

50376  
1989  
335

50376  
1989  
335

N° d'ordre : 469

**Université des Sciences et Techniques de Lille Flandres Artois.**

**THESE**

**présentée pour obtenir le grade de**

**DOCTEUR EN MECANIQUE**

**par**



**Abdellatif IMAD**

**Enseignant-Chercheur , HEI, Lille.**

**MECANISMES DU RETARD INDUIT PAR L'APPLICATION  
D'UNE SURCHARGE AU COURS DE LA PROPAGATION D'UNE  
FISSURE DE FATIGUE.**

soutenu le 22 Décembre 1989 devant la commission d'examen composée de :

**M. J. DE FOUQUET : Rapporteur, professeur à L' ENSMA, POITIERS**  
**M. G. PLUVINAGE : Rapporteur, professeur à L'Université de METZ.**  
**M. B. JOURNET : Examineur, AEROSPATIALE à SURESNES.**  
**Mme S. DEGALLAIX : Examineur, professeur à L'IDN, LILLE.**  
**M. J.P. HENRY : Examineur, professeur à L'EUDIL, LILLE.**  
**M. G. MESMACQUE : Examineur, professeur à L'USTLFA.**  
**M. M. VITTU : Invité, Directeur HEI, LILLE.**

*"Il est parfois plus simple d'admettre  
que les choses sont compliquées que de  
s'acharner à les simplifier à tout prix"*

**Yves BAREL.**

*"Il est impossible de comprendre le  
tout sans comprendre chacune de ses  
parties, comme il est impossible de  
comprendre chacune de ses parties  
sans comprendre le tout"*

**Blaise PASCAL.**

**Je dédie ce mémoire à :**

**ma mère Fatima,**

**mon père Mohamed,**

**mon frère Abderrahim,**

**mes frères et soeurs,**

**Véronique,**

**ma fille Sofia,**

**tous mes proches,**

**tous les amis de l'Association TEXTURE,**

**sans qui ce travail n'aurait pas vu jour.**

## **REMERCIEMENTS.**

Ce travail a été réalisé au sein du Laboratoire de Mécanique des Matériaux de L'Université des Sciences et Techniques de Lille Flandres Artois, dirigé par Monsieur Le Professeur G. MESMACQUE. Qu'il trouve ici l'expression de ma gratitude pour le soutien qu'il m'a fourni.

Je remercie tout particulièrement Messieurs Les Professeurs J. DE FOUQUET et G. PLUVINAGE, qui ont bien voulu être les rapporteurs de cette thèse.

Ma reconnaissance s'adresse à Monsieur Le Docteur B. JOURNET, Madame Le Professeur S. DEGALLAIX, Monsieur Le Professeur J.P. HENRY et Monsieur Le Directeur M. VITTU, pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail en acceptant de faire partie de la commission d'examen.

Ce mémoire est aussi le fruit d'un travail effectué au Laboratoire de Métallurgie Physique de L'USTLFA, dirigé par Monsieur Le Professeur J. FOCT. Je tiens ici à le remercier vivement pour son accueil, ainsi que tout le personnel du Laboratoire.

Je remercie également Mademoiselle B. BILLON et Monsieur D. CHICOT pour la réalisation de la partie microscopie.

De même, je remercie Madame R. VANDESTIENNE pour l'aide qu'elle m'a fournie pour réaliser les cartographies de rugosimétrie.

J'aimerais également remercier chaleureusement Monsieur M. NAIT ABDELAZIZ, Maître de Conférences, pour l'aide et les conseils qu'il m'a fournis.

Enfin, l'aboutissement de cette étude n'aurait pas été possible sans la collaboration et l'amitié de tout le personnel du Laboratoire et de L'IUT "A". Qu'ils trouvent ici l'expression de ma reconnaissance.

## **SOMMAIRE.**

<b><u>INTRODUCTION.</u></b>	<b>1</b>
<b><u>I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.</u></b>	
<b>I.1. PROPAGATION D'UNE FISSURE SOUS CHARGEMENT A AMPLITUDE CONSTANTE</b>	<b>3</b>
<b>I.2. PROPAGATION D'UNE FISSURE APRES APPLICATION D'UNE SURCHARGE</b>	<b>4</b>
<b>I.3. MODELES BASES SUR L'EVOLUTION PHENOMENOLOGIQUE.</b>	
<b>I.3.1. Modèle de Wheeler</b>	<b>5</b>
<b>I.3.2. Modèle de Willenborg</b>	<b>8</b>
<b>I.3.3. Validité des modèles</b>	<b>9</b>
<b>I.4. MODELES BASES SUR LES LOIS D'EVOLUTION PHYSIQUE.</b>	
<b>I.4.1. Rappel du modèle d'Elber</b>	<b>10</b>
<b>I.5. MODELES BASES L'ANALYSE DES DEFORMATIONS A LA POINTE DE LA FISSURE.</b>	
<b>I.5.1. Description sommaire du modèle de Glinka.</b>	<b>13</b>
<b>I.6. A PROPOS DES FAMILLES DE MODELES.</b>	<b>15</b>

<b>I.7. MECANISMES ET MICROMECHANISMES DU RETARD.</b>	
I.7.1. Retard dû aux branchements de la fissure.	16
I.7.2. Retard dû aux effets de la plasticité à la pointe de la fissure.	21
i) L'émoussement de la pointe de la fissure.	21
ii) Les contraintes résiduelles.	23
I.7.3. Retard dû à la fermeture de fissure.	25
<b>I.8. INFLUENCE DU RAPPORT DE CHARGE R SUR LE RETARD.</b>	25
<b>I.9. CONCLUSION.</b>	30
<b><u>II. ETUDE EXPERIMENTALE.</u></b>	
<b>II.1.PROCESSUS EXPERIMENTAL.</b>	31
II.1.1. Matériau utilisé.	32
II.1.2. Eprouvettes utilisées.	32
II.1.3. Dispositif de l'essai.	34
II.1.4. Mesure de la longueur de fissure.	35
<b>II.2. RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSIONS.</b>	
II.2.1. Définition des paramètres caractérisant le retard.	37
II.2.2. A propos des essais effectués.	38
II.2.3. Essais de fatigue à amplitude constante.	40

II.2.4. Description du retard.	41
a) Le nombre de cycles de retard $N_d$ .	43
b) La longueur de la fissure $(a)_{\min}$ .	43
c) La longueur de la fissure $a_d$ affectée par la surcharge.	49
d) La vitesse minimale $(da/dN)_{\min}$ .	52
e) Influence du rapport de charge R.	54
II.2.6. Observations au M.E.B.	56
II.2.7. Cartographie de rugosimétrie.	64
<b>III. <u>MODELISATION DU RETARD.</u></b>	
III.1. Introduction.	72
III.2. Vérification du modèle de Wheeler.	72
III.3. Vérification d'un modèle du type Glinka simplifié.	75
III.3.1. Description du modèle.	76
III.3.2. Définition du champ des déformations à la pointe de la fissure.	76
III.3.3. Calcul en fatigue oligocyclique.	79
III.3.4. Prise en compte du phénomène de fermeture de la fissure.	82
III.4. Discussion.	87
<b>IV. <u>CONCLUSION.</u></b>	88
<b><u>CONCLUSION GENERALE.</u></b>	91
<b><u>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE.</u></b>	92

## LISTE DES SYMBOLES.

$a$	:longueur de fissure.
$N$	:nombre de cycles.
$a_0$	:longueur de fissure initiale au moment de l'application de la surcharge.
$(a)_{\min}$	:longueur de fissure correspondant correspondant à la vitesse minimale atteinte après l'application d'une surcharge.
$a_d$	:longueur de fissure affectée par le retard; l'origine étant prise au point de l'application de la surcharge.
$N_d$	:nombre de cycles affecté par le retard.
$(Nd)_{\min}$	:nombre de cycles nécessaire pour que la vitesse de propagation atteigne sa valeur minimale après surcharge.
$da/dN$	:vitesse de propagation.
$(da/dN)_{\text{retard}}$	:vitesse de propagation après surcharge.
$(da/dN)_{\min}$	:vitesse de propagation minimale atteinte après surcharge.
$(da/dN)_0$	:vitesse de propagation initiale avant surcharge.
$P$	:charge appliquée.
$P_{\max}$	:valeur maximale de la charge appliquée pendant la sollicitation initiale.
$P_{\min}$	:valeur minimale de la charge pendant la sollicitation initiale.



- $P_{\min}$  :valeur minimale de la charge pendant la sollicitation initiale.
- $P = P_{\max} - P_{\min}$  :amplitude de charge.
- $P_{\text{pic}}$  :valeur de la charge atteinte pendant l'application de la surcharge.
- $R_s = P_{\text{pic}}/P_{\max}$  :rapport de surcharge.
- $R = P_{\min}/P_{\max}$  :rapport de charge correspondant au chargement initial.
- $K$  :facteur d'intensité de contrainte.
- $K_{\max}$  :valeur maximale du facteur d'intensité de contrainte correspondant au chargement initial.
- $K_{\min}$  :valeur minimale du facteur d'intensité de contrainte relative au chargement initial.
- $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$  :amplitude du facteur d'intensité de contrainte.
- $K_{\text{pic}}$  :valeur du facteur d'intensité de contrainte atteinte pendant l'application de la surcharge.
- $P_{\text{ouv}}$  :charge atteinte au moment de l'ouverture de la fissure.
- $K_{\text{ouv}}$  :valeur du facteur d'intensité de contrainte correspondant à la charge d'ouverture.
- $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{ouv}}$  :amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte.
- $U = \Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$  :taux d'ouverture de la fissure selon Elber.
- $m$  :exposant de la loi de Paris.

$n'$	:coefficient d'écrouissage cyclique.
$\epsilon$	:déformation locale.
$\Delta\epsilon$	:amplitude de déformation.
$x^*$	:largeur de la zone fortement déformée à la pointe de la fissure
$\Delta\epsilon^*$	:amplitude de déformation correspondant à la distance $x^*$ .
$g$	:zone de contact entre les lèvres de la fissure selon Glinka.
$\sigma$	:contrainte locale.
$\sigma_e$	:limite d'élasticité.
$\omega_c$	:taille de la zone plastique cyclique relative au chargement initial.
$\omega_s$	:taille de la zone plastifiée monotone de surcharge.
$\omega_0$	: taille de la zone plastique monotone due au chargement initial.

## INTRODUCTION

L'augmentation momentanée du niveau de charge au cours d'un essai de fissuration par fatigue à amplitude de chargement constante conduit à un retard à la propagation d'une fissure. Ce phénomène constitue un grand avantage pour les pièces en service, puisqu'il contribue à une augmentation de la durée de vie. C'est pour cette raison que ce phénomène a tant attiré l'attention des chercheurs dans le domaine de la fatigue.

En effet, de nombreuses études ont été effectuées pour quantifier différents paramètres susceptibles de caractériser le retard après l'application d'une ou de plusieurs surcharges. De même, divers modèles ont été proposés pour décrire le retard à la propagation. Afin d'expliquer le processus du retard, de nombreux phénomènes physiques ont été mis en évidence, dont les principaux sont, sans vouloir préjuger de leur influence respective :

- l'interaction des zones plastiques,
- la fermeture de fissure,
- l'écrouissage cyclique,
- le seuil de non fissuration,
- les contraintes résiduelles,
- les branchements de la fissure...etc.

La plupart des modèles décrivent le ralentissement en terme de vitesse de fissuration et ont pour base la loi de Paris dans laquelle est introduit un coefficient de ralentissement inspiré du phénomène physique supposé prioritaire.

Afin de mieux cerner ce phénomène de retard, nous nous sommes proposés d'étudier l'influence d'une seule surcharge sur la propagation d'une fissure de fatigue dans le cas d'un acier de construction E 36.

Notre étude est ainsi composée de la façon suivante:

La première partie est consacrée à l'étude bibliographique, à travers laquelle nous inventorions les différents types de modélisation proposés dans la littérature ainsi que la discussion des phénomènes physiques pris en considération. Une conclusion permettra de faire la synthèse de ce chapitre.

L'étude expérimentale permettra de mettre en évidence l'évolution des paramètres décrivant le retard (  $(a)_{\min}$ ,  $a_d$ ,  $N_d$ ,  $(N_d)_{\min}$ ,  $(da/dN)_{\min}$  ) en fonction du rapport de surcharge  $R_g$ . Nos résultats sont confrontés à ceux issus de la littérature. Au fur et à mesure ces évolutions sont discutées.

L'examen au microscope électronique à balayage montre clairement la morphologie de la fissure (émoussement de la pointe de la fissure, le sillage plastique, les bifurcations de la fissure), ce qui donne une complémentarité à cette étude et permet l'explication du mécanisme du retard.

De même, la cartographie de rugosimétrie a mis en évidence l'évolution en surface de la profondeur latérale au voisinage de la fissure. Cette évolution est comparée à celle des contraintes résiduelles de compression induites par la plastification.

Enfin, deux types de modèles sont vérifiés : modèle de Wheeler et un modèle du type Glinka modifié. Cette partie a permis d'étudier l'applicabilité de ces modèles ainsi que leurs limites.

Les conclusions de cette étude montrent l'importance des bifurcations de la fissure pour expliquer le mécanisme de retard.

## **I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.**

## I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.

### I.1. PROPAGATION D'UNE FISSURE SOUS CHARGEMENT A AMPLITUDE CONSTANTE.

Les progrès récents de la MELR ( Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture) ont permis d'établir des lois régissant la cinétique de la fissure sous chargement périodique. Cependant, la plupart des modèles ( lois ou relations ) proposés sont basés sur une analyse phénoménologique. Le paramètre  $K$ , facteur d'intensité de contrainte, est universellement utilisé pour décrire l'état de contraintes à la pointe d'une fissure de fatigue, tant que la plasticité est confinée. Ainsi, l'avancée par cycle est couramment corrélée à l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$ . Une telle représentation fait apparaître schématiquement trois domaines de propagation de la fissure (fig.1).

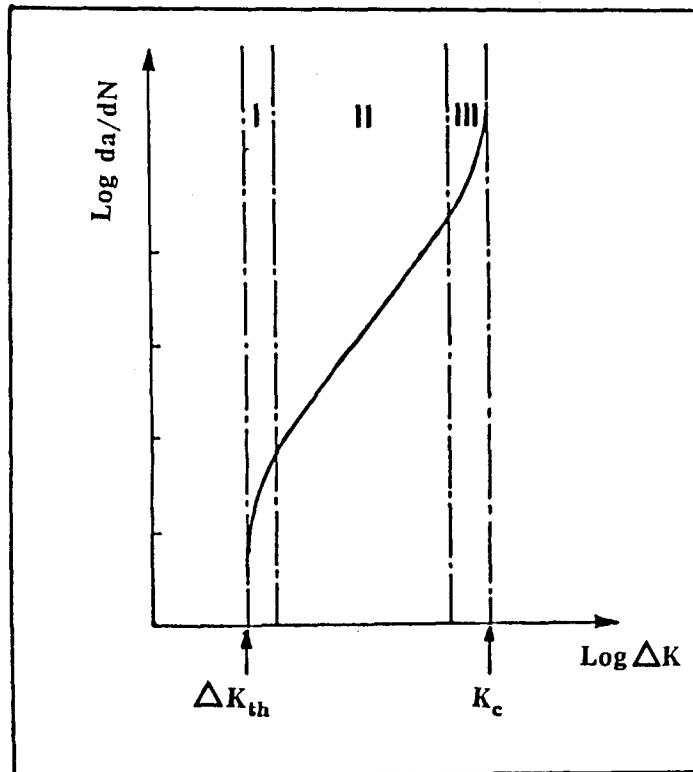


Figure 1 : allure de la courbe de fissuration par fatigue.

C'est en 1963 que Paris a proposé une relation simple, en considérant une linéarité pour le domaine de propagation lente (domaine II). Cette relation est donnée sous la forme :

$$da/dN=C.(\Delta K)^m \quad (1)$$

C et m étant des constantes de fissuration.

Actuellement, c'est l'expression la plus utilisée dans la plupart des laboratoires. Il faut noter que cette relation ne prend pas en compte ce qui se passe dans le domaine I et III. On peut ainsi citer les travaux de Forman pour le domaine des vitesses rapides : une relation asymptotique est introduite lorsque  $K_{max} \longrightarrow K_c$ . De la même manière, les travaux de Richards et Lindley [1] prennent en compte les vitesses faibles, en considérant une avancée si  $\Delta K = \Delta K_{th}$  ( $\Delta K_{th}$  : seuil de non propagation).

Cependant, ces lois ne sont plus valables dans le cas de chargements complexes (non périodiques ou aléatoires), qui mettent en jeu des effets d'histoire, difficiles à cerner. Cet effet de mémoire est associé principalement à la naissance des zones plastiques à la pointe de la fissure.

## I.2. PROPAGATION D'UNE FISSURE APRES L'APPLICATION D'UNE SURCHARGE.

L'application momentanée d'une surcharge, lors de la propagation d'une fissure par fatigue, provoque un ralentissement de la vitesse de la fissuration.

Pour expliquer le phénomène de retard dû à l'application d'une surcharge, plusieurs auteurs [2, 3, 7, 13, 14, 15, 16] ont proposé différents modèles qui mettent l'accent sur certains phénomènes physiques. Ces différentes approches peuvent être regroupées en trois catégories de modèles, fondés sur :

i) les effets d'interaction des zones plastiques à la pointe de la fissure. Ces modèles sont inspirés de celui de Wheeler [2] .

ii) le phénomène de fermeture de la fissure dû aux contraintes résiduelles induites par la plastification au voisinage du fond de fissure. Ces modèles sont basés sur celui d'Elber [3].

iii) les micromécanismes qui agissent à la pointe de la fissure. Ces modèles s'inspirent de la solution d'HRR (Hutchinson [4], Rice [5], Rosengren [6]), dans le cas d'un matériau élasto-plastique. La zone fortement déformée au voisinage du fond de la fissure est régie par un mécanisme de fatigue oligocyclique [8, 10, 11, 12, 13].

Nous donnerons un aperçu sur les différentes familles de modèles citées puis nous tenterons d'apporter quelques réflexions quant aux apports de chacune de ces approches ainsi que leurs limites.

### **I.3. MODELES BASES SUR L'EVOLUTION PHENOMENOLOGIQUE.**

Les modèles utilisant les lois phénoménologiques sont établis sur la caractérisation des phénomènes d'interaction des zones plastiques. Les deux modèles, les plus connus, sont ceux de Wheeler [2] et Willenborg [7].

Dans les deux modèles, le retard se produit immédiatement après l'application de la surcharge, et le retour à la vitesse initiale est lié à l'avancée de la fissure à travers la zone plastique monotone de surcharge.

#### **I.3.1. Modèle de Wheeler.**

Wheeler [2] en 1972, a proposé un modèle empirique, basé sur l'interaction de la zone plastique monotone  $\omega_0$  dûe au chargement initial avec la zone plastique



monotone de surcharge  $\omega_s$ , (fig.2). C'est ainsi que Wheeler a proposé, pour traduire le retard, d'introduire un coefficient de ralentissement  $C_p$ , tel que :

$$C_p = [\omega_o / (\omega_s - \Delta a)]^\lambda \quad (2)$$

avec

$\omega_o$  : zone plastique monotone créée par le chargement initial, pour une longueur de fissure donnée  $a_o$ .

$\omega_s$  : zone plastique monotone de surcharge.

$\lambda$  : exposant déterminé expérimentalement.

$\Delta a$  : avancée de la fissure ( $\Delta a = a_i - a_o$ ).

(le paramètre  $C_p$  prend la valeur de 1 quand  $\omega_o + \Delta a > \omega_s$ ).

La vitesse de fissuration, après surcharge, est donnée alors par la relation suivante :

$$(da/dN)_{\text{retard}} = C_p \cdot (da/dN)_{\text{initial}} \quad (3)$$

Dans le cas d'un alliage d'Aluminium 2024, soumis à un seul pic de surcharge et dans les conditions telles que  $K$  est compris entre 12.5 et 14.5 MPa.m<sup>1/2</sup>, Wheeler propose d'exprimer  $C_p$  en fonction de  $\Delta K_{\text{pic}}$  :

$$\text{Log } C_p = 2 \lambda \cdot \text{Log } (\Delta K_o / \Delta K_{\text{pic}}). \quad (4)$$

Cette équation, qui est une droite de pente  $\lambda \cdot (da/dN)_{\text{retard}}$ , est une fonction décroissante de  $\Delta K_{\text{pic}}$ .

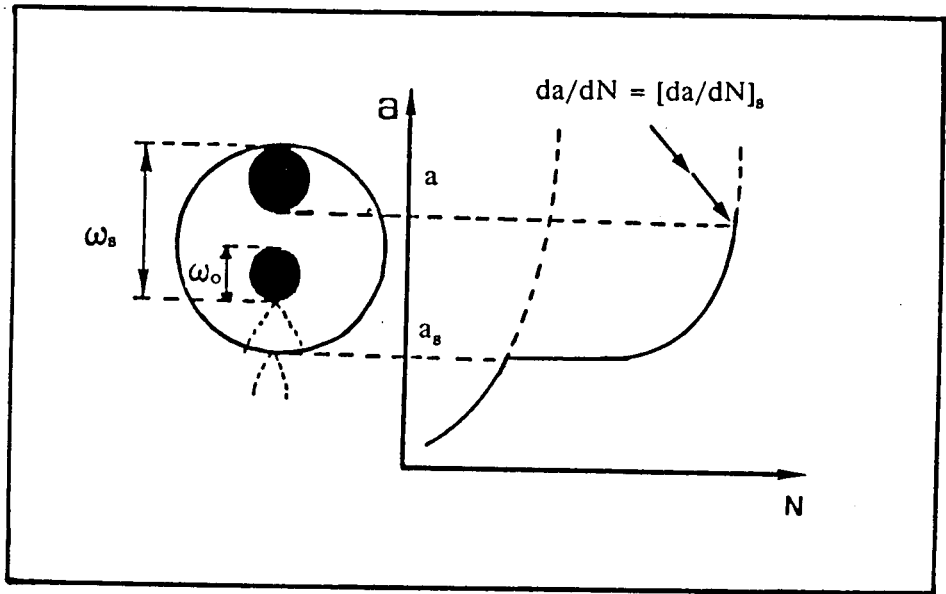


Figure 2 : modèle de Wheeler.

