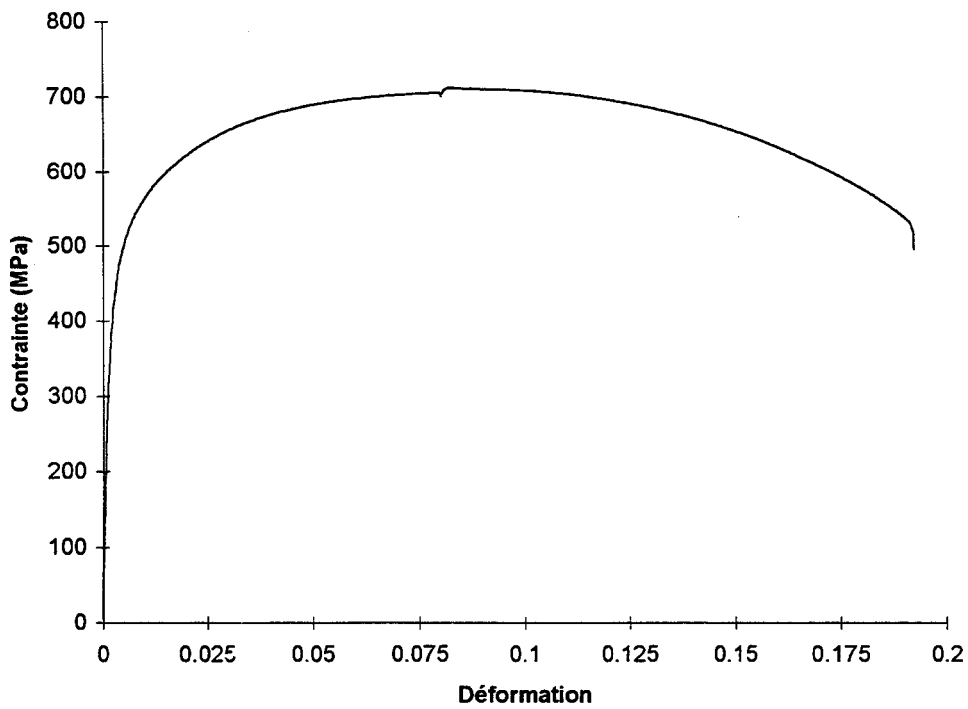


Figure I.3 : La courbe de traction dans le cas du traitement thermique TT3.

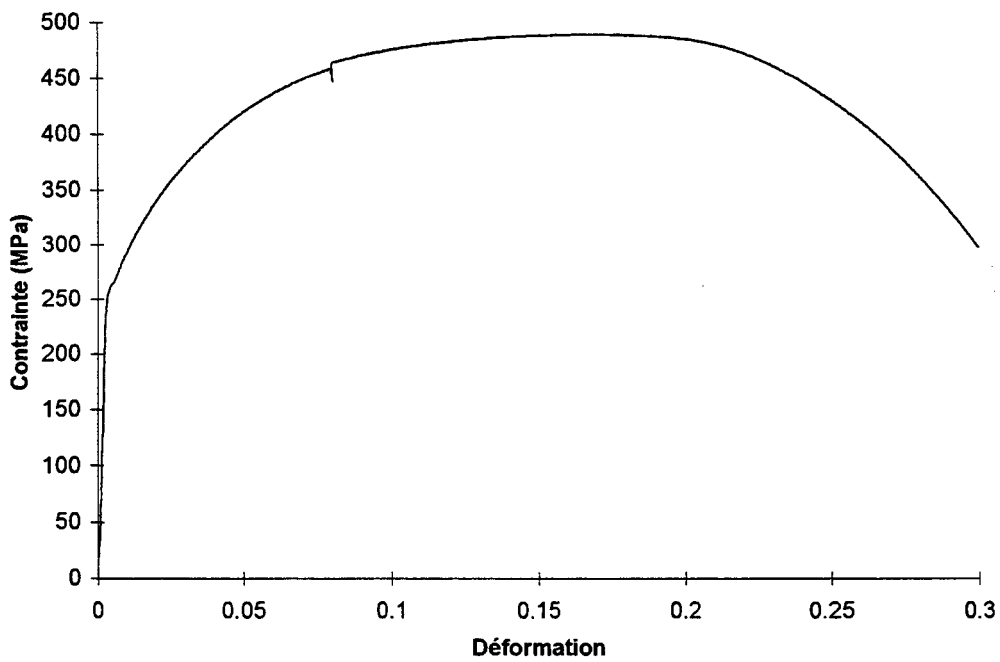


Figure I.4 : La courbe de traction dans le cas du traitement thermique TT4.