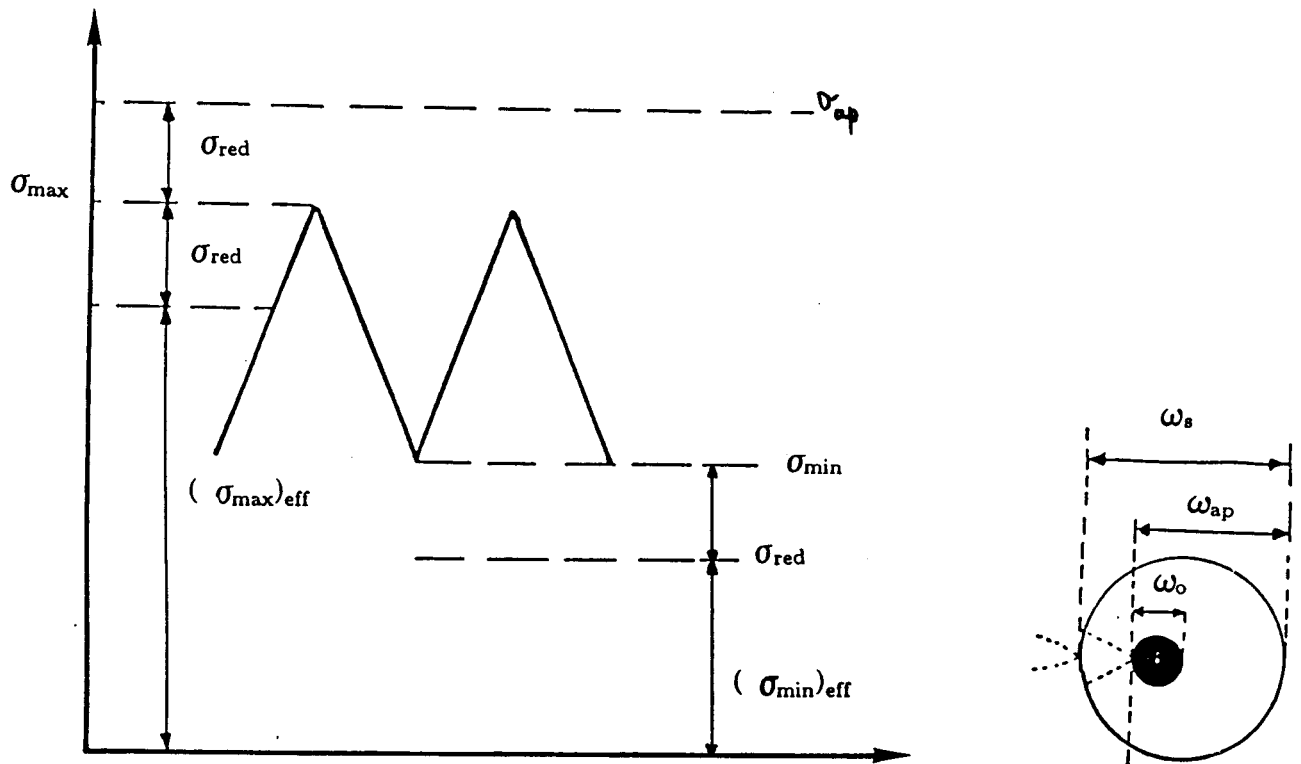


Figure 3 : modèle de Willenborg.

### I.3.2. Modèle de Willenborg.

Pour Willenborg [7], le retard se traduit par une diminution du rapport de charge  $R_0$ . L'auteur préconise l'existence des contraintes résiduelles à la pointe de la fissure pour calculer l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte  $(\Delta K_{eff})^*$  (à ne pas confondre avec  $\Delta K_{eff}$  défini par Elber [3] ).(fig. 3)

avec

$$(\Delta K_{eff})^* = (K_{max})_{eff}^* - (K_{min})_{eff}^*. \quad (5)$$

où

$$(K_{max})_{eff}^* = K_{max} - K_{red}. \quad (6)$$

$$(K_{min})_{eff}^* = K_{min} - K_{red}. \quad (7)$$

avec

$$K_{red} = K_{ap} - K_{max}. \quad (8)$$

lorsque la fissure progresse dans la zone plastique de surcharge;

où

$K_{red}$  : valeur du facteur d'intensité de contrainte de réduction.

$K_{red} = 0$  à la tangente des deux zones plastiques.

$K_{ap}$  : étant le facteur d'intensité de contrainte correspondant à la zone plastique  $\omega_{ap}$ .

$$\text{avec} \quad \omega_{ap} = 1/\pi (K_{ap}/\sigma_e)^2 \quad (9)$$

Le rapport de charge effectif est donné par la formule suivante:

$$(R_0)_{\text{eff}} = (P_{\text{min}} - P_{\text{red}})/(P_{\text{max}} - P_{\text{red}}). \quad (10)$$

Moyennant ces hypothèses, la vitesse de fissuration est calculée à partir de la relation suivante :

$$da/dN = C. ((\Delta K_{\text{eff}})^*)^m. \quad (11)$$

### I.3.3. Validité des modèles.

Les modèles de Wheeler et Willenborg considèrent que la longueur de la fissure  $a_d$  affectée par la surcharge est égale au trajet nécessaire pour que la zone plastique monotone vienne tangenter celle produite par la surcharge. Cette hypothèse constitue une approximation grossière du retard car il n'existe pas de relation unique entre la longueur de fissure affectée par le retard  $a_d$  et la taille de la zone plastique monotone de surcharge notée  $\omega_s$ .

D'autre part, on note que pour le modèle de Wheeler la vitesse de fissuration  $(da/dN)_{\text{retard}}$  dépend surtout de l'exposant  $\lambda$ , dont le choix est arbitraire. Rappelons que Wheeler [2] propose  $\lambda = 1.3$  pour un acier et  $\lambda = 3.4$  pour un alliage de titane. L'exposant  $\lambda$  dépend, en effet, de plusieurs facteurs, entre autres du taux de surcharge  $R_s$ , de la limite élastique, de l'état de contraintes....etc. Cependant, ce paramètre ne peut en aucun cas caractériser le matériau.

Il faut noter que cette modélisation néglige la première phase de la propagation après l'application de la surcharge. De plus, elle n'est applicable que dans le cas d'une surcharge unique.

#### **I.4. MODELES BASES SUR L'EVOLUTION PHYSIQUE.**

Pour rendre compte des phénomènes dus à une surcharge Elber [2] propose l'explication suivante :

*"Le retard à la propagation d'une fissure après une surcharge peut s'expliquer en examinant le comportement de la pointe de la fissure; Le matériau élastique qui entoure cette zone plastifiée agit sur elle comme un mors, et est responsable des contraintes résiduelles de compression. Tant que cette zone plastifiée est devant la pointe de la fissure, ce serrage n'a pas d'influence sur l'ouverture de la fissure. Quand la fissure se propage dans la zone plastifiée, le serrage agit sur les nouvelles surfaces de rupture.*

*Ce serrage, qui s'établit au fur et à mesure que la fissure se propage dans la zone plastifiée, implique l'exercice d'une contrainte extérieure plus élevée pour ouvrir la fissure, ainsi, la fissure va se propager à vitesse plus faible dans cette zone et même s'arrêter."*

##### **I.4.1. Rappel du modèle d'Elber.**

Tous les modèles basés sur le concept de fermeture de fissure [21 - 26, 38] sont inspirés du modèle d'Elber [3], que nous allons rappeler brièvement.

L'auteur a postulé qu'une fissure ne peut se propager que lorsqu'elle est ouverte. En effet, les contraintes résiduelles de compression au voisinage de la pointe de la fissure, maintiennent la fissure fermée durant une partie du cycle de chargement. Seule la partie du cycle, durant laquelle la fissure est ouverte, contribue à la propagation de la fissure. Cette partie correspond à l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte, désignée par  $\Delta K_{\text{eff}}$ , représenté schématiquement par la figure 4, et s'exprime de la façon suivante :

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{ouv}} \quad (12)$$

$K_{ouv}$  étant le facteur d'intensité de contrainte correspondant à la force de l'ouverture de la fissure.

A partir de cette hypothèse, Elber propose une formulation décrivant la propagation de la fissure du même type que celle de Paris :

$$da/dN = C' \cdot (\Delta K_{eff})^{m'} \quad (13)$$

où  $C'$  et  $m'$  sont des constantes déterminées expérimentalement, (différentes de celles de Paris).

Pour caractériser le concept de fermeture, Elber introduit le paramètre  $U$  exprimant le taux d'ouverture de la fissure, qui est donné par le rapport :

$$U = \Delta K_{eff} / \Delta K \quad (14)$$

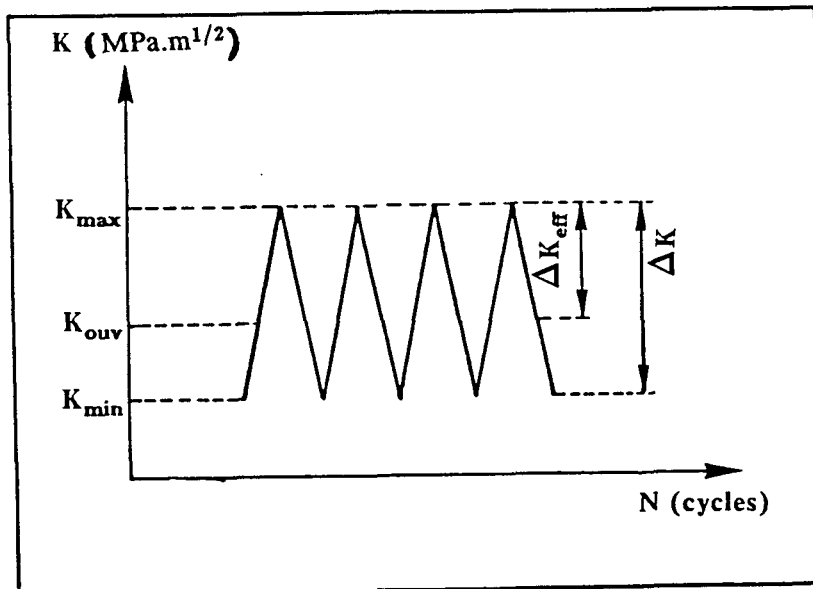


Figure 4 : modèle d'Elber.

Ce paramètre a été corrélé au rapport de charge R à partir des résultats expérimentaux. Dans le cas d'un alliage d'Aluminium 2024-T3, Elber propose la relation suivante :

$$U = 0.5 + 0.4 R \quad \text{quand} \quad -0.1 < R < 0.7 \quad (15)$$

Cependant, cette relation ne constitue en aucun cas une règle générale à tous les matériaux et à toutes les conditions expérimentales, puisqu'il existe une multitude de relations de la forme de :

$$U = a + b.R \quad (16)$$

Dans la même optique, de nombreux auteurs ont trouvé des relations décrivant le paramètre U en fonction de la valeur maximale du facteur d'intensité de contrainte  $K_{max}$  [27, 29], ou en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette [28].

#### **I.5. MODELES BASES SUR L'ANALYSE DES DEFORMATIONS A LA POINTE DE LA FISSURE.**

Ce type d'approche suppose que le voisinage de la pointe de la fissure subit un endommagement similaire aux phénomènes se produisant en fatigue oligocyclique, la propagation de la fissure pouvant se décrire ainsi en étudiant la distribution des déformations à la pointe de la fissure. Plusieurs travaux ont été développés dans ce domaine, nous citons ceux de : Antolovitch [8], Baïlon [9], Majumdar [10], Kujawski [11], Lieurade [12], Glinka [13],...etc.

Nous nous limitons dans cette partie à décrire les grandes lignes du modèle de Glinka [13].

### **I.5.1. Description sommaire du modèle de Glinka.**

Ce modèle est basé sur l'analyse du champ des déformations à la pointe de la fissure. Il s'inspire de la solution de HRR (Hutchinson, Rice, Rosengren) [4, 5, 6] dans le cas d'un matériau élasto-plastique, en considérant que la zone fortement déformée à la pointe de la fissure est régie par un mécanisme de fatigue oligocyclique.

En effet, pour évaluer la propagation de la fissure, trois hypothèses essentielles constituent la structure de ce modèle (fig. 5) :

1) la pointe de la fissure est assimilée à une mini-éprouvette de largeur  $x^*$ , se rompant en fatigue oligocyclique. Cette distance est supposée être une constante liée au matériau.

2) l'amplitude de la déformation  $\Delta\epsilon^*$  est uniforme sur la distance  $x^*$ .

3) les propriétés cycliques du matériau sont celles de l'état stabilisé. Le nombre de cycles, correspondant à la rupture sous l'amplitude de déformation  $\Delta\epsilon^*$ , (noté  $N^*$ ) est déterminé à partir de la loi de Manson-Coffin.

A partir de ces hypothèses, l'auteur préconise que la vitesse de fissuration est uniforme sur la distance  $x^*$ , et qu'elle est définie par :

$$da/dN = x^*/N^*. \quad (17)$$

Pour décrire le retard, le modèle introduit la notion de fermeture de fissure, qui se traduit par l'apparition d'une zone de contact entre les lèvres de la fissure sur une longueur notée  $g$ . Au quel cas, le calcul de l'amplitude des déformations est effectué pour une distance  $(x^* + g)$ .



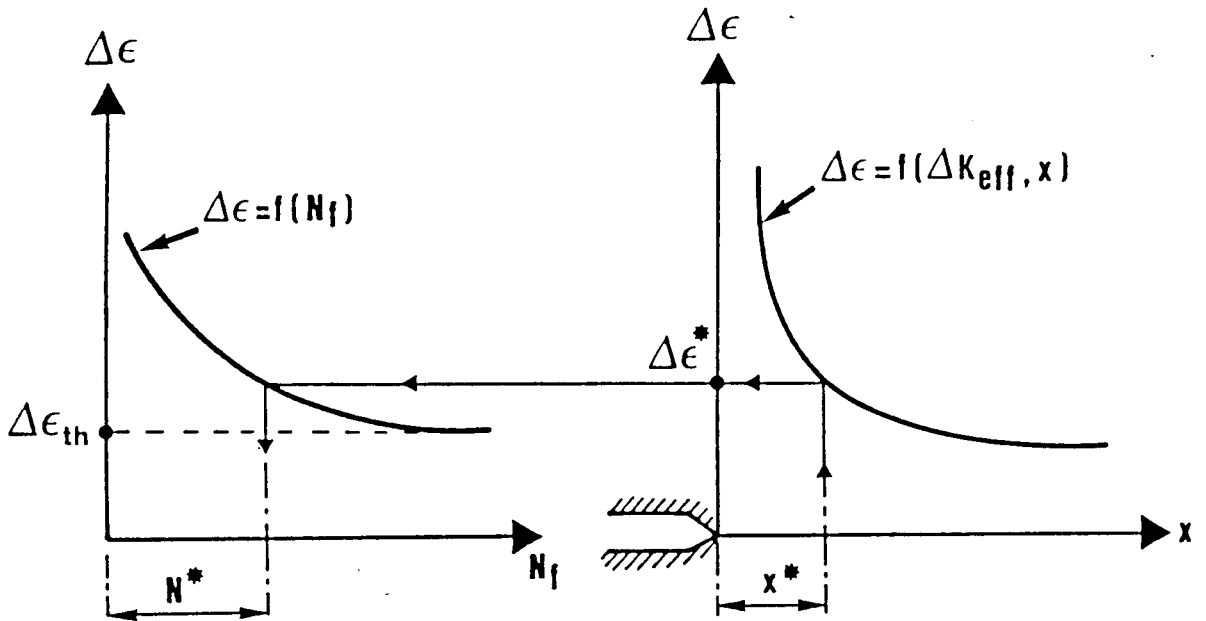
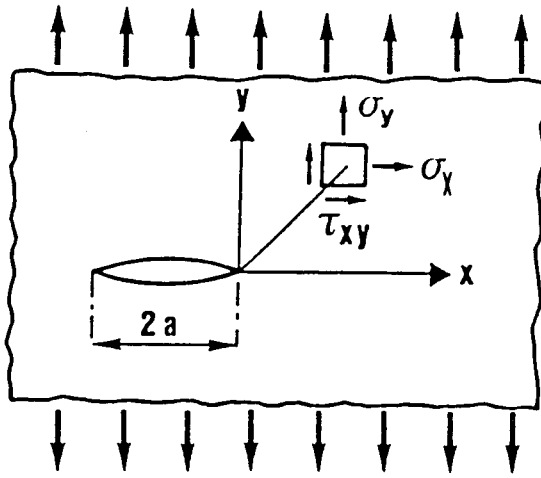


Figure 5 : procédure de calcul de la vitesse de fissuration.  
modèle de Glinka.

#### **I.6. A PROPOS DES FAMILLES DE MODELES.**

Les familles de modèles citées dans ce chapitre peuvent être classées en deux catégories principales :

i) la famille de modèles à caractère "empirique" : ces modèles ont l'avantage d'être faciles quant à leur utilisation dans les laboratoires. La détermination des paramètres, qui interviennent dans les calculs, ne présentent pas beaucoup de difficultés. Par contre, peu de phénomènes physiques sont pris en considération lors de la modélisation. Il faut noter que ces modèles sont parmi les plus utilisés.

ii) la famille des modèles basés sur des phénomènes physiques : cette famille prend en considération quelques phénomènes se produisant après surcharge (fermeture de fissure, écrouissage cyclique, seuil de non fissuration,...etc). Quelques uns des modèles sont faciles d'utilisation, mais, la plupart font intervenir plusieurs paramètres difficiles à déterminer, ce qui rend les résultats arbitraires.

Pour comprendre au mieux le phénomène de retard, nous tenterons dans le paragraphe suivant de développer les mécanismes physiques qui se produisent après surcharge, à partir des données issues de la littérature.

Nous nous limitons à la description des principaux mécanismes à savoir : le retard dû aux branchements de la fissure, aux effets de la plasticité au voisinage de la pointe de la fissure et à la fermeture de la fissure.

#### **I.7. MECANISMES ET MICROMECHANISMES DU RETARD.**

La propagation d'une fissure de fatigue, après l'application d'une surcharge, donne naissance à divers mécanismes et micromécanismes qui contribuent au retard, dont les principaux :

1. le retard dû aux branchements de la fissure.
2. le retard dû aux effets de plasticité à la pointe de la fissure.
3. le retard dû à la fermeture de fissure.

#### **I.7.1. Retard dû aux branchements de la fissure.**

Le terme "branche" ou branchement désigne toute extension d'une fissure dans une direction non colinéaire à sa direction initiale.

En effet, le changement de direction de la propagation de la fissure et la naissance de microfissures contribuent à la diminution de la force motrice effective (effective driving force), au voisinage de la pointe de la fissure. Cette constatation conduit à supposer, localement, l'existence de deux modes de rupture : mode I et mode II. Le facteur d'intensité de contrainte est donc du type mixte.

Plusieurs travaux issus de la littérature [14, 15, 17, 18, 19] ont tenté de résoudre ce problème pour des valeurs arbitraires de la quantité  $b/a$  et pour un angle de branchement donné.

La figure 6 (d'après Suresh [18]) schématise les différents types de branchements de la fissure, à savoir :

- i) fissure à branche unique (ou en noeud).
- ii) fissure à ramification (ou en forme de fourche).
- iii) fissure à double branche (ou en double noeud).
- vi) fissure en zig-zag .
- v) fissure tordue.

Les facteurs d'intensité de contrainte locaux en mode I et mode II, respectivement  $k_1$  et  $k_2$  à l'extrémité de la bifurcation sont exprimés en fonction des facteurs d'intensité de contrainte  $K_I$  et  $K_{II}$ , correspondant à la fissure principale [18], sous la forme suivante:

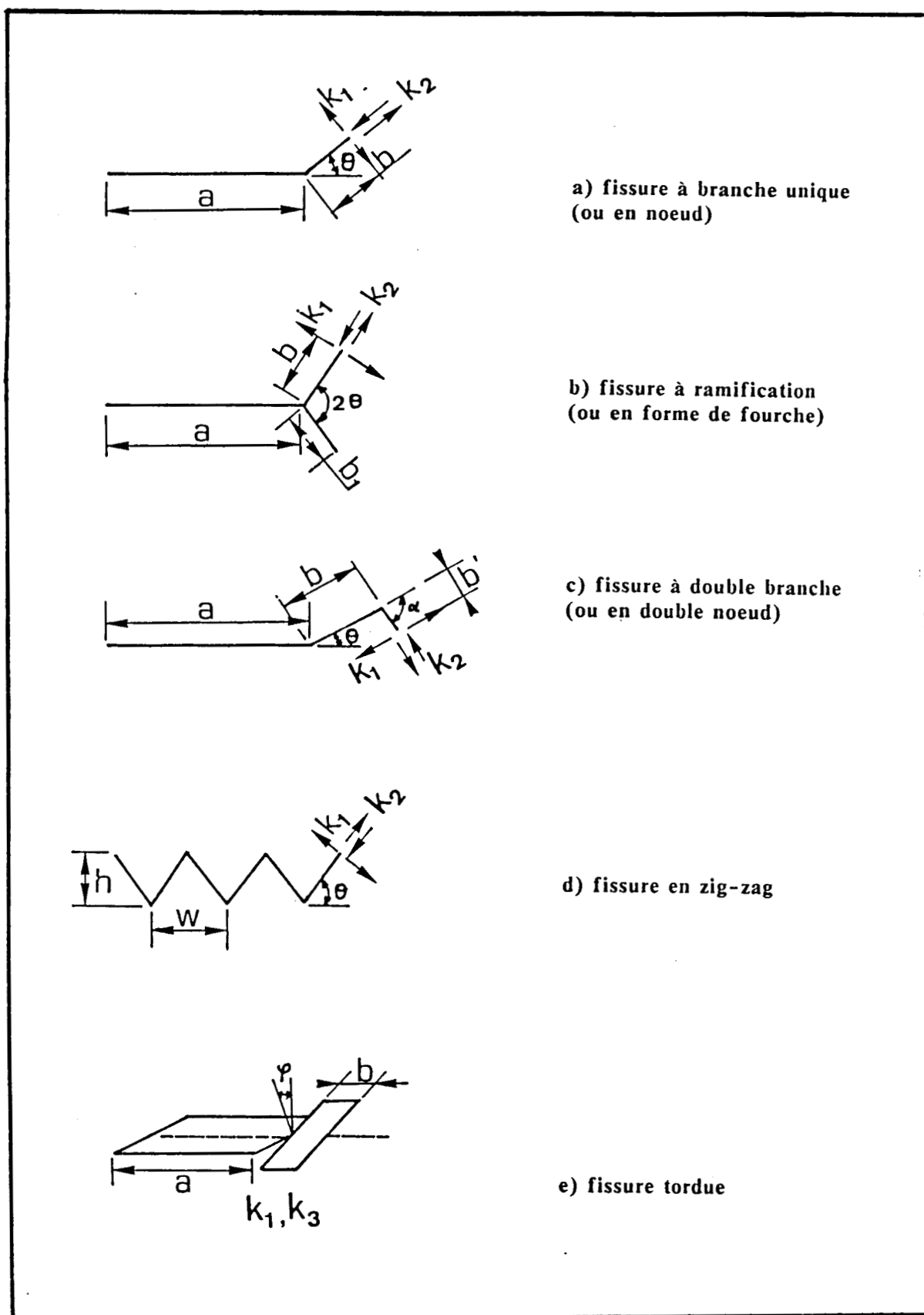


Figure 6 : les différents types de morphologie de bifurcation de fissure.

$$k_1 = a_{11}(\Theta) K_I + a_{12}(\Theta) K_{II} \quad (18)$$

$$k_2 = a_{21}(\Theta) K_I + a_{22}(\Theta) K_{II} \quad (19)$$

où  $\Theta$  étant l'angle de branchement et  $a_{ij}(\theta)$  une fonction angulaire associée à la déflexion de la fissure, ayant pour expressions :

$$a_{11}(\Theta) = \cos^3(\Theta/2) \quad (20)$$

$$a_{12}(\Theta) = - 3 \sin(\Theta/2) \cdot \cos^2(\Theta/2) \quad (21)$$

$$a_{21}(\Theta) = \sin(\Theta/2) \cdot \cos^2(\Theta/2) \quad (22)$$

$$a_{22}(\Theta) = \cos(\Theta/2) \cdot [ 1 - 3\sin^2(\Theta/2) ]. \quad (23)$$

Cela conduit à un facteur d'intensité de contrainte effectif à la pointe du branchement qui s'écrit sous la forme :

$$k = [( k_{12} + k_{22} )]^{1/2} \quad (24)$$

En utilisant  $\Theta = 45^\circ$ , Suresh [15] a calculé les facteurs d'intensité de contrainte à la pointe d'un branchement en "branche unique",  $k_1$ ,  $k_2$  et  $k$  en fonction de  $K_I$  ( $K_{II} = 0$  en mode I : fissure principale). Les résultats sont regroupés sous forme de tableau (fig.7). Le facteur d'intensité de contrainte effectif  $k$ , pour  $b/a = 0.01$ , est de  $0.81 \cdot K_I$ .

Le branchement de la fissure après surcharge conduit alors à une réduction de l'intensité de contrainte effective d'environ 19%.

Dans le cas d'un branchement du type "branche unique", Bibly et al [45], pour  $b \ll a$ , ont déterminé l'évolution de  $k_1/K_I$  et  $k_2/K_I$  en fonction de l'angle de branchement ( $0^\circ < \Theta < 90^\circ$ ) (fig.8).

Il faut noter que  $k_1/K_I$  et  $k_2/K_I$  tendent vers la même valeur pour  $\Theta = 90^\circ$ , tandis que pour  $\Theta = 0$ ,  $k_1/K_I = 1$  et  $k_2/K_I = 0$ .

Type de branchement	Condition	$k_1/K_I$	$k_2/K_I$	$k/K_I$
fissure en noeud (fig.a) $\theta = 45^\circ$	$b \ll a$	0.8	0.3	0.85
	$b/a = 0.01$	0.71	0.39	0.81
fissure en fourche (fig.b) $2\theta = 90^\circ$	$\left\{ \begin{array}{l} b \ll a \\ b \quad c \end{array} \right\}$	0.58	0.33	0.65
fissure en noeud double (fig.c) $\theta = 45^\circ$ $\alpha = 90^\circ$	$\left\{ \begin{array}{l} b \ll a \\ b > c \\ \text{ou } c = 0 \end{array} \right\}$	0.63	0.39	0.74

Figure 7 : variation des facteurs d'intensité de contrainte en fonction des types de branchement. d'après Bibly et al. [45].

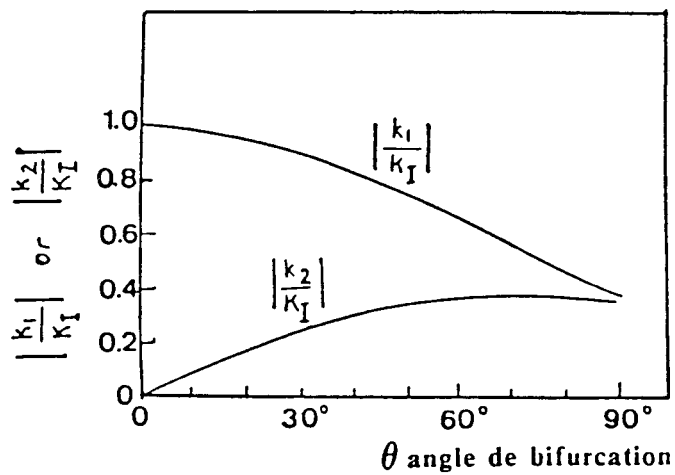


Figure 8 : évolution du facteur local d'intensité de contrainte normalisé en fonction de l'angle de bifurcation  $\theta$ . d'après Bibly [45].

**Discussion.**

Le branchement de la fissure, après l'application d'une surcharge, peut être dû à plusieurs phénomènes :

- i) la discontinuité de la microstructure locale.
- ii) l'environnement ( milieu corrosif,.....).
- iii) l'incompatibilité entre les orientations des grains.
- vi) la non-linéarité du fond de la fissure.

Le phénomène de branchement de la fissure conduit localement à une diminution de la force motrice effective locale , donc à une réduction du facteur d'intensité de contrainte. Cela contribue au ralentissement de la vitesse de fissuration.

Ce phénomène constitue une part d'explication du retard dû à la surcharge. En ce sens l'analyse de la morphologie de la propagation de la fissure doit être prise en considération lors de la modélisation du phénomène de retard. Les travaux effectués par Suresh [14, 15, 17, 18] dans ce domaine constituent une approche basée essentiellement sur les mécanismes de bifurcation de la fissure.

L'analyse quantitative du branchement de la fissure dépend essentiellement de la détermination avec précision de la longueur de la fissure principale  $a$ , de la longueur de bifurcation  $b$ , et de l'angle de bifurcation  $\Theta$ .

Par ailleurs, le type et l'extension du branchement constituent encore un domaine complexe, vu le nombre de paramètres tant intrinsèques qu'extrinsèques qui entrent en jeu (rapport de surcharge, limite élastique, rapport de charge, structure du matériau, effet d'environnement...).

### **I.7.2. Retard dû aux effets de la plasticité à la pointe de la fissure.**

Les fortes déformations (fig.9), occasionnées par l'application d'une surcharge, donnent naissance à deux mécanismes principaux [36, 37, 39]:

- i) l'émoussement de la pointe de la fissure.
- ii) les contraintes résiduelles de compression existant dans le sillage plastique.

#### **i) L'émoussement de la pointe de la fissure.**

L'application momentanée d'une surcharge provoque une déchirure ductile, qui à son tour, donne naissance à un émoussement de la pointe de la fissure, lors la propagation en condition initiale de chargement. L'émoussement se traduit par une décohésion des joints de grain et se manifeste sur une faible distance en aval du point d'application de la surcharge.

L'émoussement de la pointe de la fissure est généralement visible par examen à la loupe binoculaire ou au microscope électronique à balayage (M.E.B.).

Mille [20], dans le cas d'un acier, constate un élargissement du diagramme "charge-ouverture" dès le premier cycle après l'application de la surcharge. Le diagramme reprend sa forme initiale après quelques dizaines de cycles. Ce phénomène a été attribué à l'émoussement de la pointe de la fissure (fig.10).

Cette distance correspond à la taille de la longueur de fissure au cours de laquelle la vitesse de fissuration passe de sa valeur initiale à celle maximale  $(da/dN)_{max}$ ; traduisant ainsi le retard différé [44].



Application d'une surcharge unique.

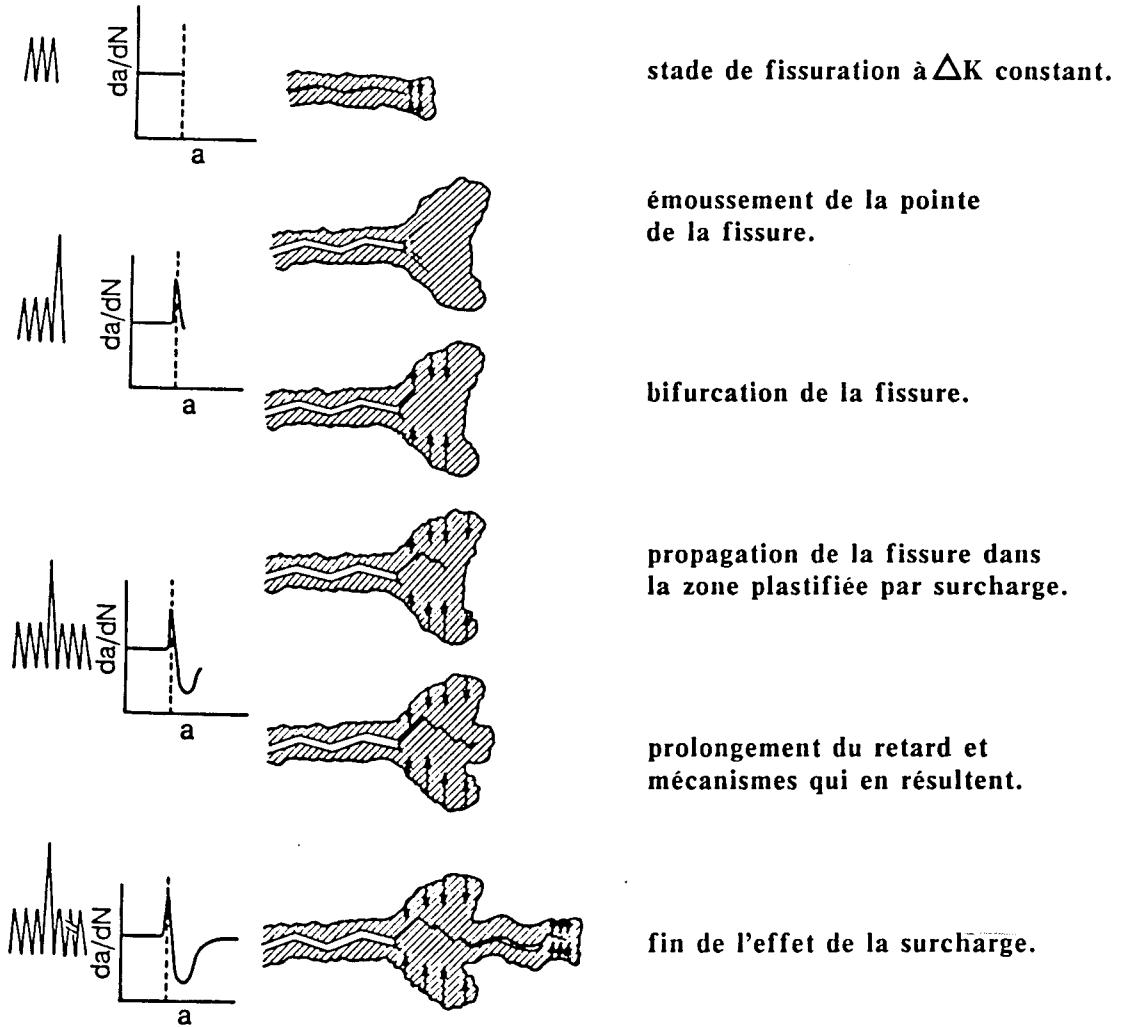


Figure 9 : schémas illustrant les mécanismes et la morphologie de la fissure après l'application d'une surcharge unique. d'après Ritchie [37].

**ii) les contraintes résiduelles.**

**origine:**

La plastification au fond de la fissure, entraînée par la singularité du champ élastique des contraintes, donne naissance aux contraintes résiduelles de compression, lors de la phase de déchargement. Ces contraintes résiduelles sont localisées à la pointe de la fissure et dans le sillage plastique, lui même formé par l'enveloppe des zones plastiques interférant au cours du cyclage.

**détermination des contraintes résiduelles.**

Plusieurs travaux ont eu pour objectif la détermination des contraintes résiduelles au voisinage de la pointe de la fissure de fatigue, après l'application d'une surcharge, dont, en particulier les études menées par Rice [5], Matsuoka [21], Taira [33], Führung [34], Bush [35], Lieurade [40].

La détermination des contraintes résiduelles au voisinage de la fissure présente encore des difficultés sur le plan expérimental. Ces difficultés proviennent de la petitesse de la taille de la zone plastique endommagée au fond de la fissure conduisant à des incertitudes de mesure des contraintes résiduelles. Du point de vue expérimental la méthode par diffraction des rayons X est celle qui permet d'accéder à des meilleurs résultats.

Récemment, Bush et al. [35], en utilisant cette méthode, ont tenté de déterminer la distribution des contraintes résiduelles après surcharge. Les résultats, illustrés par la figure 11, montrent clairement qu'avant surcharge, les contraintes résiduelles sont de traction et atteignent une intensité maximale de 400 MPa environ à une distance de 1mm de la pointe de la fissure. Par contre, juste après l'application de

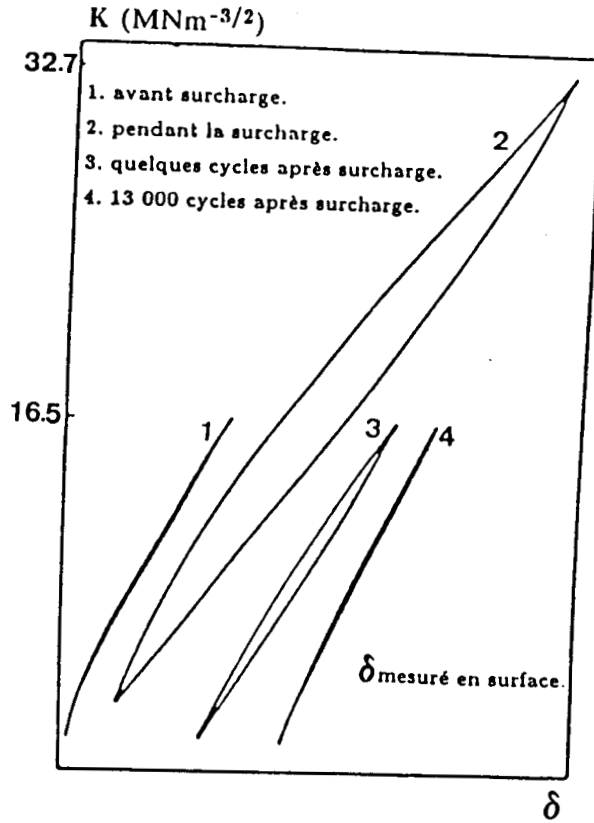


Figure 10 : évolution de l'hystérésis du cycle "charge-ouverture" après l'application de surcharge pour l'acier E 36.

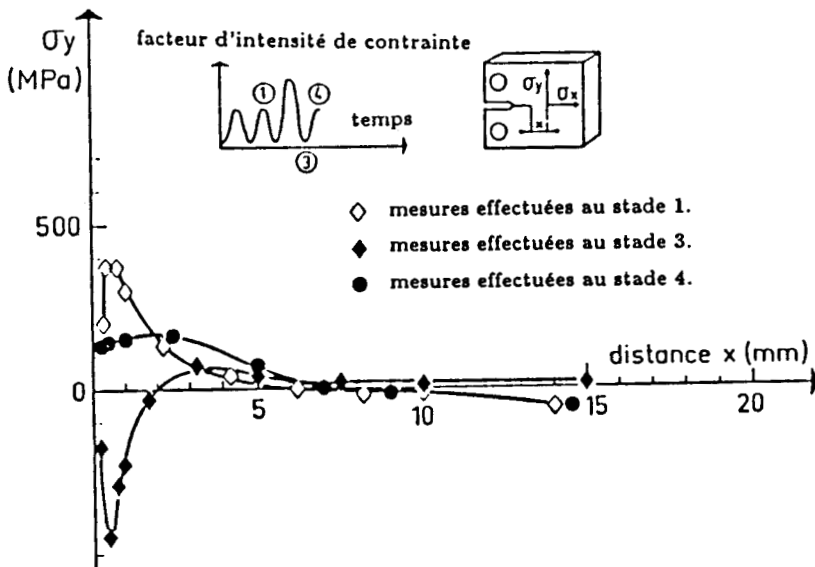


Figure 11 : évolution des contraintes résiduelles après l'application d'une surcharge. d'après Bush [27].

la surcharge, ces contraintes sont de compression avec une intensité maximale de 450 MPa environ à une distance de quelques dixièmes de millimètres de la pointe de la fissure. Au fur et à mesure qu'on s'éloigne du point d'application de la surcharge les contraintes résiduelles ont tendance à diminuer progressivement.

### **I.7.3. Retard dû à la fermeture de la fissure.**

Le concept de fermeture de fissure est souvent invoqué pour expliquer le mécanisme de retard [21 - 26, 41]. En effet, ce phénomène est la conséquence de l'ensemble des mécanismes qui ont été cités dans ce chapitre.

Malgré les efforts fournis par de nombreux chercheurs quant à la mesure du point d'ouverture, dont la précision est primordiale pour l'analyse des résultats, celle-ci reste encore très aléatoire et dépend essentiellement de la technique utilisée.

### **I.8. A PROPOS DE L'INFLUENCE DU RAPPORT DE CHARGE R.**

Plusieurs auteurs [27, 30, 31, 32] ont tenté d'étudier l'influence du rapport de charge R sur le retard. En effet, le rapport R constitue un paramètre principal pour caractériser un cycle de charge. En général, son influence est étudiée conjointement avec celle de  $K_{max}$ , facteur d'intensité de contrainte correspondant à la charge maximale.

Ces études diffèrent dans la manière de faire varier R, et conduisent à plusieurs cas de figure :

- i) maintenir  $F_{min}$  constant et faire varier  $F_{max}$ .
- ii) faire varier  $F_{max}$  et  $F_{min}$ .
- iii) maintenir  $F_{max}$  constant et faire varier  $F_{min}$ .

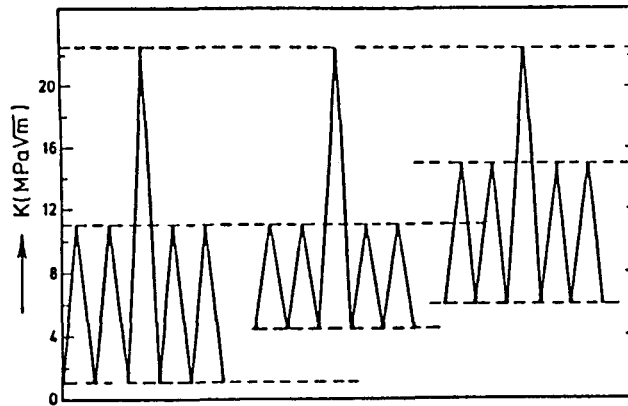
Zuidema et Col. [32] ont étudié l'influence du rapport de charge  $R$ , dans l'air et l'eau de mer, après surcharge, dans le cas d'un alliage d'Aluminium 2024 (fig.12). En maintenant la zone plastique de surcharge constante ( $K_{pic} = 22.5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ), ils ont effectué des essais pour deux valeurs différentes de  $R_s$  ( $R_s = 1.5$  et  $2.0$ ) et pour deux valeurs de  $R$  ( $R=0.1$  et  $0.4$ ). Dans ces conditions, les auteurs montrent que  $N_d$  diminue lorsque  $R$  augmente,  $K$  étant maintenu constant.

Il faut noter que pour une valeur constante de  $K_{max}$  et de  $R_s$  (ici,  $K_{max}=11.1 \text{ MPa.m}^{1/2}$  et  $R_s=2$ ), le nombre de cycles  $N_d$  augmente d'un facteur 2 lorsque  $R$  varie de 0.1 à 0.4. Dans les mêmes conditions  $(da/dN)_{min}$  diminue de moitié alors que la valeur de  $a_d$  reste pratiquement inchangée.

A l'inverse, l'accroissement de  $K_{max}$  ( $K_{max}=15 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ) provoque une diminution brutale de  $N_d$  qui passe de 78000 à 8170 cycles,  $R$  étant maintenu constant et égal à 0.4. Dans les mêmes conditions,  $(da/dN)_{min}$  augmente brusquement passant de  $3.2 \cdot 10^{-6}$  à  $2.8 \cdot 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ .

La diminution de  $N_d$  est due au fait que la zone plastique active dépend de  $K_{max}$ . Si  $K_{max}$  est élevé cette zone est large et devient voisine de celle provoquée par la surcharge. Ce phénomène conduit alors à la diminution des contraintes résiduelles de compression, donc à la diminution du retard.

De plus, les auteurs mettent bien en évidence le rôle important que peut jouer l'environnement dans le phénomène de retard en réalisant des essais dans l'eau de mer (fig.12). Les effets de l'environnement sur la fermeture de fissure et sur le retard ont fait l'objet de nombreuses études [46]. Mais, à ce sujet les résultats issus de la littérature sont contradictoires, en considérant ceux qui négligent les effets de l'environnement sur le phénomène de propagation de fissure de fatigue.