COURBES DE FISSURATION

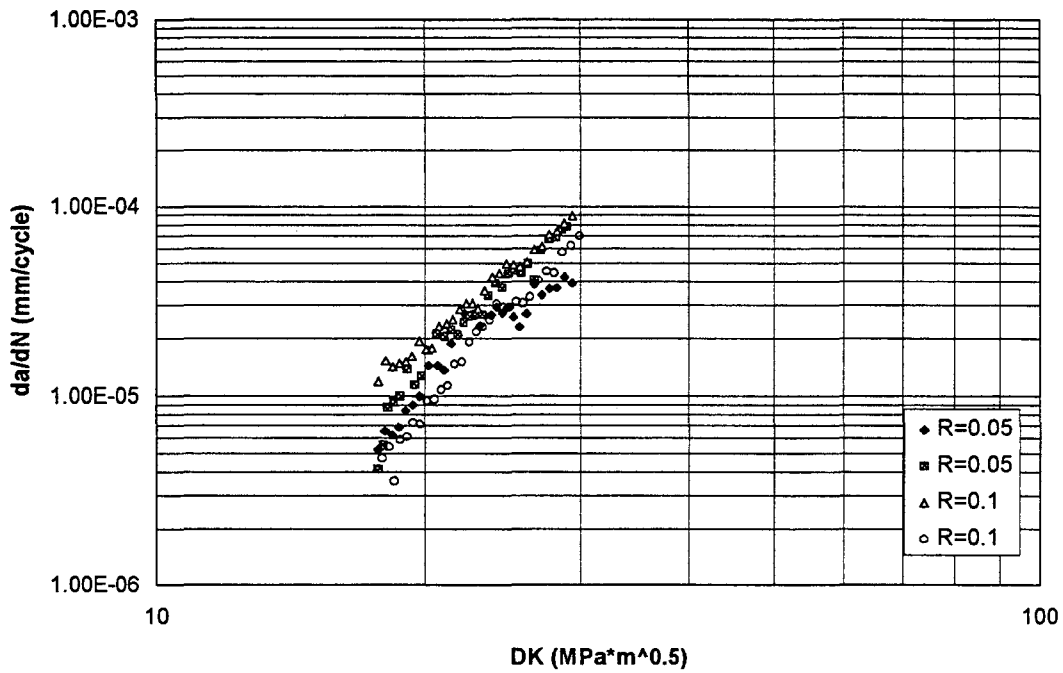


Figure 2.1 : Evolution de la vitesse de la fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $R=0,05$ et $0,1$ pour $Re=1070$ MPa.

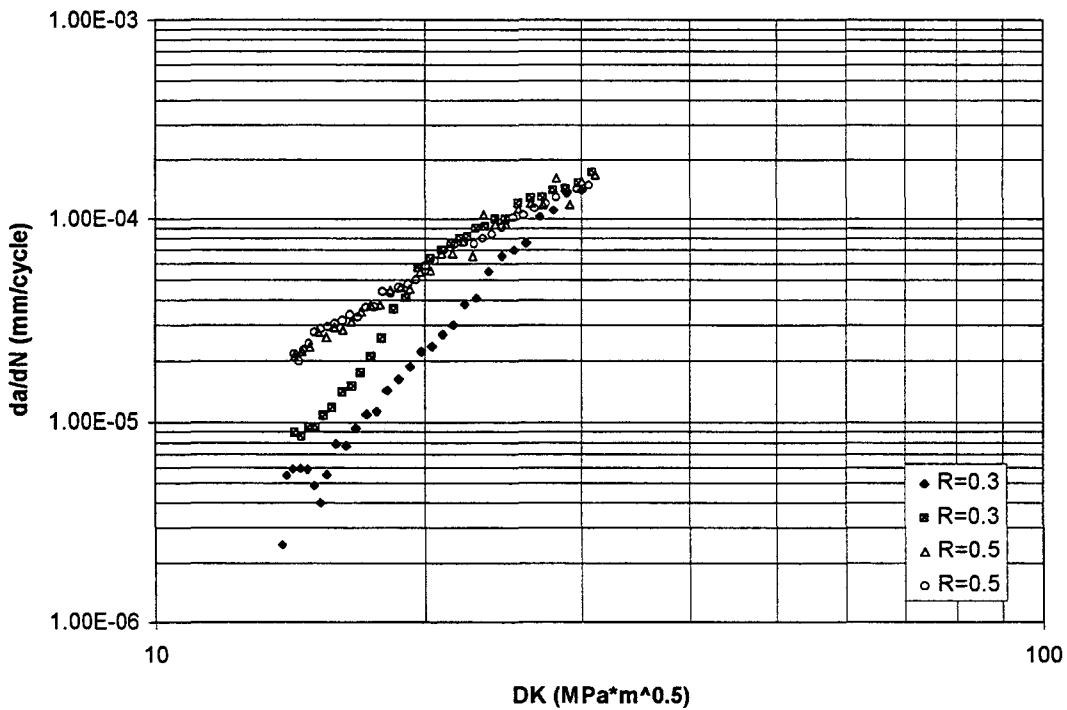


Figure 2.2 : Evolution de la vitesse de la fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $R=0,3$ et $0,5$ pour $Re=1070$ MPa.

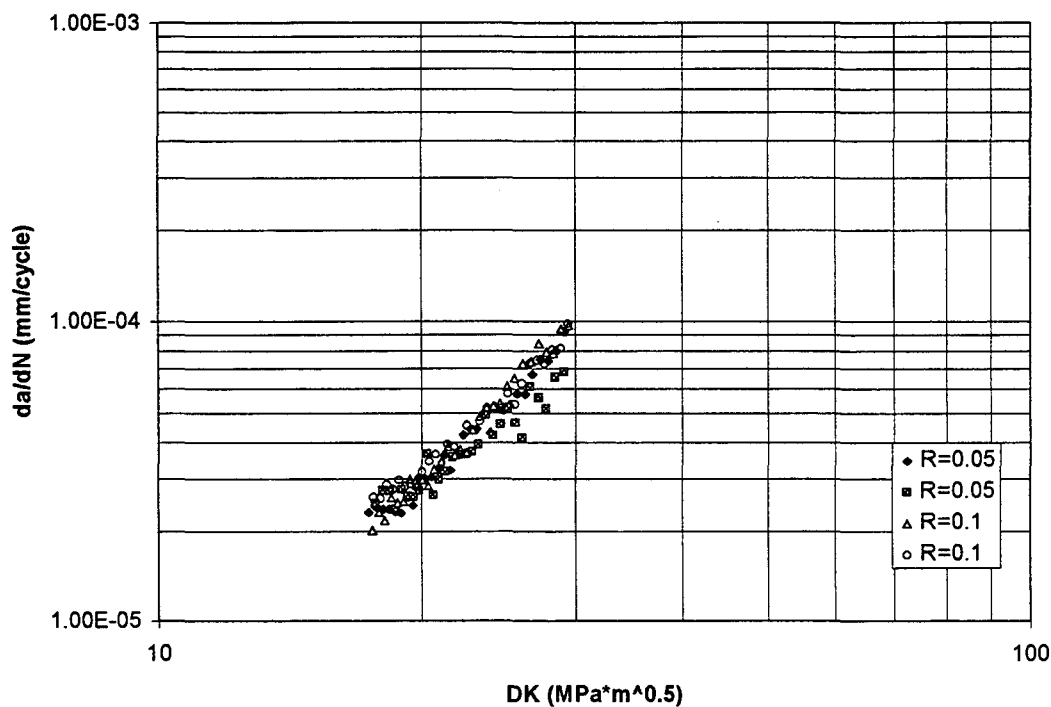


Figure 2.3 : Evolution de la vitesse de la fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $R=0,05$ et $0,1$ pour $Re=830$ MPa.

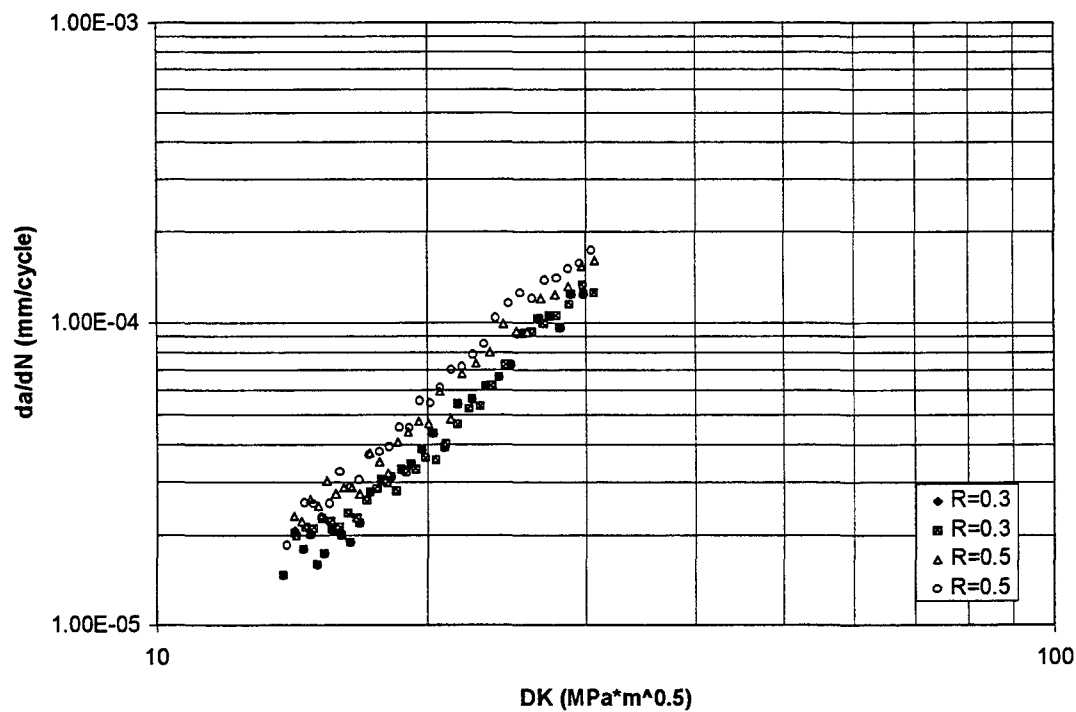


Figure 2.4 : Evolution de la vitesse de la fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte $R=0,3$ et $0,5$ pour $Re=830$ MPa.