$K_{\max} = 11.1 \text{ MPa.m}^{1/2}$ $R = 0.1$ $K_{\text{pic}} = 22.2 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$K_{\max} = 11.1 \text{ MPa.m}^{1/2}$ $R = 0.4$ $K_{\text{pic}} = 22.2 \text{ MPa.m}^{1/2}$	$K_{\max} = 15 \text{ MPa.m}^{1/2}$ $R = 0.4$ $K_{\text{pic}} = 22.5 \text{ MPa.m}^{1/2}$
<b>air :</b>  $N_d = 40125 \text{ cycles}$ $a_d = 1.2 \text{ mm}$ $(da/dN)_{\min} = 0.0058 \mu\text{m/cycle}$	<b>air :</b>  $N_d = 78000 \text{ cycles}$ $a_d = 1.1 \text{ mm}$ $(da/dN)_{\min} = 0.0032 \mu\text{m/cycle}$	<b>air :</b>  $N_d = 8170 \text{ cycles}$ $a_d = 0.8 \text{ mm}$ $(da/dN)_{\min} = 0.028 \mu\text{m/cycle}$
<b>eau de mer :</b>  $N_d = 55890 \text{ cycles}$ $a_d = 1.6 \text{ mm}$ $(da/dN)_{\min} = 0.0071 \mu\text{m/cycle}$	<b>eau de mer :</b>  $N_d = 65810 \text{ cycles}$ $a_d = 1.05 \text{ mm}$ $(da/dN)_{\min} = 0.0031 \mu\text{m/cycle}$	<b>eau de mer :</b>  $N_d = 6375 \text{ cycles}$ $a_d = 0.71 \text{ mm}$ $(da/dN)_{\min} = 0.031 \mu\text{m/cycle}$

Figure 12 : évolution des paramètres décrivant le retard ( $a_d$ ,  $N_d$  et  $(da/dN)_{\min}$ ) en fonction du rapport de charge  $R$ , à l'air et dans l'eau de mer. d'après Zuidema et al. [32].

Pellas et al. [43] ont étudié l'évolution du rapport de surcharge  $(R_g)_b$  correspondant à la situation de blocage de la fissure, en fonction du rapport de charge R, dans le cas d'un alliage d'Aluminium AU4G1-T3 et sur des éprouvettes d'épaisseur de 2 mm. Les essais ont été effectués à amplitude de charge constante avec un rapport de charge R variant entre 0 et 0.75.

A partir de leurs résultats, nous avons tracé la courbe décrivant  $(R_g)_b$  en fonction de R (fig.13). On note que  $(R_g)_b$  décroît lorsque R augmente. Cette évolution se fait d'une façon linéaire et peut se mettre sous la forme :

$$(R_g)_b = 2.65 - 1.6 R \quad (25)$$

Cette relation montre l'importance du rapport de charge R ainsi que sa contribution au phénomène de retard.

Shih et Wei [27], tout en maintenant  $\Delta K$  et  $\Delta K_{pic}$  constants respectivement égaux à 15.4 et 30.8MPa.m<sup>1/2</sup> ont étudié l'influence de  $K_{min}$  sur le nombre de cycles de retard  $N_d$  (fig.14). Les auteurs montrent que  $N_d$  reste sensiblement constant à partir de  $R > 0.3$ . Par contre  $N_d$  décroît très rapidement quand  $0 < R < 0.3$ , ce qui signifie que le phénomène de fermeture de fissure n'est observé que dans cet intervalle et qu'il dépend surtout de  $K_{max}$  et de R.

En effet, l'étude de l'influence du rapport de charge R présente un grand intérêt dans la mesure où sa variation se traduit par celle de l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte et entraîne une modification de la vitesse de propagation.

Par ailleurs, les résultats obtenus dans la littérature s'avèrent parfois contradictoires et peu concluants en ce domaine.

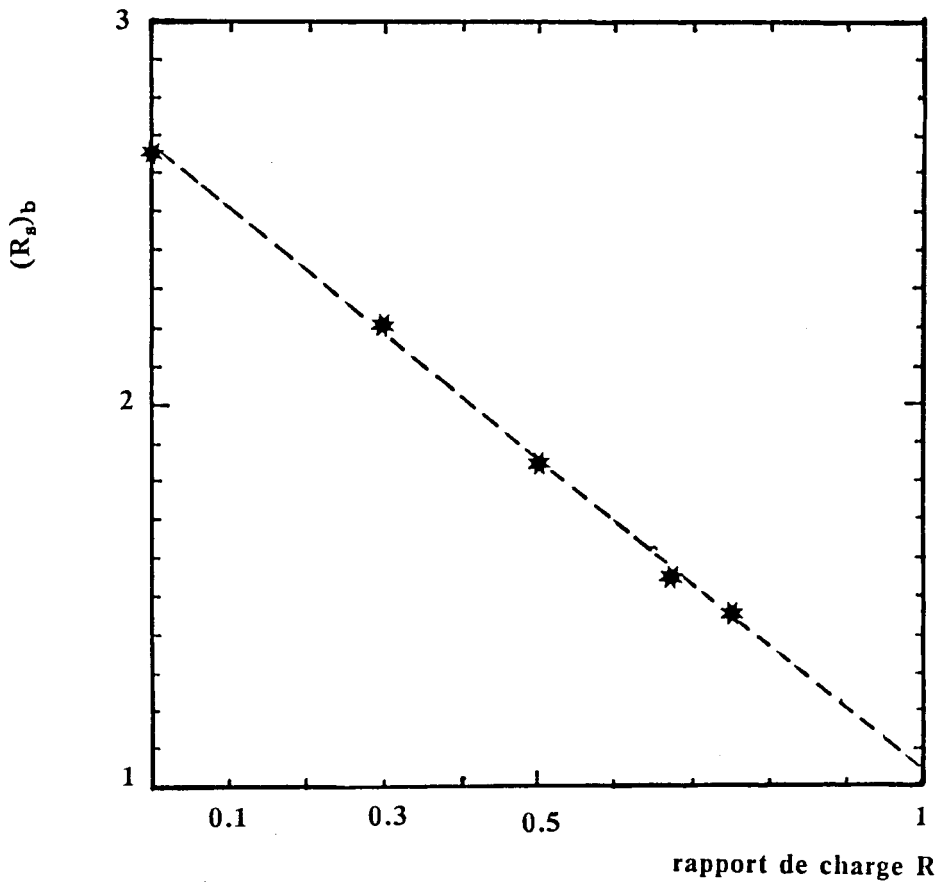


Figure 13 : évolution du rapport de surcharge  $(R_s)_b$  correspondant à la situation de blocage en fonction du rapport  $R$ . d'après Pellas [43].

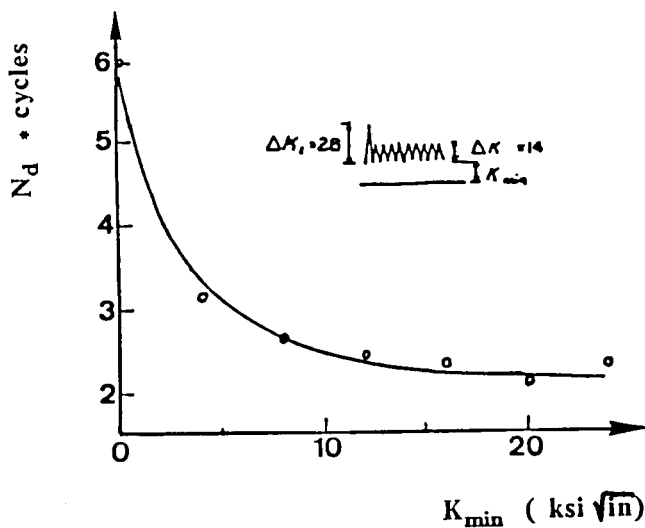


Figure 14 : effet de  $K_{min}$  sur le retard. ( $1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} = 1.1 \text{ ksi}(\text{in})^{1/2}$ ) d'après Shih et al. [27]



## CONCLUSION.

L'étude bibliographique a permis de mettre en évidence l'essentiel des travaux effectués au sujet du phénomène du retard induit par surcharge.

En effet, trois types principaux de modélisation ont été sommairement développés, basés sur des phénomènes différents; à savoir :

- i) l'interaction des zones plastiques (modèles du type Wheeler).
- ii) la fermeture de la fissure (modèles du type Elber).
- iii) les déformations à la pointe de la fissure (modèles du type Glinka).

Le premier type de modélisation présente l'avantage d'être facile quant à son utilisation, puisque seules les tailles des zones plastiques interviennent au niveau de la détermination de la vitesse de propagation. Par contre, il n'y est considéré qu'une seule phase de propagation après surcharge, celle du retour progressif à la vitesse initiale, la vitesse minimale  $(da/dN)_{\min}$  étant supposée atteinte juste après l'application de la surcharge. De plus les valeurs de l'exposant  $\lambda$  varient beaucoup. Ce qui rend les résultats arbitraires.

Le deuxième type de modélisation prend en compte les deux phases de propagation, puisque le paramètre d'ouverture  $U$  évolue dans le même sens que la vitesse. La détermination expérimentale du point d'ouverture de la fissure semble poser d'énormes difficultés. De plus, les résultats issus de la littérature sont des fois contradictoires, dans ce domaine. Toutes ces incertitudes réunies, rendent les résultats peu exploitables.

Le troisième type, qui est basé sur une philosophie séduisante, fait intervenir beaucoup de paramètres intrinsèques et extrinsèques du matériau dont la détermination s'avère présenter beaucoup de difficultés et rendent la caractérisation complexe. Cependant, ce type d'approche pourrait être envisageable, moyennant la suppression de certains paramètres supposés peu ou pas influents sur le phénomène.

D'une façon générale, les différents type de modèles décrivant le retard peuvent être présentés sous la même forme :

$$[ da/dN ]_{\text{retard}} = \text{facteur de ralentissement} \cdot [ da/dN ]_{\text{initiale}} \quad (26)$$

La nuance entre eux réside au niveau de la formulation du facteur de ralentissement, qui est liée aux paramètres relatifs au phénomène choisi.

De plus, tous les modèles utilisent, pour calculer la vitesse de propagation initiale, une relation du type loi de Paris.

L'analyse des mécanismes tels que l'émoussement de la pointe de la fissure, le sillage plastique, les bifurcations de la fissure, conséquences physiques des contraintes résiduelles induites par plastification, pourrait aussi constituer une piste séduisante de modélisation. Mais, leur détermination présente encore quelques difficultés.

L'étude de l'influence du rapport de charge R sur le retard constitue un élément important et peut permettre de décrire le phénomène de fermeture de fissure. Cela, est d'autant vérifié que la plupart des formulations donnant le taux d'ouverture U introduisent généralement R.

## **Chapitre II. ETUDE EXPERIMENTALE.**

### **II.1. PROCESSUS EXPERIMENTAL.**

**II.1.1. Matériau utilisé.**

**II.1.2. Eprouvettes utilisées.**

**II.1.3. Dispositif de l'essai.**

**II.1.4. Mesure de la longueur de fissure.**

**II.1.5. Conditions des essais.**

### **II.2. RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSION.**

**II.2.1. Définition des paramètres caractérisant le retard.**

**II.2.2. A propos des essais effectués.**

**II.2.3. Essais de fatigue à amplitude constante.**

**II.2.4. Description du retard.**

**a) Le nombre de cycles  $N_d$ .**

**b) La longueur de la fissure  $(a)_{\min}$ .**

**c) La longueur de la fissure  $a_d$  affectée par le retard.**

**d) La vitesse minimale  $(da/dN)_{\min}$ .**

**II.2.5. Influence du rapport de charge R.**

**II.2.6. Observations au M.E.B.**

## **II. ETUDE EXPERIMENTALE.**

### **II.1. Processus expérimental.**

#### **II.1.1. Matériau utilisé.**

Le matériau utilisé pour les essais de fatigue est un acier du type E36 de nuance H, dont la composition chimique et les caractéristiques mécaniques sont données dans les tableaux (1 et 2 ).

C	Si	Mn	S	P	Al	Ni	Cr	Cu	Nb
.171	.476	1.335	.006	.016	.042	.027	.022	.018	.04

Tableau 1 : Composition chimique (en % de masse).

Re (MPa)	Rr (MPa)	A%
427	568	20

Tableau 2 : Caractéristiques mécaniques.

#### **II.1.2. Eprouvtes utilisées.**

Les essais de fatigue sont réalisés sur des éprouvettes CT (Compact Tension), d'épaisseur 12.5 mm, prélevées dans du plat d'acier EH 36. Toutes les éprouvettes ont subi un polissage mécanique sur les deux faces.

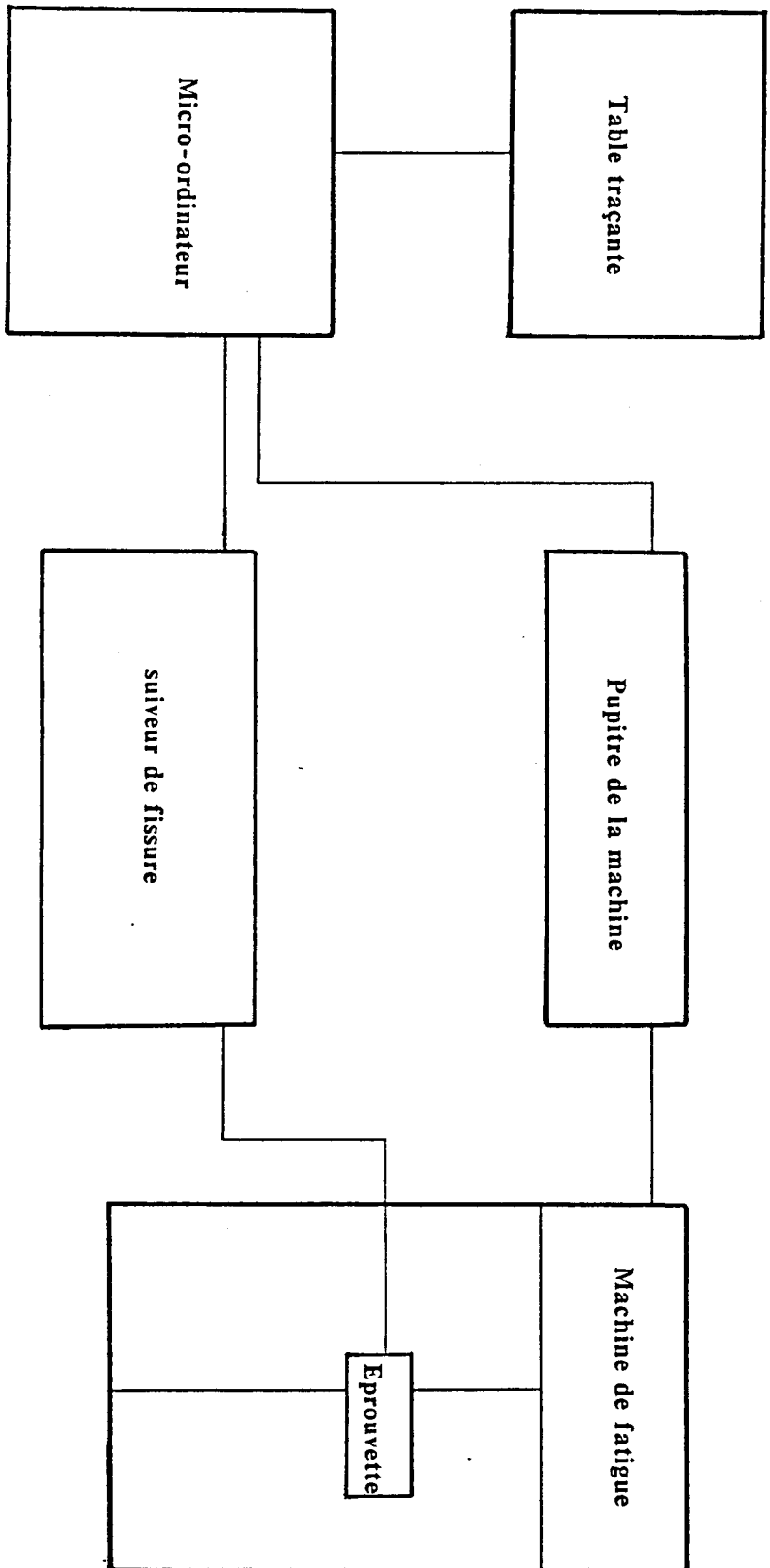


Figure 15 : dispositif global d'essai de fissuration.

Le facteur d'intensité de contrainte  $K_I$  est calculé à partir de la relation suivante:

$$K_I = [ P / B.(w)^{1/2} ] .Y(a/w). \quad (27)$$

P : charge appliquée.

B : épaisseur de l'éprouvette.

w : largeur de l'éprouvette. (  $w = 2B$  ).

Y(a/w) : fonction de forme.

La fonction de forme, pour les éprouvettes CT, s'écrit sous la forme :

$$Y(a/w) = [ 29.6 (a/w)^{1/2} - 185.5 (a/w)^{3/2} + 655.7 (a/w)^{5/2} - 1017 (a/w)^{7/2} + 638.9 (a/w)^{9/2} ].$$

### II.1.3. dispositif d'essai.

Les essais ont été effectués à l'aide d'une machine électro-magnétique à résonance de capacité de 2 Tonnes, ce qui a permis d'appliquer aisément des charges faibles. La fréquence de l'essai qui est imposée par la rigidité de l'éprouvette est dans notre cas de 90 Hz environ.

La longueur de fissure est mesurée en cours d'essai par la méthode du potentiel électrique débitant un courant alternatif de 2 A.

L'essai est piloté par micro-ordinateur du type HP 85, qui assure en même temps l'acquisition des résultats. La figure 15 illustre l'ensemble du dispositif utilisé.

Les cartographies de rugosimétrie, réalisées à l'aide d'un rugosimètre, ont permis de relever la taille des zones plastiques et les contractions latérales de la surface dûes aux déformations.

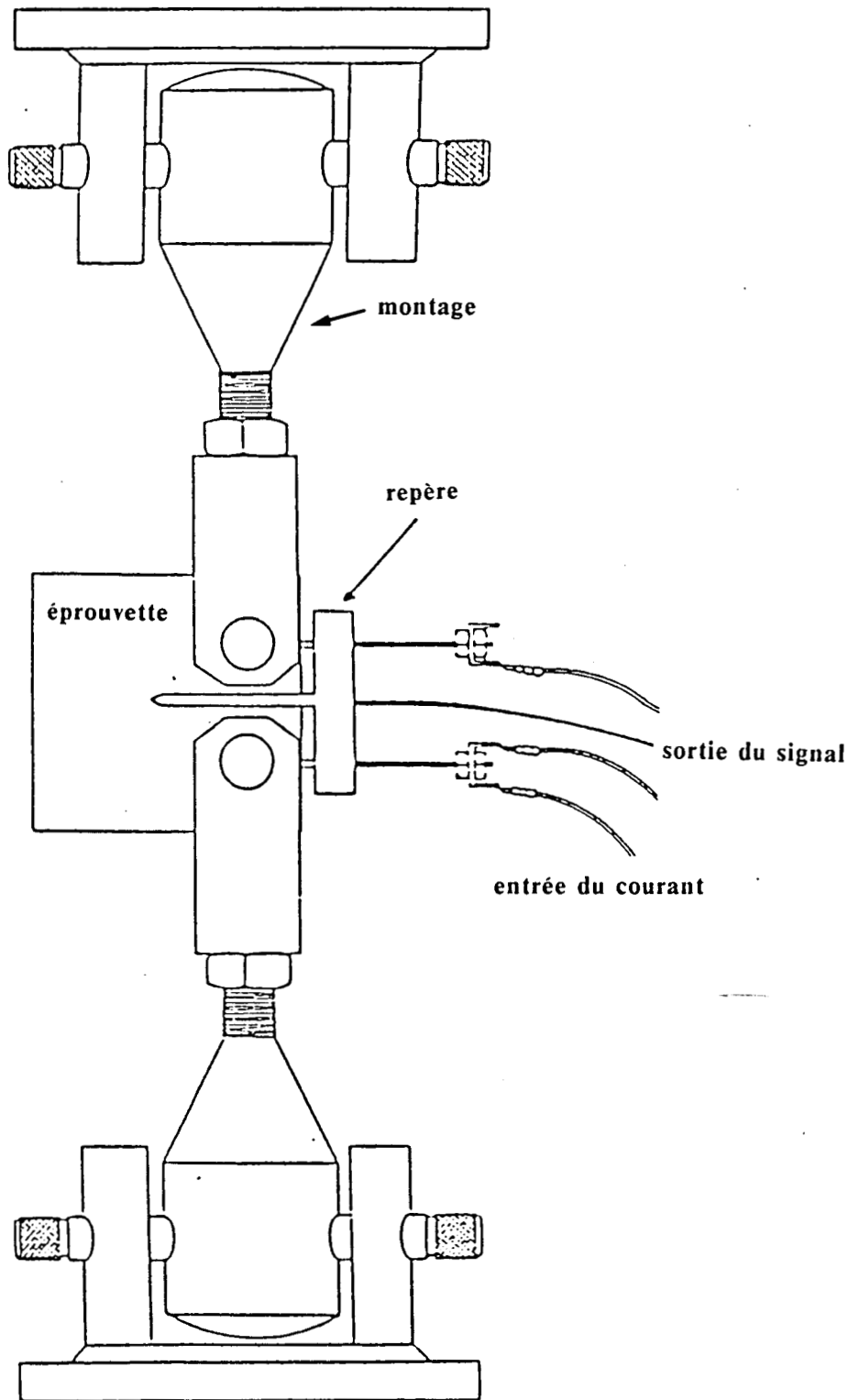


Figure 16 : montage de la sonde du signal de sortie sur l'éprouvette.

Les observations effectuées au M.E.B. (Microscope Electronique à Balayage) ont permis l'analyse de la morphologie de la fissure.

#### II.1.4. Mesure de la longueur de fissure.

La longueur de la fissure a été suivie par la méthode du potentiel électrique. Le suiveur du type ACPD (Alternating Current Potential Difference), constitue un ensemble fourni par INSTRON.