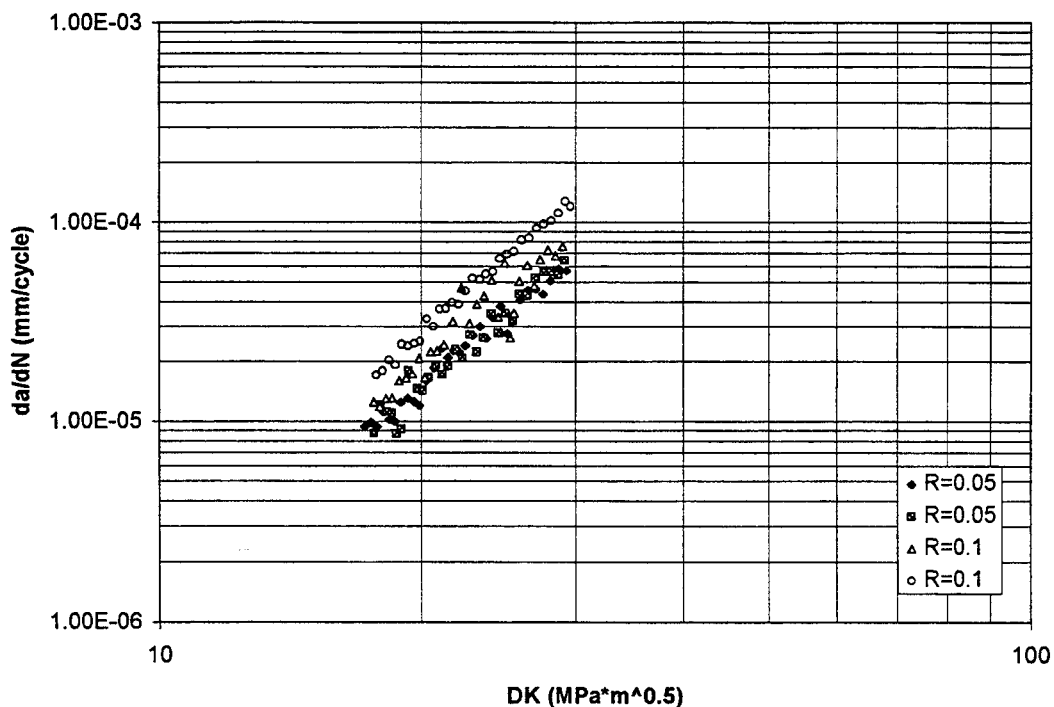


Figure 2.5 : Evolution de la vitesse de la fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $R=0,05$ et $0,1$ pour $Re=480$ MPa.