Le système est composé de:

- un générateur de courant qui délivre  $2A \pm 2\%$  à 6 KHz.
- un amplificateur d'entrée câblé pour un gain de 1000.
- un filtre de sortie.
- un voltmètre numérique à affichage digital.
- une sonde permettant de recueillir le signal de sortie sur les lèvres de l'entaille mécanique.

Le signal de sortie varie entre 0 et 10 volts. Cette tension est proportionnelle à la longueur de fissure. L'étalonnage est réalisé avant chaque essai de telle sorte que 10 volts correspondent à 10 mm.

Ce dispositif est conçu spécialement pour mesurer la longueur de fissure sur des éprouvettes du type CT (fig.16).



## II.2. RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSIONS.

### II.2.1. Définition des paramètres caractérisant le retard.

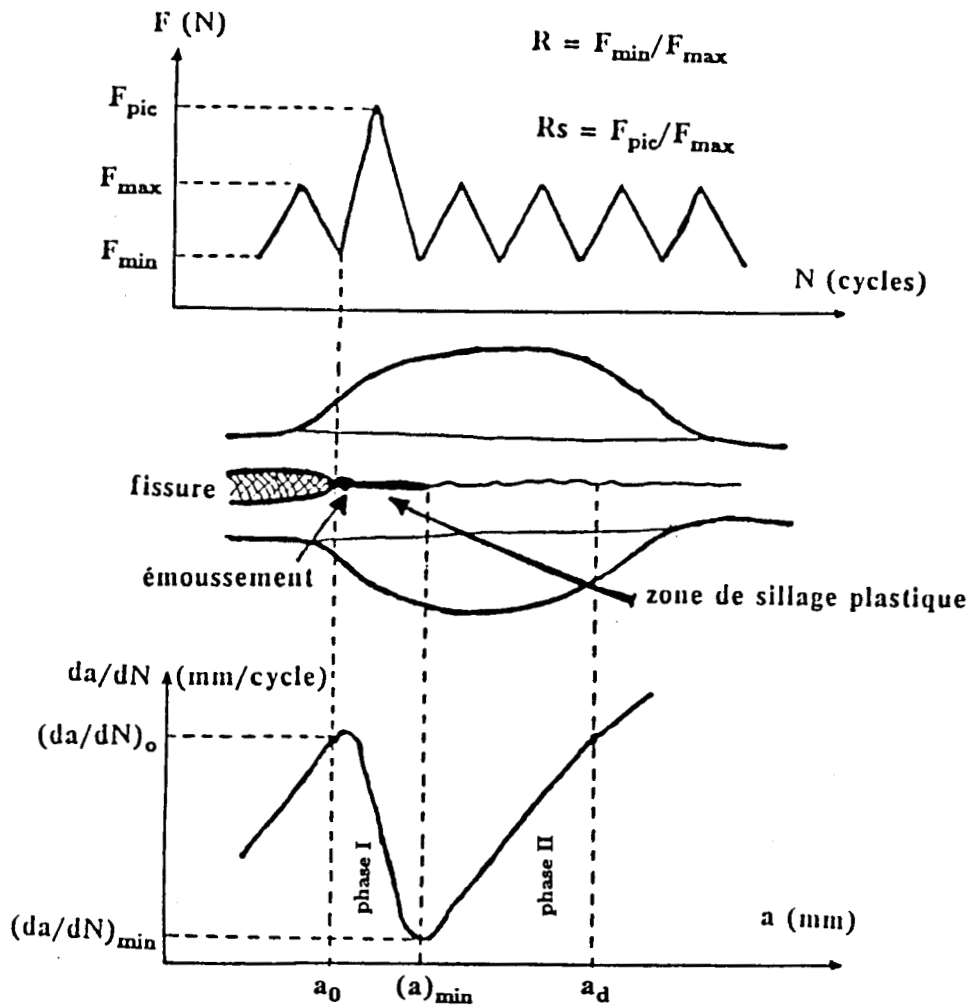


Figure 17 : illustration des mécanismes du retard après surcharge.

a) cycles de charge.

b) schématisation de la morphologie de la fissure.

c) évolution de la vitesse de fissuration en fonction de  $a$  (mm).

$N_d$  représente le nombre de cycles affecté par le retard après surcharge. Il correspond au nombre de cycles nécessaire pour que la vitesse de fissuration  $da/dN$  retrouve sa valeur initiale  $(da/dN)_0$ . La quantité  $N_d$  peut être déduite soit de:

- i) la courbe  $a = f(N)$
- ii) la courbe  $da/dN = f(N)$

$a_d$  désigne la longueur de fissure affectée par le retard qui correspond au nombre de cycles  $N_d$ .

Le retard à la propagation d'une fissure qui peut être défini en terme de vitesse de fissuration, se décompose en deux phases principales (fig. 17) :

i) phase I : où la vitesse de fissuration  $(da/dN)$  passe de sa valeur initiale  $(da/dN)_0$  pour atteindre sa valeur minimale  $(da/dN)_{min}$  à laquelle on associe la longueur de fissure  $(a)_{min}$  et un nombre de cycles  $(N_d)_{min}$  ( $a_0$  qui représente la longueur initiale de fissure au moment de l'application de la surcharge, est prise comme origine)

ii) phase II : où la vitesse croît progressivement de sa valeur minimale pour retrouver sa valeur initiale.

$a_d$  représente la longueur de fissure correspondant aux deux phases.

### **II.2.2. A propos des essais effectués.**

Les essais de fatigue ont été menés à température ambiante. Chaque type d'essai a été réalisé sur 3 à 4 éprouvettes en moyenne. Les essais étaient en général reproductibles, moyennant les incertitudes relatives aux mesures. Celles-ci dépendent de l'échantionnage choisi, dans notre cas l'incrément de mesure sur la longueur de fissure étant de 0.05 mm.

Dans un premier temps, nous avons vérifié la relation de Paris dans le cas de notre acier en déterminant les deux constantes C et m.

Nous avons effectué des essais pour 5 valeurs différentes du taux de surcharge  $R_s$  (à savoir  $R_s = 1.5 ; 1.8 ; 2 ; 2.2$  et  $2.5$ ), afin d'étudier l'influence de celui-ci sur les paramètres caractérisant le retard. Le rapport de charge  $R = F_{\min}/F_{\max}$  est fixé à une valeur de 0.2, avec une charge maximale  $F_{\max} = 6500$  N.

De même, une partie de cette étude a été consacrée à l'influence du rapport de charge R sur le retard, pour un rapport de surcharge  $R_s = 2$  (soit  $F_{pic} = 13000$  N) et R prenant les valeurs suivantes : 0.1 ; 0.2 ; 0.25 ; 0.3 ; 0.35 ; 0.4 et 0.5 (avec  $F_{\max} = 6500$  N).

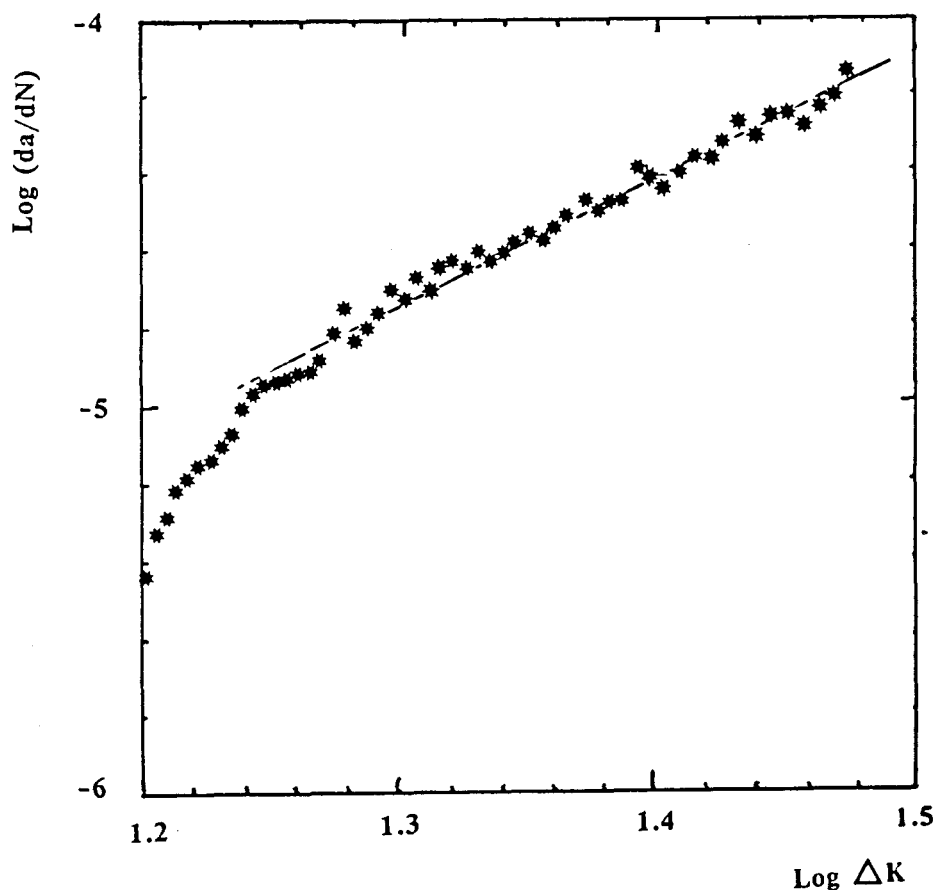


Figure 18 : Vérification de la loi de Paris.  
 $da/dN$  (mm/cycle) et  $\Delta K$  (MPa.m<sup>1/2</sup>)

### II.2.3. Essais de fatigue à amplitude constante.

La machine d'essais nous a permis de relever des couples de points (a,N), représentant respectivement longueur de fissure (mm) et nombre de cycles. La vitesse de fissuration da/dN est obtenue en divisant l'incrément de longueur (a<sub>i+1</sub> - a<sub>i</sub>) fixé par le choix de l'échantillonnage (soit 0.05 mm), par le nombre de cycles nécessaire pour atteindre cette longueur de fissure. Cette vitesse est associée à la longueur de fissure moyenne a<sub>m</sub> :

$$da/dN = (a_{i+1} - a_i)/(N_{i+1} - N_i) \quad \text{et} \quad a_m = (a_{i+1} + a_i)/2 \quad (28)$$

La loi de Paris est exprimée par la relation suivante :

$$da/dN = C (\Delta K)^m. \quad (29)$$

où C et m représentent des constantes déterminées expérimentalement.

La figure 18 montre une représentation bi-logarithmique de la relation de Paris sous forme de la courbe : Log (da/dN) en fonction de Log (ΔK).

Pour un rapport de charge R = 0.2, nous avons ainsi déterminé les constantes de Paris :

$$m = 3.1$$

$$\text{Log } C = - 8.75$$

avec da/dN exprimée en mm/cycle et ΔK en MPa.m<sup>1/2</sup>.(avec une corrélation de 0.991).

#### II.2.4. Description du retard.

L'ensemble des résultats est illustré par les courbes décrivant l'évolution de la longueur de fissure  $a$  (en mm) et le nombre de cycles  $N$ . Ces résultats sont donnés pour un rapport de charge  $R = 0.2$  et un rapport de surcharge  $R_s = 1.5 ; 1.8 ; 2 ; 2.2$  et  $2.5$ , sous un chargement constant avec  $F_{\max} = 6500$  N.

Le tableau 3 constitue une récapitulation de tous les résultats issus des expériences effectuées. Ce tableau donne les valeurs de toutes les caractéristiques du retard, notamment  $N_d$ ,  $(a)_{\min}$ ,  $a_d$ ,  $(da/dN)_{\min}$ ,  $(N_d)_{\min}$ . La figure 19 donne les résultats expérimentaux sous la forme de courbes représentant  $a$  (mm) en fonction du nombre de cycles  $N$ .

Tableau 3 : Caractéristiques du retard.

$R_s$	$a_d$ (mm)	$(a)_{\min}$ (mm)	$N_d$ $10^3$ cycles	$(N_d)_{\min}$ $10^3$ cycles	$(da/dN)_{\min}$ mm/cycle
1.5	1.1	0.31	19	10	$4.4 \cdot 10^{-5}$
1.8	1.6	0.35	52	20	$2.0 \cdot 10^{-5}$
2.0	2.0	0.40	71	21	$9.9 \cdot 10^{-6}$
2.2	2.4	0.45	191	113	$1.2 \cdot 10^{-6}$
2.5	2.7	0.48	395	151	$9.2 \cdot 10^{-7}$

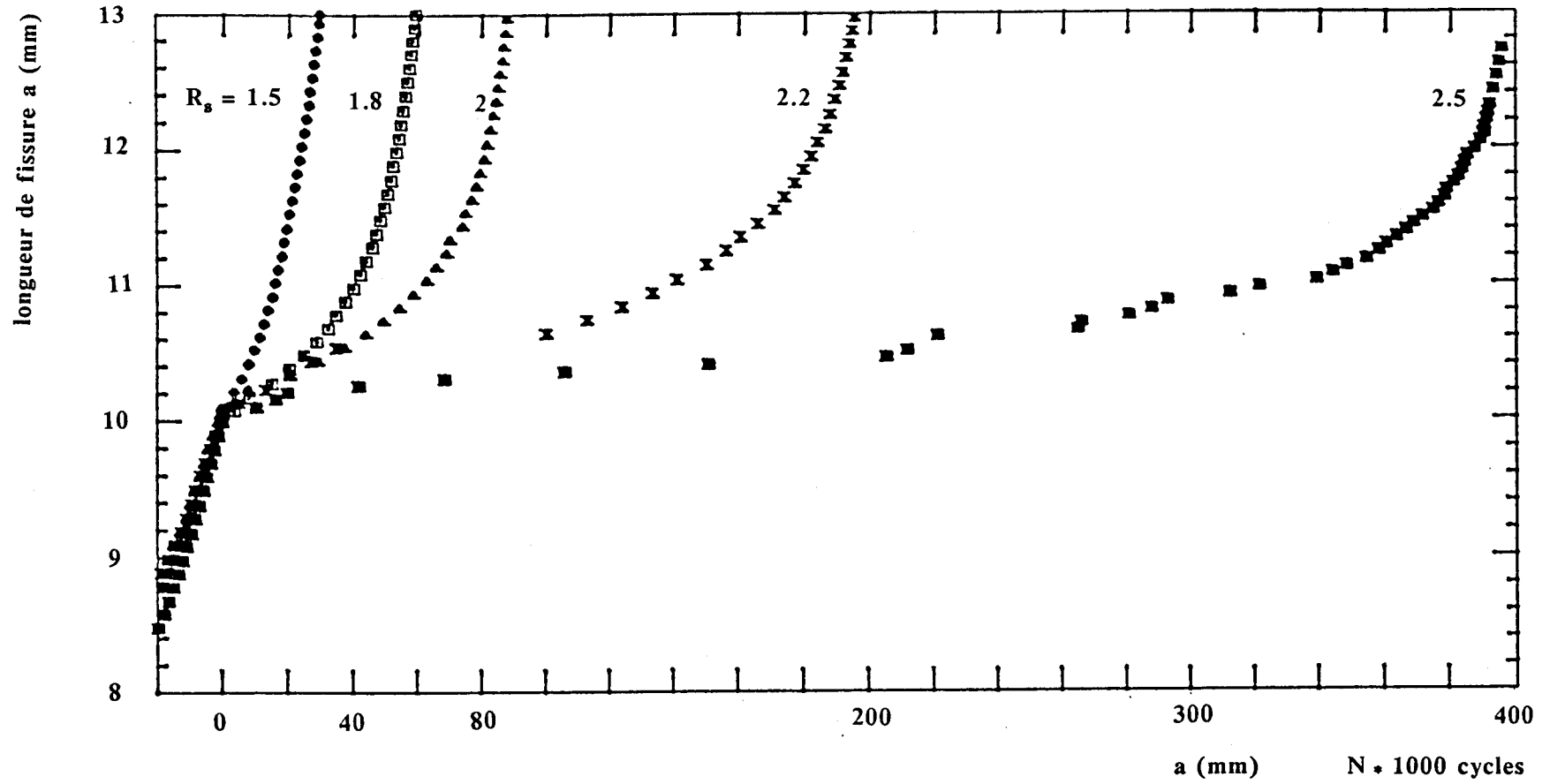


Figure 19 : les courbes caractéristiques du retard donnant l'évolution de  $a$  (mm) en fonction du nombre de cycles pour des valeurs différentes du taux de surcharge. ( $R_s = 1.5 - 1.8 - 2 - 2.2 - 2.5$ ).

a) Le nombre de cycles de retard  $N_d$ .

Le paramètre  $N_d$ , qui représente le nombre de cycles affecté par le retard, est une fonction croissante du rapport de surcharge  $R_g$ . Ce résultat en bon accord avec la littérature [21-24, 43, 44, 47, 48], est illustré par la figure 20, où nous pouvons constater que l'évolution de  $(\text{Log } N_d)$  en fonction de  $R_g$  est linéaire. L'équation de cette droite peut se mettre sous la forme :

$$\text{Log } N_d = 1.33 R_g + 2.26 \quad (30)$$

Ce résultat a été comparé à ceux issus de la littérature [47,48] et la figure 21 montre l'évolution des différentes droites. Nous constatons que les trois droites concourent en un même point ayant pour abscisse  $R_g = 2.5$ . Sans préjuger de l'existence réelle de ce point, on pourrait s'attendre à l'existence fictive d'un point commun qui marquerait peut être une interdépendance entre les courbes décrivant le retard. Soulignons que les résultats comparés sont effectués dans des conditions expérimentales et sur des matériaux différents ainsi que la géométrie des éprouvettes.

b) Longueur de la fissure  $(a)_{\min}$ .

Cette grandeur correspond à la longueur de la fissure pour laquelle la vitesse de fissuration atteint sa valeur minimale  $(da/dN)_{\min}$ . Elle traduit la phase I de propagation après l'application d'une surcharge et est déduite de la courbe  $da/dN = f(a)$ .

Nous avons reporté sur la figure 22 les points expérimentaux correspondant à  $(a)_{\min}$  pour les différentes valeurs du rapport de surcharge  $R_g$ , où nous pouvons constater que ce paramètre n'évolue pas d'une façon notable avec  $R_g$ ; constatation qu'il faut relativiser vue les incertitudes de mesure de la grandeur  $(a)_{\min}$ . A ce sujet, les résultats issus de la littérature présentent parfois des désaccords [22,49], que nous attribuons essentiellement à la méthode de mesure de la longueur de fissure préconisée.

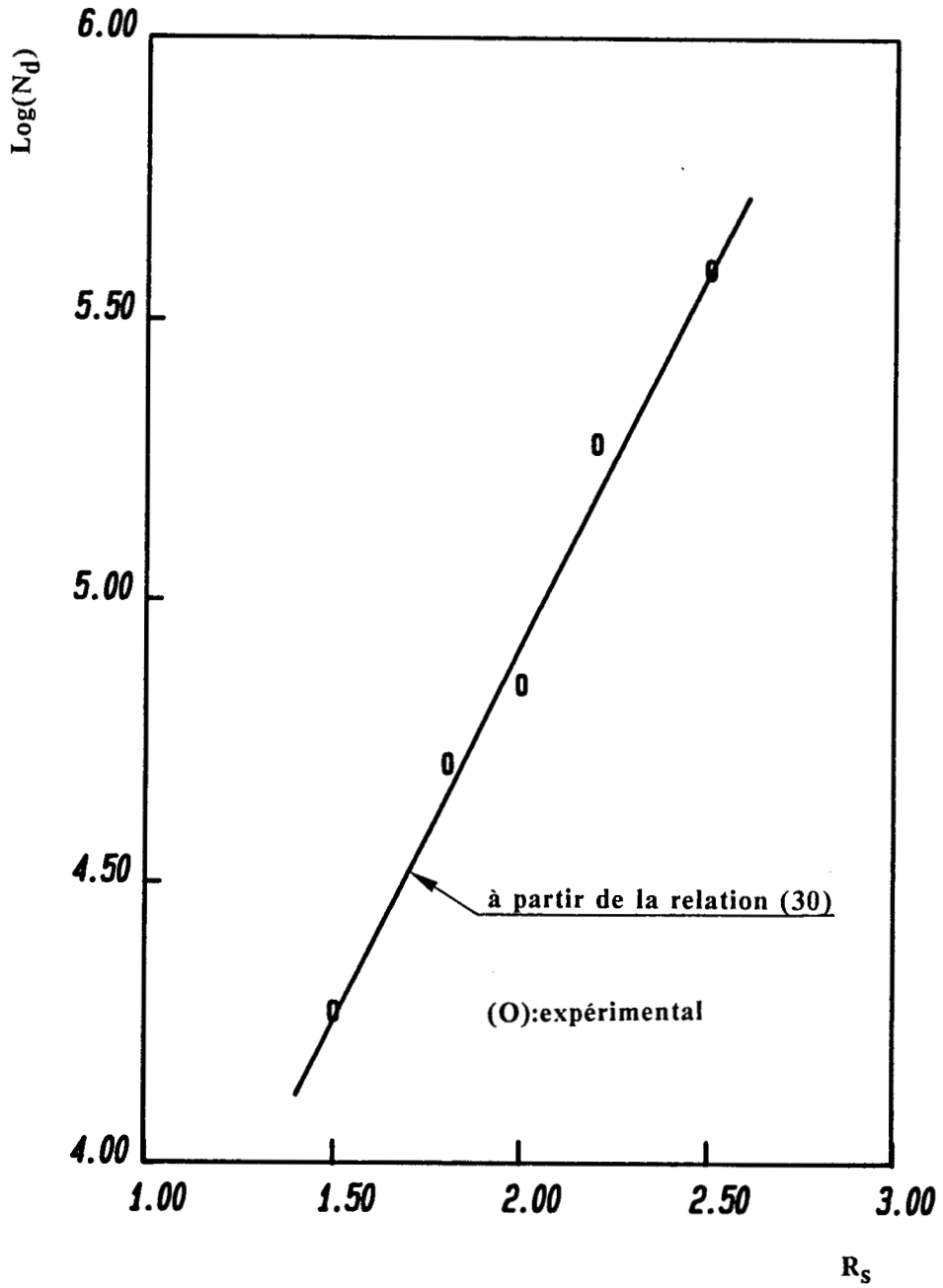


Figure 20 : évolution de  $\text{Log}(N_d)$  en fonction de  $R_s$ .