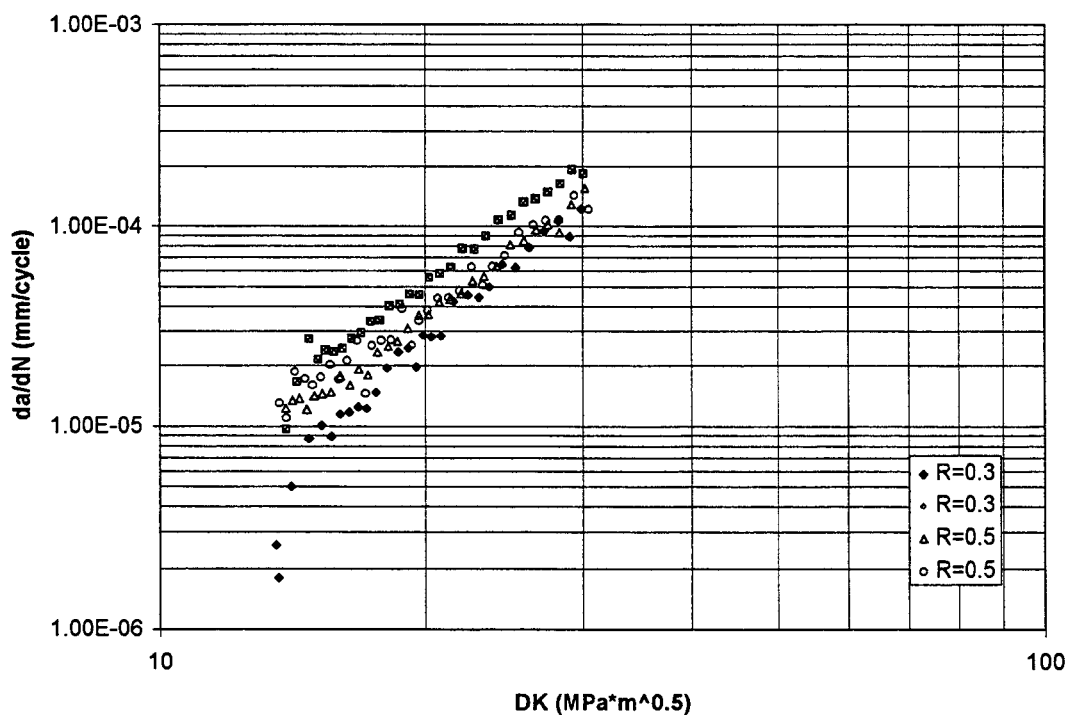


Figure 2.6 : Evolution de la vitesse de la fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte $R=0,3$ et $0,5$ pour $Re=480$ MPa.

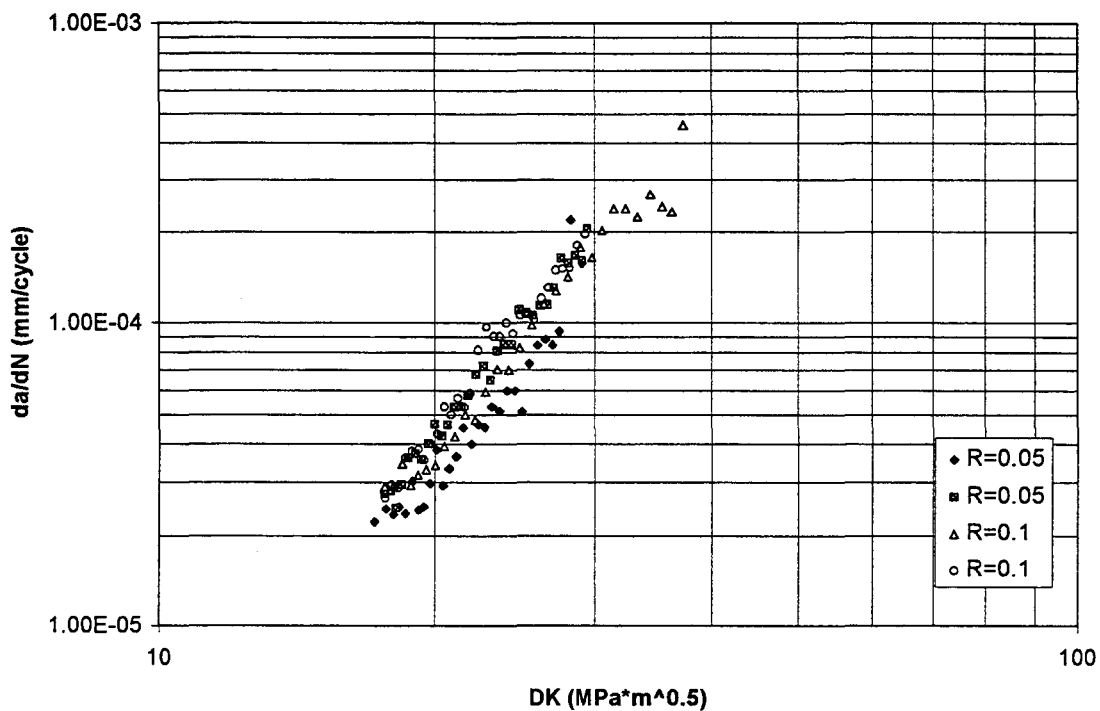


Figure 2.7 : Evolution de la vitesse de la fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $R=0,05$ et $0,1$ pour $Re=270$ MPa.