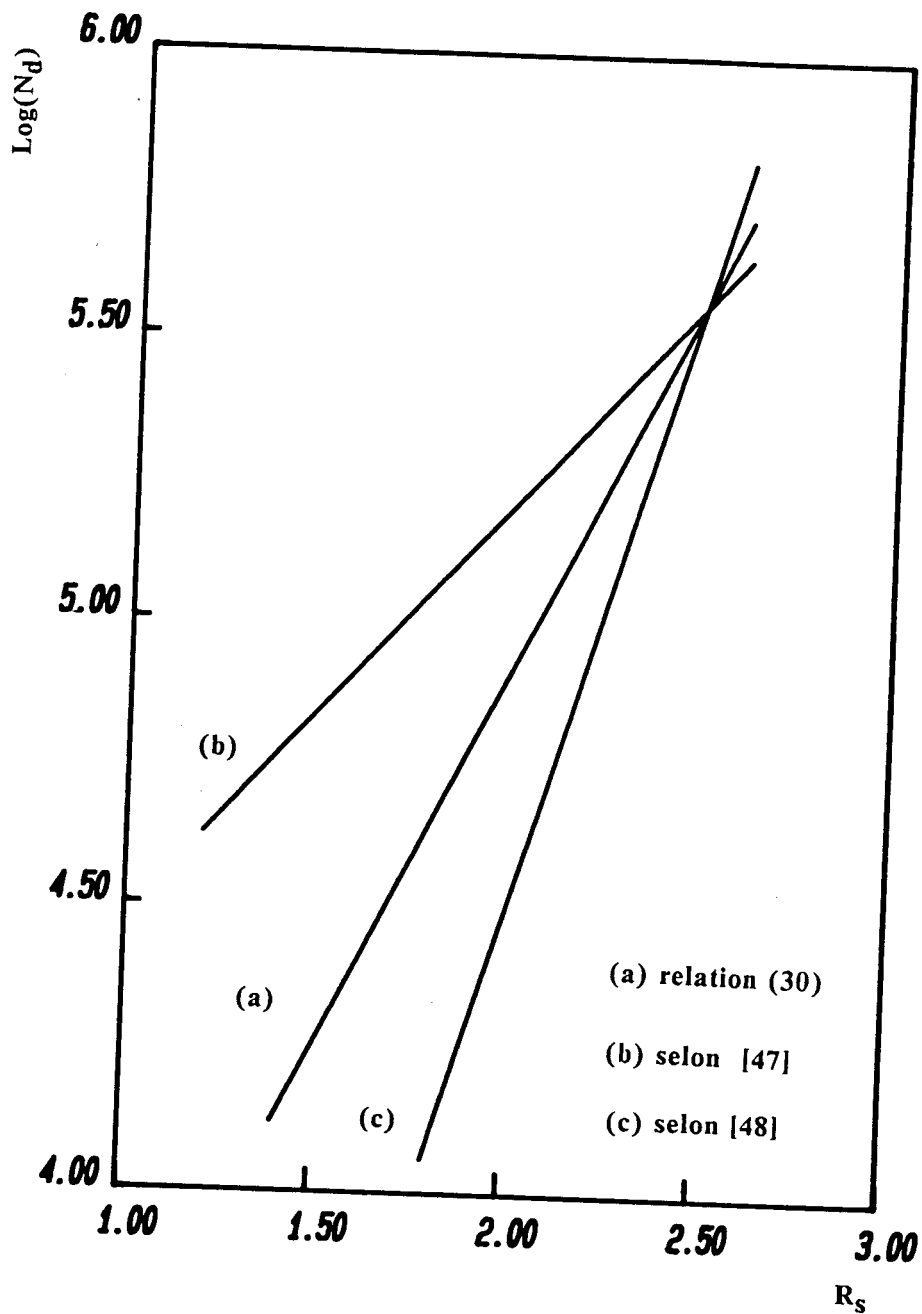


Figure 21 : comparaison entre l'évolution de  $(\text{Log } N_d)$  en fonction de  $R_s$  d'après nos résultats expérimentaux et ceux issus de la littérature [47, 48].

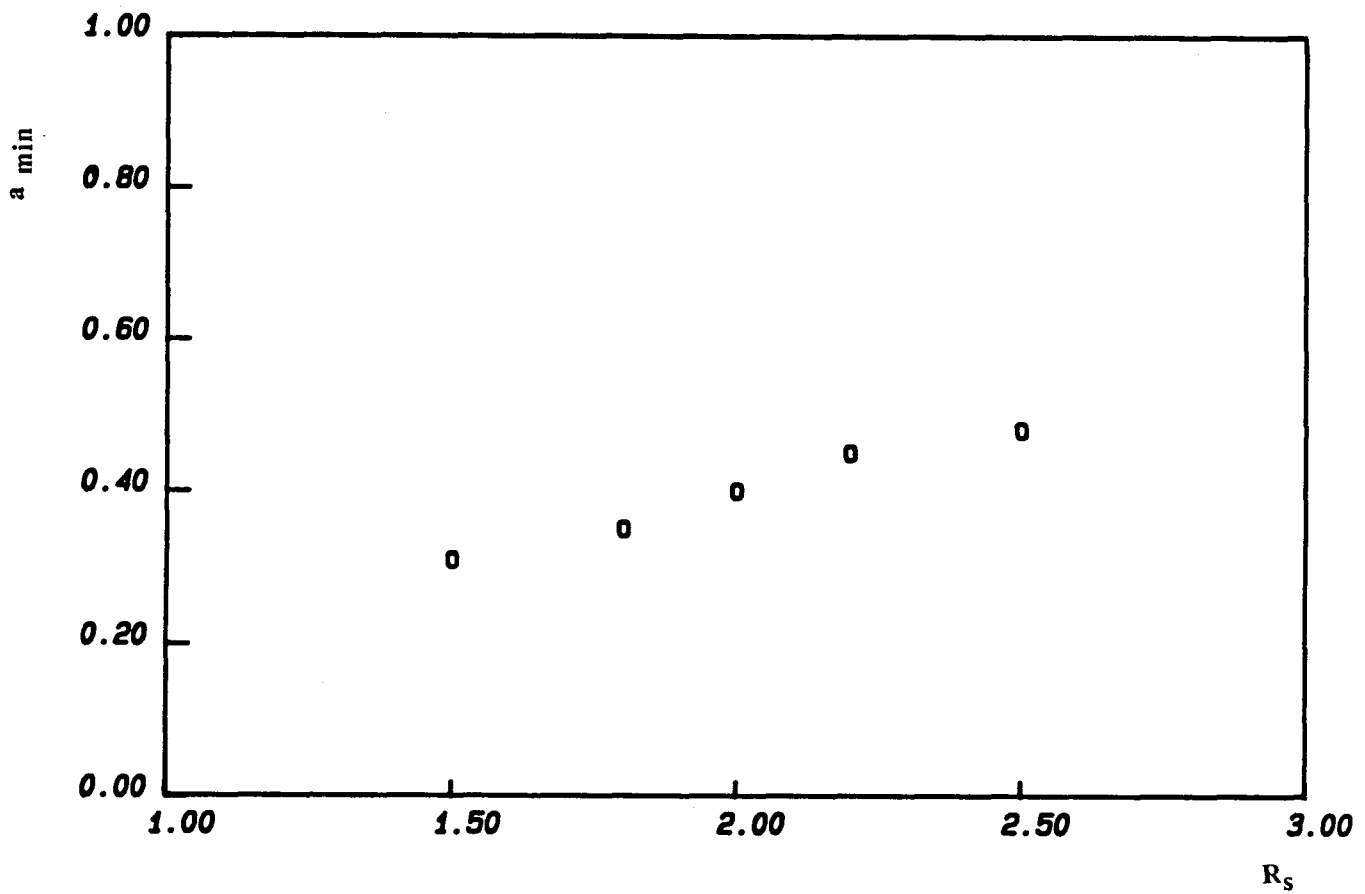


Figure 22 : évolution de la longueur  $(a)_{\min}$  en fonction du rapport de surcharge  $R_s$ .

Cheung-Mak et al. [49] ont étudié l'évolution de la longueur  $(a)_{\min}$  en fonction de la zone plastique monotone de surcharge  $\omega_s$ , dans la cas d'un alliage d'Aluminium 2219-T851 où ils montrent que le rapport  $(a)_{\min}/\omega_s$  est sensiblement constant et égal à 0.24. Cette approximation tend à montrer que la longueur  $(a)_{\min}$  varie en fonction du rapport de surcharge. Par contre, Matsuoka et al. [22] stipulent que la longueur de fissure  $(a)_{\min}$  pourrait être comparable à la taille de la zone plastique cyclique initiale.

Néanmoins, notre résultat, à notre sens, permet de constater que  $(a)_{\min}$  est presque insensible à la variation de  $R_s$ , sa valeur étant de l'ordre de  $0.4 \text{ mm} \pm 0.05$ . Par conséquent cette grandeur peut être considérée comme une constante.

Pour mieux cerner les mécanismes qui se produisent pendant cette phase de propagation (phase I, cf. fig. 15), nous avons procédé à une analyse morphologique de la fissure.

A l'aide des observations réalisées au M.E.B., nous avons pu mettre en évidence trois zones de propagation de fissure (fig. 23) :

i) zone 1 : représente la fissure de fatigue après surcharge, qui peut être assimilée à une nouvelle entaille mécanique, étant donné l'existence d'une ouverture résiduelle des lèvres de la fissure. La propagation après surcharge correspondrait donc à une réinitiation dans une zone fortement endommagée (similitude avec la propagation des fissures dites "courtes").

ii) zone 2 : représente la zone fortement perturbée après surcharge. Cette perturbation est essentiellement due au sillage plastique (enveloppe de toutes les zones plastiques) où les contraintes résiduelles de compression induites par plastification sont importantes. La longueur de cette zone, responsable à notre sens, de la phase I du retard à la propagation, est du même ordre de grandeur que  $(a)_{\min}$ . Nous l'appellerons : zone du sillage plastique.

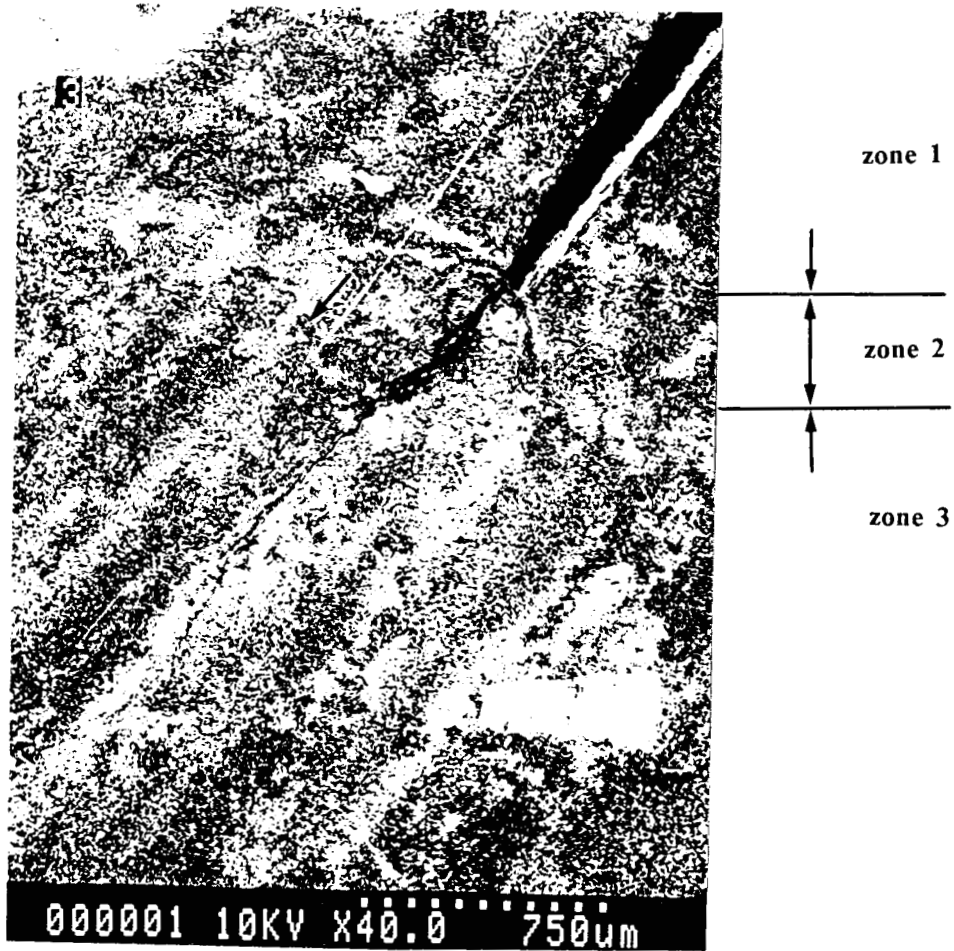


Figure 23 : photo réalisée au M.E.B. montrant les différentes étapes de propagation.

iii) zone 3 : où le sillage plastique est presque nul. Cette zone correspond à la phase II de propagation après surcharge.

La mise en évidence de la zone 2, ainsi que sa correspondance avec la longueur  $(a)_{\min}$  d'une part, et la non influence du rapport de surcharge  $R_s$  sur  $(a)_{\min}$  d'autre part, indiquent clairement que cette dernière dépend essentiellement des paramètres relatifs au chargement initial. Ceci nous a conduit en première approximation, à relier  $(a)_{\min}$  avec la zone plastique cyclique  $\omega_c$ . Dans nos conditions d'essais,  $2 \omega_c$  prend la valeur de 0.37 mm, avec :

$$\omega_c = 1 / \pi (\Delta K / 2 \sigma_e)^2 \text{ en contraintes planes.} \quad (31)$$

c) Longueur de la fissure  $a_d$  affectée par la surcharge.

Le retard induit par la surcharge se manifeste sur une longueur de fissure désignée par  $a_d$  dont la valeur est déduite de la courbe  $da/dN = f(a)$  ou  $a = f(N)$ .

La figure 24 montre que la longueur de fissure  $a_d$  est une fonction croissante du rapport de surcharge  $R_s$ . Ce résultat est en bon accord avec ceux issus de la littérature [21-24, 43, 44, 47,48]. Il faut cependant noter que la longueur  $a_d$  est toujours inférieure à la taille de la zone plastifiée par la surcharge. Cela s'explique par le fait que la zone plastifiée au fond de la fissure en régime initial, est inscrite dans celle plastifiée par la surcharge.

Afin d'étudier l'influence de  $R_s$  sur  $a_d$ , nous avons calculé le rapport  $a_d/R_s^2$  pour les différentes valeurs de  $R_s$ . Ce rapport est sensiblement constant et égal à  $0.49 \pm 0.01$ , sauf pour la valeur maximale de  $R_s$  où ce rapport est de 0.43.

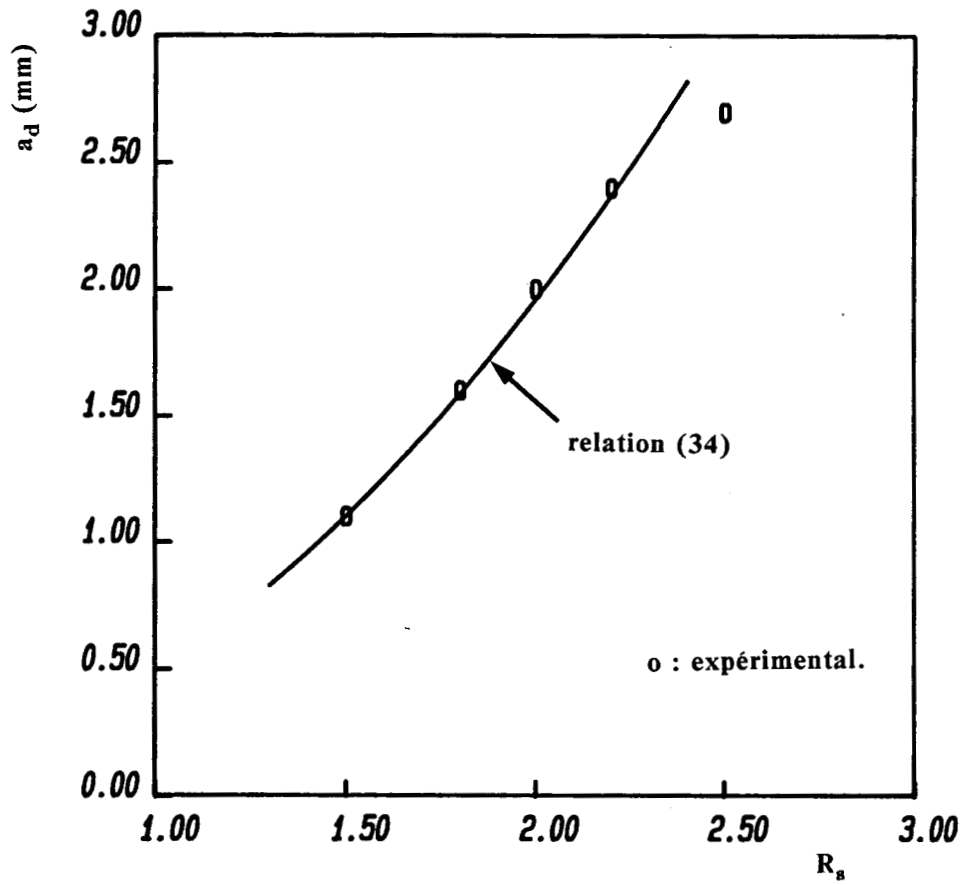


Figure 24 : évolution de la longueur de fissure  $a_d$  affectée par surcharge en fonction du rapport  $R_s$ .

En se basant sur ce constat, nous proposons dans une première approximation, une relation entre les paramètres  $a_d$  et  $R_s$ , qu'on pourrait écrire sous la forme :

$$a_d = A * R_s^2 \quad (32)$$

(le coefficient A est égal ici à 0.49).

Dans la même logique que pour  $(a)_{\min}$ , le coefficient A peut s'écrire en fonction de la zone plastique cyclique initiale  $\omega_c$ , ce qui nous conduit à une formulation du type :

$$A = 2.7 * \omega_c \quad (33)$$

d'où

$$a_d = 2.7 * \omega_c * R_s^2 \quad (34)$$

La figure 24 montre l'évolution du paramètre  $a_d$  en fonction de  $R_s$ , déterminée expérimentalement et celle calculée à partir de la relation  $(2.7.\omega_c.R_s^2)$ . La légère différence entre les deux courbes est due :

- i) aux incertitudes relatives à la mesure du paramètre  $a_d$ .
- ii) au changement de l'évolution de  $a_d$  pour des valeurs élevées de  $R_s$ .
- iii) au choix de l'exposant 2 (un ajustement de cet exposant pourrait permettre de mieux décrire l'évolution de  $a_d$ ).

Bien que cette relation ne puisse constituer une généralisation, elle a l'avantage de donner une évolution représentative du phénomène réel.

L'évolution quadratique de  $a_d$  en fonction de  $R_s$  est d'ailleurs confirmée au vu de certains résultats issus de la littérature [22, 50, 51], moyennant un ajustement du coefficient multiplicateur A.

$$a_d = 0.3 R_s^2 \quad \text{selon Matsuoka [22].}$$

$$0.4 R_s^2 < a_d < 0.6 R_s^2 \quad \text{selon Euw [50].}$$

$$0.3 R_s^2 < a_d < 0.4 R_s^2 \quad \text{selon Chen Chuan [51].}$$

$$a_d = 0.49 R_s^2 \quad \text{selon nos résultats.}$$

A ce stade, il apparaît donc intéressant d'expliciter les paramètres auxquels le coefficient multiplicateur A est sensible d'une part et de procéder à un ajustement de l'exposant 2 d'autre part, afin de traduire au mieux l'évolution de  $a_d$ .

**d) Vitesse minimale  $(da/dN)_{min}$ .**

Un des paramètres les plus caractéristiques du retard est la valeur de la vitesse minimale  $(da/dN)_{min}$  atteinte après l'application d'une surcharge. Il caractérise le moment où la pente de la vitesse de propagation change de signe. Ce point est suivi par de fortes perturbations de la vitesse de fissuration sur une faible distance.

La figure 25, qui décrit l'évolution de  $(da/dN)_{min}$  en fonction du rapport de surcharge  $R_s$ , montre que  $(da/dN)_{min}$  décroît très rapidement lorsque le rapport de surcharge  $R_s$  augmente. Notons que pour les valeurs élevées de surcharge,  $(da/dN)_{min}$  atteint presque un palier. Dans notre cas, et dans les conditions expérimentales requises, cette valeur est de  $10^{-6}$  mm/cycle environ.

La valeur du rapport de surcharge  $R_s$  correspondant au blocage de la fissure, pourrait se situer au voisinage de ce palier. Toutefois, nous sommes prudents quant à l'utilisation de la notion de blocage, puisque actuellement la mesure des très faibles vitesses de fissuration s'avère encore difficile.