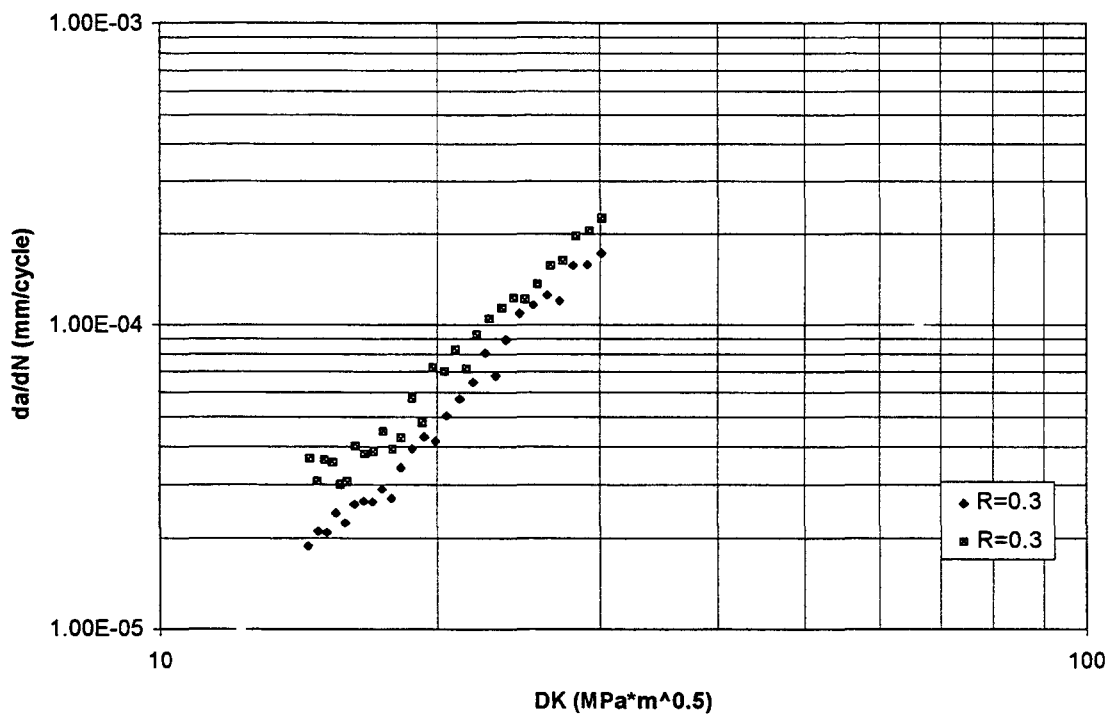


Figure 2.8 : Evolution de la vitesse de la fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à $R=0,3$ pour $Re=270$ MPa.

VALEURS DE K_{OUV} EN FONCTION DE a/W

R=0.05				R=0.1				R=0.3			
a (mm)	K _{ouv} (MPa√m)	a (mm)	K _{ouv} (MPa√m)	a (mm)	K _{ouv} (MPa√m)	a (mm)	K _{ouv} (MPa√m)	a (mm)	K _{ouv} (MPa√m)	a (mm)	K _{ouv} (MPa√m)
24.61	9.17	24.3	7.07	24.59	7.52	24.27	8.88	40.38	11.47	40.29	9.27
25.08	9.32	24.65	6.95	25.01	7.09	24.74	8.93	40.66	11.57	40.78	9.28
25.67	9.38	25.04	6.83	25.65	7.80	25.28	8.97	41.25	11.51	41.25	9.25
26.17	9.39	25.47	6.81	26.15	7.49	25.6	9.16	41.76	11.61	41.77	9.19
26.72	9.34	25.94	6.83	26.67	7.45	26.13	9.21	42.26	11.63	42.24	9.15
27.31	9.48	26.43	6.78	27.17	7.67	26.65	9.26	42.67	11.24	42.78	9.14
27.85	9.54	27.13	6.82	27.7	7.47	27.23	9.29	43.01	11.27	43.31	8.52
28.4	9.54	27.64	6.91	28.32	7.36	27.73	9.32	43.48	11.17	44.01	8.53
29.27	9.62	28.15	6.90	28.76	7.41	28.39	9.26	44.15	11.21	44.46	8.47
29.85	9.77	28.76	6.66	29.26	7.47	28.92	9.3	44.65	11.38	45.02	8.34
30.33	9.82	29.45	6.57	29.91	7.34	29.46	9.3	45.26	11.41	45.61	8.04
30.99	9.87	30.02	6.59	30.46	7.36	29.97	9.25	45.85	11.46	46.23	7.30
31.51	10.13	30.60	6.68	30.99	7.33	30.63	9.29	46.37	11.58		
32.05	10.29	31.08	6.70	31.56	7.41	31.16	9.39	47	11.56		
32.45	10.21	31.61	6.74	32.08	7.40	31.83	9.12	47.57	11.52		
33.2	10.26	32.14	6.78	32.57	7.17	32.37	9.13	48.15	11.62		
33.73	10.24	32.62	6.78	33.03	7.08	32.9	9.20	48.73	11.56		
34.13	10.13	33.07	6.86	33.6	6.93	33.4	9.18	49.25	11.68		
34.57	10.2	33.61	6.9	34.19	6.63	34.01	9.15	49.79	11.55		
34.98	10.23	34.19	6.92	34.72	6.86	34.48	9.15	50.33	11.59		
35.42	10.31	34.64	6.89	35.27	6.89	34.95	9.14	50.94	11.69		
35.81	10.38	35.17	6.86	35.76	6.90	35.45	9.1	51.47	11.52		
36.27	10.32	35.62	6.88	36.24	6.90	35.94	9.12	52.13	11.56		
36.81	10.18	36.07	6.83	36.75	6.77	36.47	9.00	52.72	11.20		
37.39	10.22	36.56	6.84	37.31	6.72	37.08	8.98				
37.9	10.26	36.97	6.85	37.8	6.63	37.67	8.92				
38.45	10.32	37.55	6.79	38.37	6.56	38.16	8.88				
38.93	10.29	38.08	6.91	38.85	6.54	38.79	8.82				
39.48	10.31	38.50	6.84	39.38	6.48	39.35	8.79				
39.99	10.29	39.26	6.95	39.96	6.46	39.98	8.72				