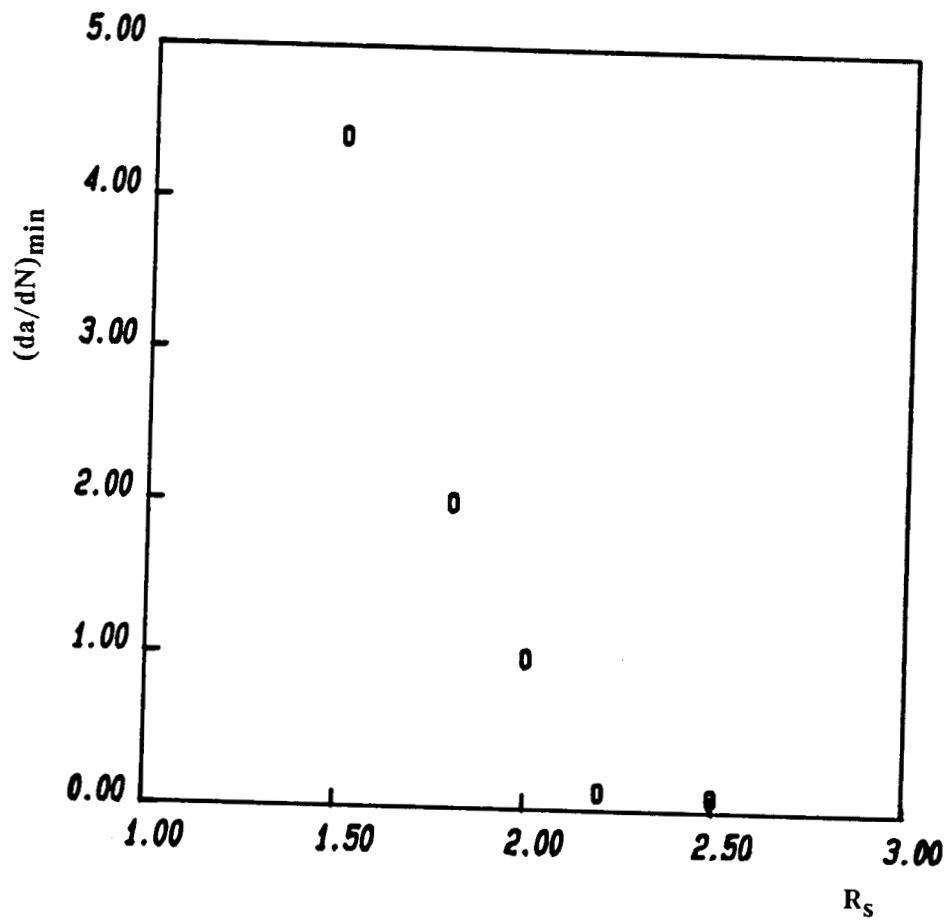


Figure 25 : évolution de  $(da/dN)_{\min}$  en fonction de  $R_s$ .

La vitesse  $(da/dN)_{\min}$  marque la fin de la phase I de propagation et correspond à un nombre de cycles que l'on désigne par  $(N_d)_{\min}$  dont la valeur croît avec le rapport de surcharge  $R_g$ .

### II.2.5. INFLUENCE DU RAPPORT DE CHARGE R.

Dans cette partie, nous nous proposons d'étudier l'influence du rapport de charge R sur les paramètres décrivant le retard. Cette étude a été menée dans les conditions expérimentales suivantes :

- Charge maximale  $F_{\max}$  maintenue constante ( $F_{\max} = 6500$  N).
- Rapport de surcharge  $R_g$  constant ( $R_g = 2$ ).
- Charge minimale  $F_{\min}$  variable.

Les valeurs de R que nous nous sommes fixés sont les suivantes :

0.10 - 0.20 - 0.25 - 0.30 - 0.35 - 0.40 .

La figure 26, qui illustre l'évolution de  $N_d$  en fonction de R, montre que celui-ci est une fonction linéaire croissante de R.

Par ailleurs, on constate que la vitesse  $(da/dN)_{\min}$  ainsi que le paramètre  $(a)_{\min}$  diminuent lorsque R augmente. Par contre, le paramètre  $a_d$  croît très peu avec R.

En effet, la diminution de l'amplitude de la charge contribue fortement à l'accroissement du retard. Cependant, il faut constater que la zone plastique de surcharge est maintenue constante, seule la zone plastique cyclique due au chargement initial varie. Cette zone plastique diminue lorsque R augmente. Cependant, les contraintes résiduelles de compression à la pointe de la fissure sont plus importantes. Cela peut expliquer l'augmentation du retard.

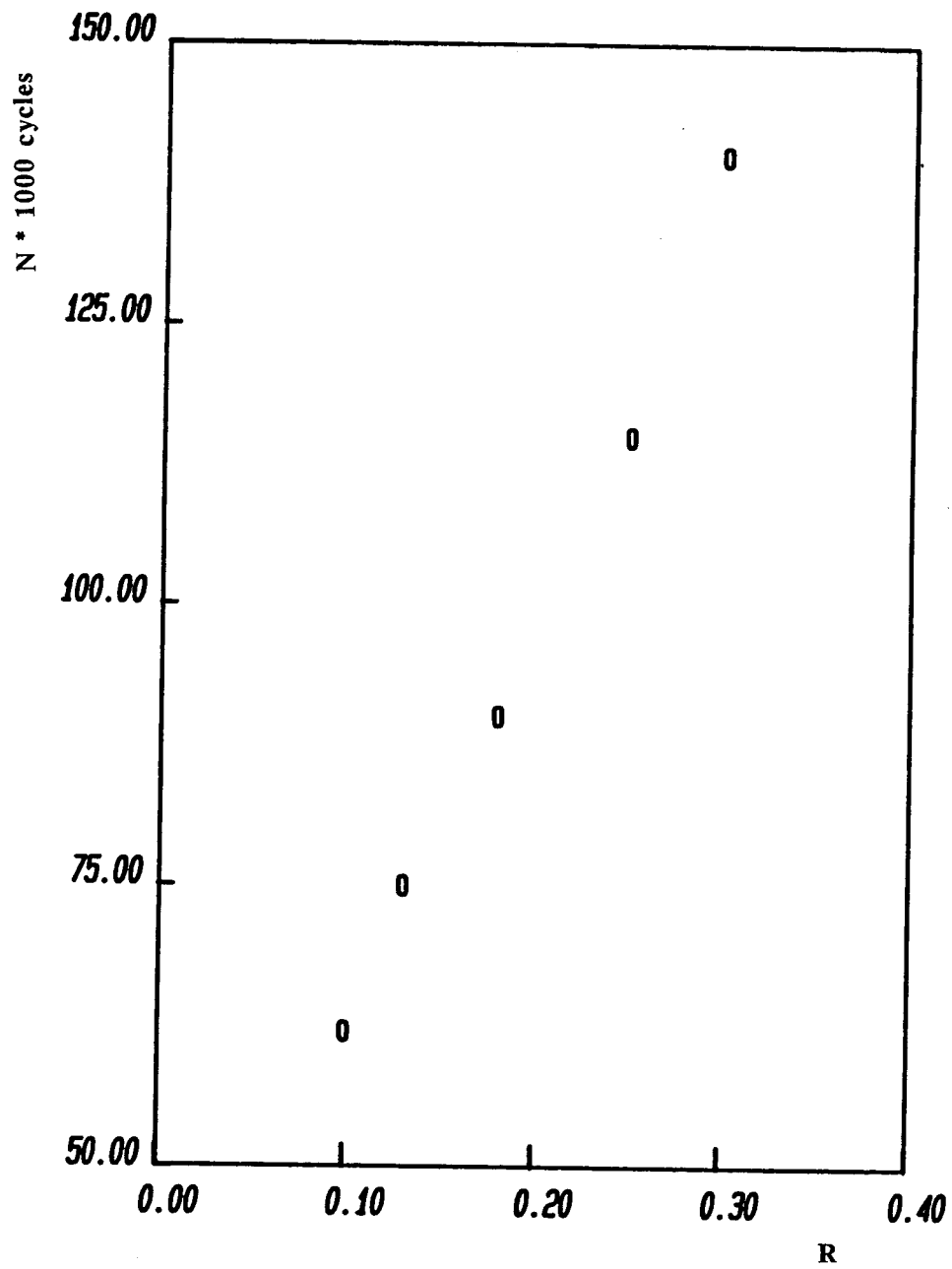


Figure 26 : évolution du nombre de cycles  $N_d$  en fonction du rapport du charge R.

Il faut rappeler que lorsque le rapport de charge R augmente, l'amplitude de charge diminue, ce qui conduit à la diminution de l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte, donc la diminution de la vitesse de fissuration. La variation de R influe donc sur la fermeture de fissure.

#### II.2.6. Observations au M.E.B.

Les observations, réalisées au M.E.B (microscope électronique à balayage), ont mis en évidence les mécanismes et micromécanismes qui se produisent après l'application d'une surcharge, ce qui nous a permis d'analyser la morphologie de la fissure et tenter d'expliquer au mieux le phénomène du retard.

En effet, la figure 27, qui illustre la fissure après surcharge, montre que celle-ci peut être assimilée à une nouvelle entaille mécanique dont le fond dépend de l'endommagement occasionné. La zone plastifiée par la surcharge, qui est constituée de deux ailes en forme de "croissant", n'est pas symétrique par rapport à l'axe de la fissure principale. C'est pour cette raison, entre autres, que la fissure dévie de sa direction, déviation qui peut aussi être due à l'état microstructural au voisinage de la pointe de la fissure. Les différents cas de figures de formation de la zone plastifiée par surcharge suivie d'une déviation sont schématisés par la figure 28. Néanmoins, cette constatation ne constitue pas une généralité puisque dans notre cas cette situation n'est pas fréquemment rencontrée, cela est peut être dû aux effets microstructuraux puisque la rupture que nous observons, est parfois intergranulaire et parfois transgranulaire.

Par ailleurs, l'augmentation instantanée du niveau de charge provoque une déchirure ductile, qui s'accompagne par une forte perturbation de la propagation de fissure et donne naissance au phénomène d'émoussement de la pointe de fissure. L'émoussement, qui est illustré par la figure 29, se traduit dans notre cas par une décohésion des joints de grain (rupture intergranulaire) et se manifeste sur une faible distance après surcharge de l'ordre de 50  $\mu\text{m}$ . C'est pour cela que ce phénomène constitue une cause mineure du retard, néanmoins, il permet d'expliquer le retard

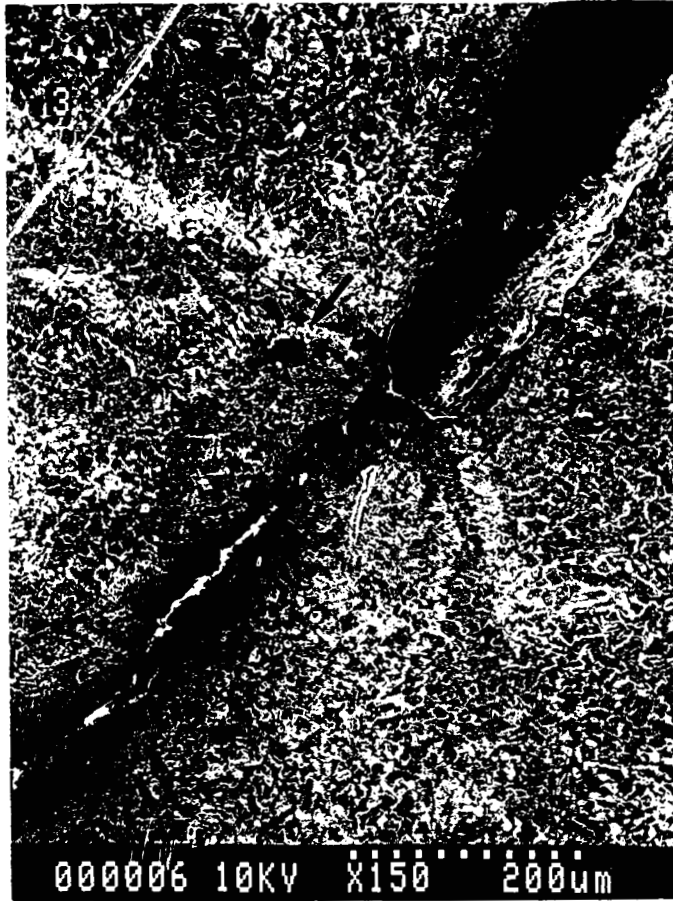


Figure 27 : photo réalisée au M.E.B. montrant le fond de fissure après surcharge.

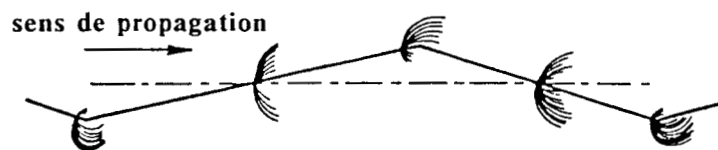


Figure 28 : schématisation des déviations de la fissure dues aux différentes formes des zones plastifiées par surcharge.

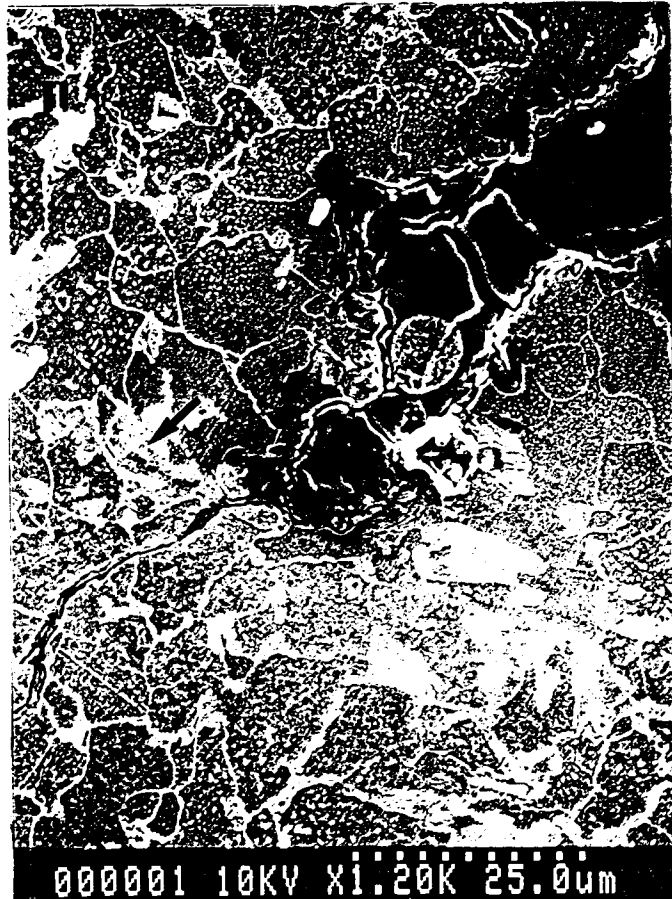
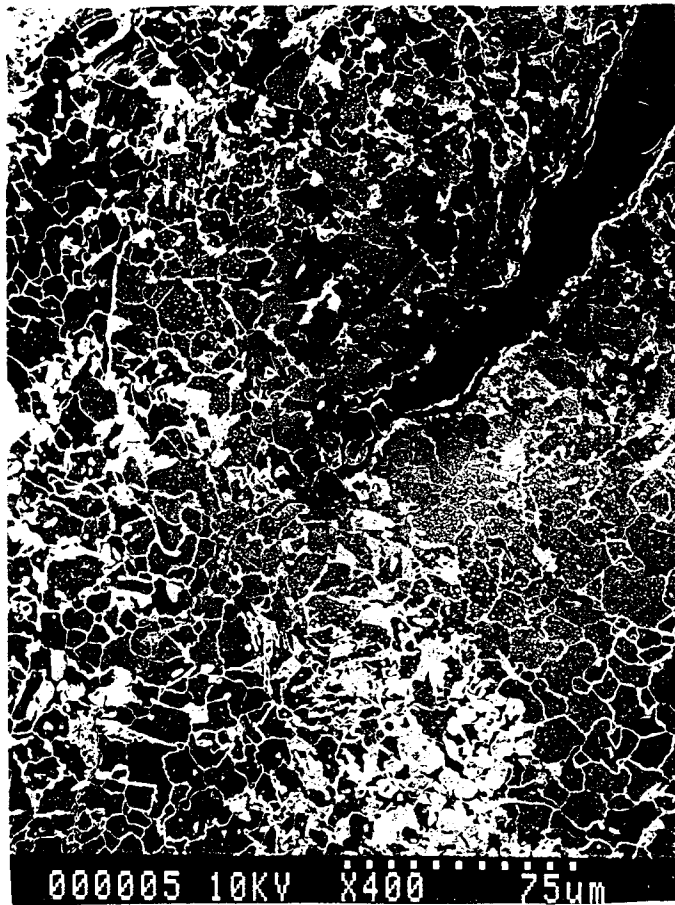


Figure 29 : observation au M.E.B. montrant le phénomène de l'émoussement de la pointe de la fissure.

différé : quand la vitesse de fissuration atteint un maximum juste après l'application de la surcharge.

D'autre part, les deux phases de propagation définies au chapitre II, sont mises en évidence par la figure 22, qui montre clairement l'existence de trois zones où la fissure possède des ouvertures résiduelles différentes : plus la fissure après surcharge avance, plus l'ouverture résiduelle diminue. La zone 2, que nous avons appelée zone du sillage plastique, montre clairement les mécanismes qui se produisent dans la phase I de propagation et par conséquent la longueur de cette zone correspond à celle de  $(a)_{\min}$ . A ce sujet, Zuidema [32] stipule que la longueur sur laquelle la fissure est déviée après surcharge coïnciderait avec celle de  $(a)_{\min}$ . Il est bien évident que ces considérations dépendent de trois facteurs essentiels liés :

- aux effets mécaniques.
- à la microstructure.
- aux effets de l'environnement.

Par ailleurs, nous avons analysé les mécanismes qui se produisent au moment où la fissure commence à se propager après la vitesse minimale  $(da/dN)_{\min}$ , à savoir le début de la phase II de propagation (fig.30). La figure, qui illustre l'état limite entre la phase I et la phase II, met en évidence les perturbations occasionnées à ce stade de propagation. En effet, nous observons clairement le phénomène de branchement de fissure et la naissance des microfissures, ainsi que l'évolution de l'ouverture résiduelle de la fissure.

Pour expliquer ce phénomène, nous nous permettons d'utiliser le raisonnement introduit par Rice et al. [57] qui décrivent la vitesse de fissuration après surcharge en utilisant la loi de Paris. Les auteurs préconisent donc que la pente de la courbe est négative dans la phase I de propagation, positive dans la phase II et nulle à la limite des deux phases. Cette approximation nous semble une manière grossière de description du retard, mais elle permet une modélisation simplifiée du phénomène.



Figure 30 : observation au M.E.B. illustrant les mécanismes qui se produisent dans la zone de transition entre les deux phases de propagation.



A partir de ce raisonnement, la figure 30 illustre la zone où la pente passe d'une valeur négative à une valeur positive, ce qui explique les fortes perturbations observées. A ce stade, les contraintes résiduelles de compression ont tendance progressivement à diminuer lors de la propagation de la fissure. Cette zone peut être intitulée : zone de transition, puisqu'elle matérialise la limite entre deux comportements en fissuration différents.

Par ailleurs, l'analyse de la morphologie de la fissure nous a permis de constater deux phénomènes majeurs se produisant après l'application de la surcharge et observables fréquemment, à savoir :

- 1) les branchements de la fissure.
- 2) l'existence des contacts entre les surfaces de rupture.

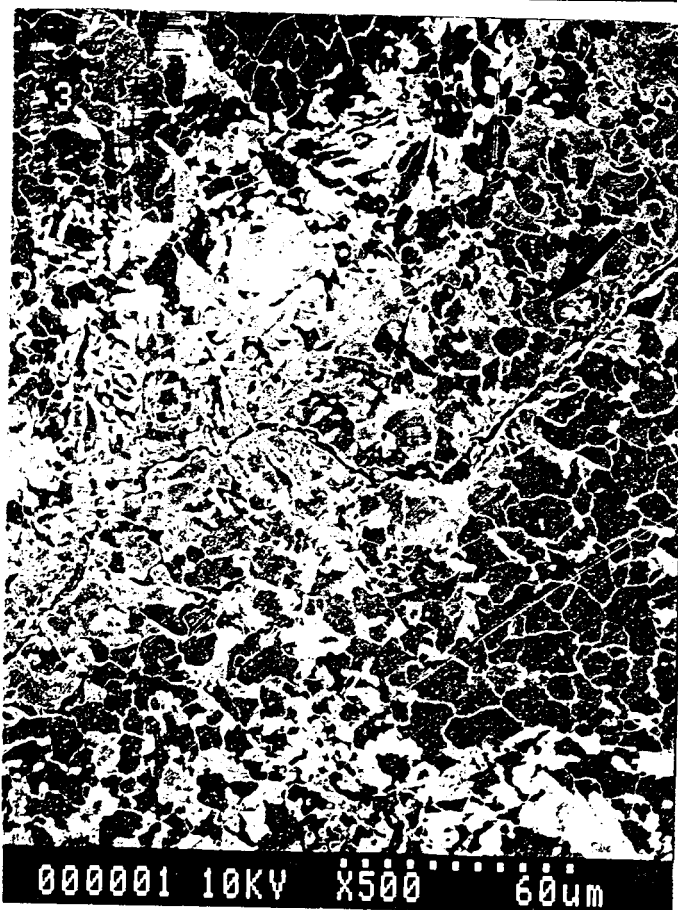
A ce sujet, les figures 30 et 31 montrent clairement l'existence du phénomène de bifurcation. La fissure change de direction principale d'un angle de 30 à 45° sur une distance approchant quelques fois 0.1 mm, ce qui, à notre sens implique le rôle des bifurcations dans le retard. Cette constatation est valable à 2 mm de la surface, mais le phénomène de bifurcation est moins important au coeur de l'éprouvette. Il faut noter que dans notre cas, l'acier utilisé présente une structure en bandes de ferrite et de perlite et que apparemment, la fissure ne suit pas une bande de perlite ou de ferrite en préférence.

De plus, nous constatons que la fissure est pratiquement fermée, les lèvres restant en contact (fig.32). Ce phénomène peut être attribué à une forte plastification, à l'état local microstructural. Il illustre aussi le phénomène de fermeture de fissure et en particulier des fermetures permanentes.

Le changement de direction de la fissure par rapport à son axe principal ou la naissance des microfissures donnent lieu à un mode de rupture mixte au voisinage du point de bifurcation. Cette situation conduit à une modification de la force motrice effective à la pointe de la fissure et par conséquent tend à diminuer le facteur effectif



en surface.



à 2 mm de la surface.

Figure 31 : photo réalisée au M.E.B. indiquant le phénomène de bifurcation de la fissure.