Tableau 1 : Evolution de l'ouverture du facteur d'intensité de contrainte en fonction de longueur de fissure pour Re=1070 MPa

R=0.05				R=0.1			
a (mm)	K_{ouv} (MPa√m)	a (mm)	K_{ouv} (MPa√m)	a (mm)	K_{ouv} (MPa√m)	a (mm)	K_{ouv} (MPa√m)
24.62	2.89	24.83	3.65	24.43	3.17	24.43	4.59
25.24	2.86	25.36	3.48	24.88	3.18	24.95	4.61
25.85	2.87	25.86	3.53	25.39	3.34	25.44	4.59
26.37	2.90	26.36	3.60	25.87	3.21	25.99	4.23
26.8	2.96	26.86	3.62	26.44	3.31	26.47	4.06
27.33	2.95	27.33	3.54	26.94	3.12	26.99	4.20
27.83	2.95	27.88	3.53	27.45	2.77	27.47	4.31
28.32	2.91	28.33	3.60	28.05	3.85	27.96	4.26
28.84	2.91	28.9	3.49	28.53	2.86	28.45	4.57
29.54	2.90	29.41	3.15	29.04	2.45	28.99	4.46
29.99	2.78	29.93	3.09	29.52	4.64	29.54	4.55
30.49	2.66	30.46	3.35	30.07	3.81	30.09	4.60
31.03	2.63	31.04	3.17	30.62	2.91	30.56	4.55
31.6	2.64	31.49	3.10	31.2	2.43	31.11	4.46
32.15	2.61	32	3.11			31.61	4.37
32.66	2.58	32.59	3.24			32.08	4.10
33.16	2.57	33.12	3.14			32.67	4.22
33.69	2.73	33.63	3.25			33.17	4.27
34.33	2.74	34.18	3.22			33.71	4.33
34.83	2.8	34.61	3.23			34.28	4.24
35.38	2.77	35.13	3.35			34.8	4.21
35.98	2.71	35.64	3.20			35.29	4.09
36.49	2.87	36.17	3.11			35.84	4.09
36.94	2.63	36.72	3.11			36.32	4.12
37.61	2.83	37.24	3.16			36.88	4.16
38.17	2.71	37.81	3.40			37.46	4.08
38.66	2.48	38.37	3.11			38.45	4.14
39.38	2.67	38.89	3.08			39.07	4.13
39.96	2.49	39.45	3.10			39.6	4.02
		40.05	3.14			40.09	4.08

Tableau 2 : Evolution de l'ouverture du facteur d'intensité de contrainte en fonction de longueur de fissure pour Re=830 MPa .

**METHODE ANALYTIQUE D'ESTIMATION
DES CONTRAINTES RESIDUELLES
(SELON FLECK)**

Méthode analytique d'estimation des contraintes résiduelles, selon Fleck [1]

Cette méthode suppose que le facteur d'intensité de contrainte au fond de la partie ouverte de la fissure est égal à zéro. Le facteur d'intensité de contrainte K_a , dû à la charge appliquée, est déterminé à partir de la charge P_i et la longueur de la fissure a_i . L'intensité de la contrainte due aux contraintes résiduelles de « fermeture » est calculée à partir de la relation suivante :

$$K(a) = \int_0^a \sigma(x) m(x, a) dx \quad (1)$$

où les différents termes sont définis sur la figure (1), le facteur $m(x, a)$ exprime une « fonction de poids ». Pour une éprouvette du type SENT, le facteur $m(x, a)$ est exprimé par la formule suivante :

$$m(a) = \left(\frac{2}{\pi da} \right)^{1/2} \left(1 + 0.6147 \frac{da}{a} + 0.2502 \frac{da}{a} \right) \quad (2)$$

quand $da/a \ll 1$, la relation (2) devient alors :

$$m(a) = \left(\frac{2}{\pi da} \right)^{1/2} \quad (3)$$

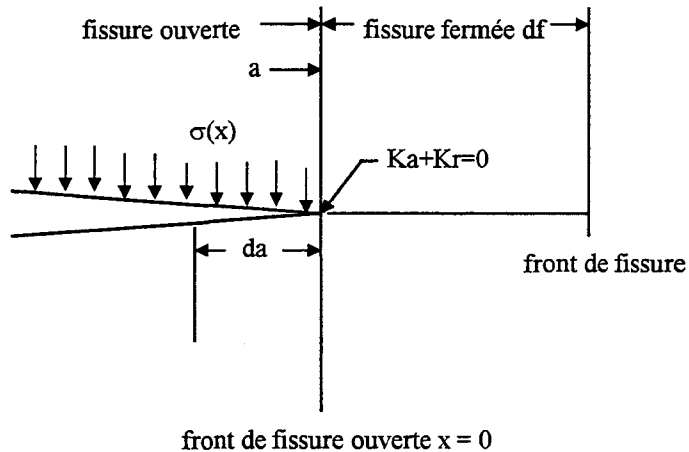


Figure 1: Modèle de Fleck pour déterminer les contraintes résiduelles au fond d'une fissure.

Pour déterminer les contraintes résiduelles de compression $\sigma(x)$, il est nécessaire de résoudre l'équation intégrale suivante :

$$\int_0^a \sigma(x) m(a) dx + \frac{P}{A} (F, \pi a)^{1/2} = 0 \quad (4)$$

où F est un facteur géométrique, A est la dimension de la surface de la section de l'éprouvette. L'équation (4) est résolue en évaluant par incrémentation $\sigma(x)$ quand P_i et a_i augmentent et en utilisant la relation suivante :

$$\sigma(x) = \frac{dK(a)}{da} \frac{1}{m(a)} \quad (5)$$

Par cette procédure, la longueur de la fissure ouverte est presque nulle quand la charge tend vers P_{min} pour $R=0.1$. Dans ce cas, il n'y a pas de contraintes résiduelles de compression parce que K tend vers zéro. Si la charge P augmente avec l'incrément de la longueur de fissure Δa , la valeur de $K(a)$ évolue selon l'équation (5).

[1]. Davidson.D.L « Plasticity induced fatigue crack closure », *Mechanics of fatigue crack closure*, ASTM, 982, pp. 44-61, (1988).

FORME DES FRONTS DE FISSURES

Forme des fronts de fissure

En raison des états de contrainte différents près de la surface de l'échantillon (contraintes planes) et au coeur de l'éprouvette (déformation plan), le front de fissure en général présente une légère courbure. La fissure s'amorce d'abord au centre de l'éprouvette où l'intensité des contraintes atteint son maximum. La fissure commence à se propager au centre et puis vers surface. De ce fait, la longueur de la fissure n'est pas la même à travers l'épaisseur de l'éprouvette, l'ouverture du fond de fissure est plus avancée à coeur qu'à la surface. En effet, la fissure est plus longue à coeur qu'en surface.

Re (MPa)	B (mm)	R	K_{max} (MPa* \sqrt{m})	$S=2.5*(K_{max}/Re)^2/B$	état de contrainte
270	15	0.05	18	0.74	D.P
			30.59	2.16	mixte
270	15	0.1	19.21	0.84	D.P
			32.44	2.41	mixte
270	15	0.3	20.09	1.49	mixte
			43.28	4.28	C.P
480	15	0.05	18.13	0.24	D.P
			30.84	0.69	D.P
480	15	0.1	19.16	0.27	D.P
			32.09	0.75	D.P
480	15	0.3	19.43	0.27	D.P
			42.92	1.33	mixte
480	15	0.5	27.38	0.54	D.P
			60.47	2.65	mixte
830	15	0.05	18.35	0.081	D.P
			30.75	0.23	D.P
830	15	0.1	19.19	0.089	D.P
			32.65	0.26	D.P
830	15	0.3	19.99	0.10	D.P
			43.97	0.47	D.P
830	15	0.5	27.40	0.18	D.P
			61.04	0.90	D.P
1070	15	0.05	18.42	0.05	D.P
			31.00	0.14	D.P
1070	15	0.1	19.38	0.059	D.P
			32.59	0.155	D.P
1070	15	0.3	19.80	0.057	D.P
			43.14	0.27	D.P
1070	15	0.5	28.04	0.11	D.P
			62.28	0.56	D.P

Tableau. 1. Les conditions des essais
 Déformations Planes (D.P) si $S < 1$ et Contraintes Planes (C.P) si $S > 4$
 Etat Mixte si $1 \leq S \leq 4$

Lorsque la charge sollicitation à l'éprouvette augmente, une phase transition à cause de laquelle l'ouverture de la fissure progresse de l'intérieur vers extérieur, en même temps que la fissure change de configuration. Comme on peut remarque que quelquefois la fissure n'avance pas de façon homogène tout au long du front, le front de fissure est alors souvent plus ou moins

courbé. Lorsque la valeur ΔK_{eff} n'est pas trop faible, c'est à coeur de l'éprouvette que la profondeur de fissure est la plus grande. Ce phénomène est dû à la différence de l'état de contrainte entre la surface et le coeur.

Il faut noter que la forme du front de fissure n'est pas tout à fait une courbure régulière. Ceci est dû à la différence de longueur de fissure entre les deux faces de l'éprouvette. Ce qui modifie sûrement la distribution des contraintes le long du front. Le tableau (1) donne selon "Matsuoka" l'état de contraintes dans lequel s'effectuent les essais. Dans la pratique, tous les cas se déroulent dans un état de déformations planes.

PROFIL DE LA FISSURE



Figure 1. Fissure entière à l'éprouvette. (16 - 56 mm).