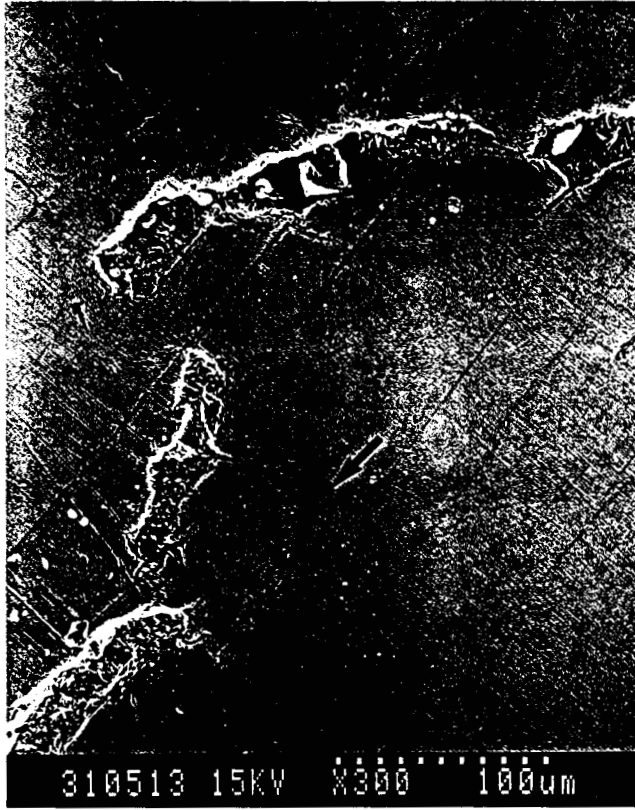


Figure 32 : les contacts entre les lèvres de la fissure observées au M.E.B.

d'intensité de contrainte. C'est pour cette raison que le phénomène de bifurcation contribue au ralentissement de la vitesse de propagation.

Cependant, il faut noter que le phénomène de bifurcation de fissure et le contact entre les surfaces de rupture constituent un phénomène assez complexe tant au niveau qualitatif que quantitatif, puisqu'il peut être attribué à des paramètres intrinsèques et extrinsèques du matériau, sans préjuger de leur importance respective, voici les principaux :

- la non-linéarité de la distribution des déformations au fond de fissure.
- l'hétérogénéité du matériau.
- l'incompatibilité entre les orientations des grains.
- l'environnement.

En ce sens, la détermination de la densité de bifurcation suivie d'une analyse tant métallurgique que mécanique, pourrait définir le degré de responsabilité de ce phénomène dans le retard à la propagation. A ce stade, ce phénomène, conséquence physique de la plastification donc des contraintes résiduelles, qui est nettement observé, constitue à notre sens une explication valable du retard.

Pour compléter les résultats obtenus par l'examen au M.E.B. et par la technique de rugosimétrie, nous avons projeté de réaliser un suivi, en surface et au coeur des éprouvettes, de la morphologie de la fissure par analyse d'image, ce qui permettrait de quantifier le phénomène.

#### **II.2.7. Cartographie de rugosimétrie.**

La plastification au voisinage de la pointe de la fissure, après surcharge, se traduit par une contraction latérale en surface (fig.33). La mesure de cette contraction peut donner une idée sur la répartition des déformations engendrées à la pointe de la fissure. Cette mesure peut s'effectuer à l'aide d'un rugosimètre muni d'un stylet de profil [52].

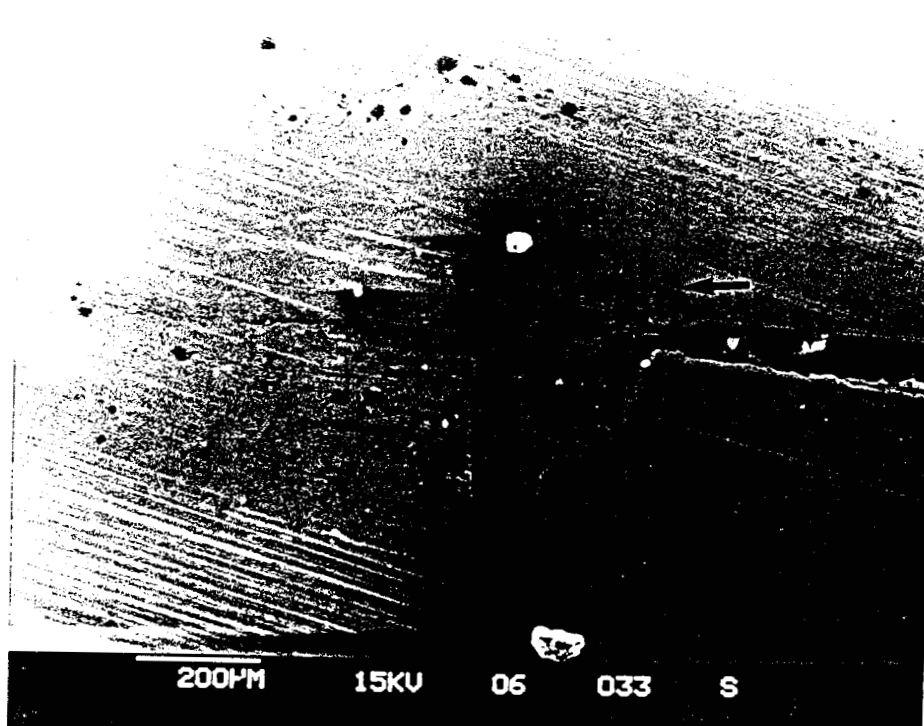


Figure 33 : observation réalisée au M.E.B. montrant le relief de la contraction latérale en surface de l'éprouvette après surcharge.

Le principe de mesure consiste à déplacer le stylet dans une direction perpendiculaire à l'axe de la fissure, et cela sur une distance couvrant la totalité de la région déformée (fig.34). Le réglage du zéro relatif se fait au préalable. Les informations sont relevées par un enregistreur X-Y dont un exemple d'enregistrement est illustré par la figure 35 dans le cas où  $R_s = 2.5$ .

Le contour global des zones plastiques est déduit à partir de l'ensemble des enregistrements réalisés. La taille de la zone plastique de surcharge est voisine de celle obtenue par calcul à partir des formules d'IRWIN.

La figure 36 montre l'évolution de la profondeur de contraction en fonction de la longueur de fissure après surcharge, pour deux taux de surcharge  $R_s = 1.8$  et  $R_s = 2.5$ .

En effet, la contraction latérale évolue rapidement avec le rapport de surcharge. Cette évolution peut être comparée à celle de la vitesse de fissuration en fonction de la longueur de fissure. Nous retrouvons les deux phases de propagation après surcharge, en terme de contraction latérale (fig.37) :

i) phase I : où la contraction latérale augmente rapidement pour atteindre une valeur maximale, à laquelle on associe une longueur de fissure qui est voisine à la longueur de fissure  $(a)_{min}$ .

ii) phase II : où la contraction latérale diminue progressivement et tend vers sa valeur initiale. Cette phase est en général plus grande que celle définie en terme de vitesse de fissuration, mais en tout cas le parallélisme entre les deux phases est fort possible.

Dans notre cas, la valeur de la contraction maximale est de l'ordre de  $15 \mu m$  pour  $R_s = 1.8$  et de  $135 \mu m$  pour  $R_s = 2.5$ . Cette valeur maximale est enregistrée à une distance du point d'application de la surcharge de  $0.4 \text{ mm}$  environ.

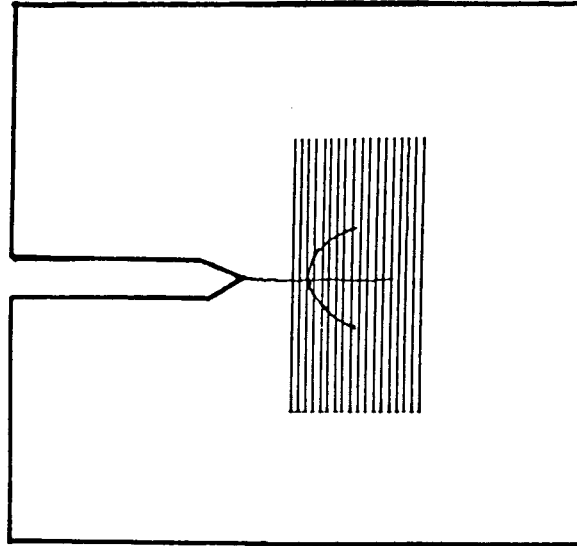


Figure 34 : procédure de mesure de la contraction latérale par rugosimétrie.

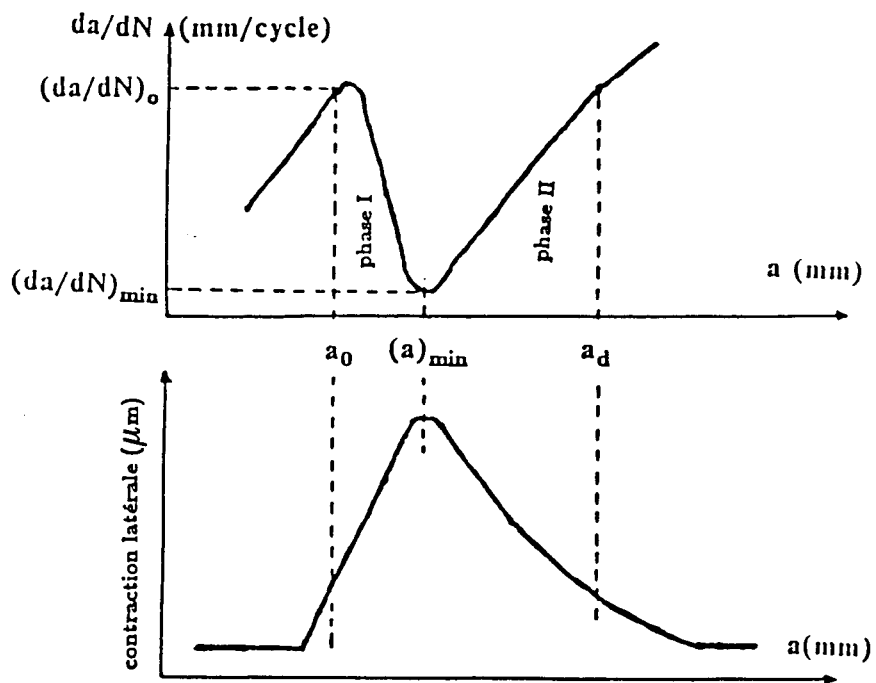


Figure 37 : schématisation permettant le parallélisme entre l'évolution de la contraction latérale et l'évolution de la vitesse de fissuration après surcharge.

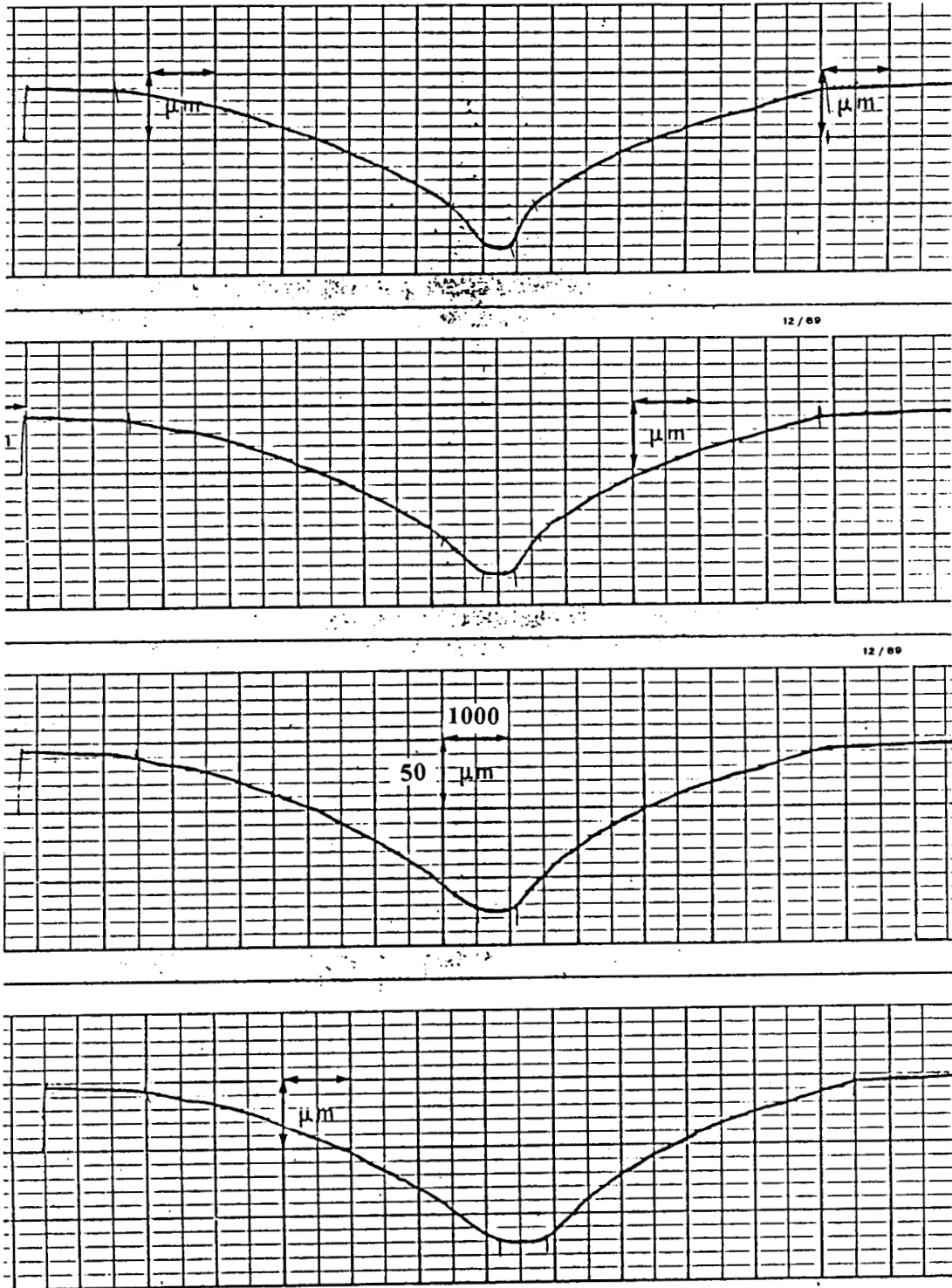


Figure 35 : exemples d'enregistrement par rugosimétrie de la zone déformée après surcharge pour un rapport  $R_s = 2.5$ .



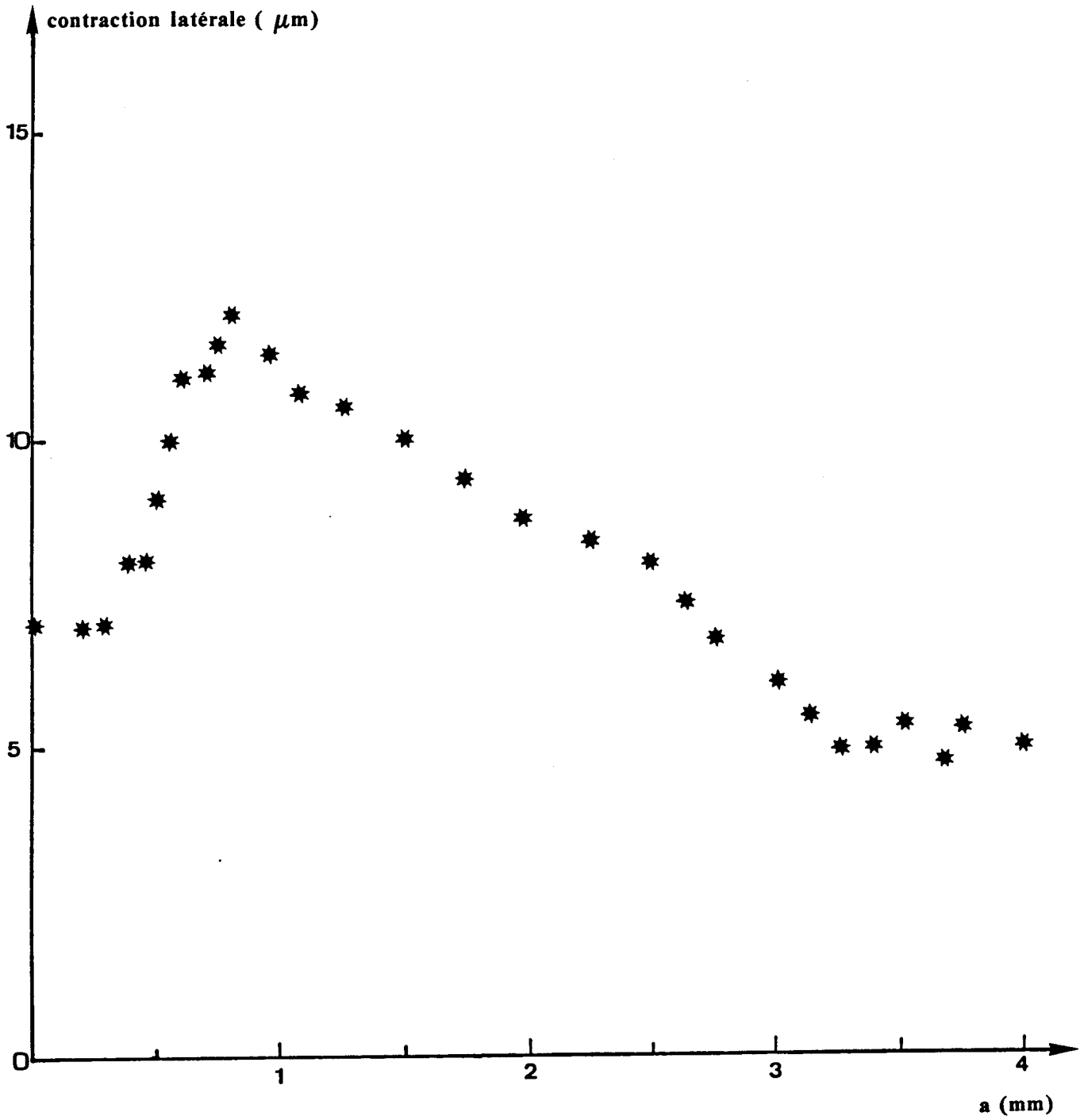


Figure 36 : a) évolution de la contraction latérale le long de la fissure.  
 $R_s = 1.8$ .

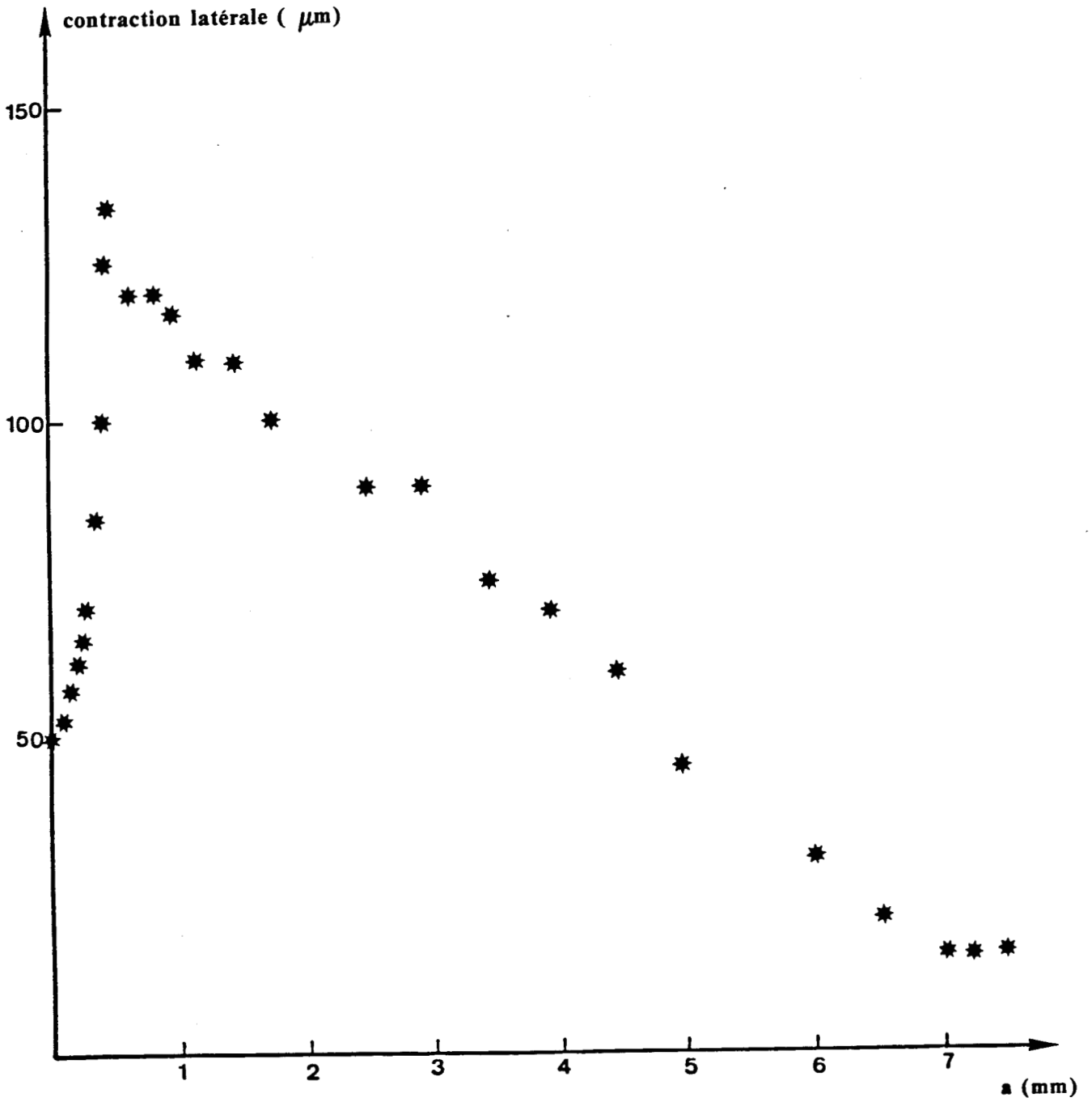


Figure 36 : b) évolution de la contraction latérale le long de la fissure.  
 $R_s = 2.5$ .

Cette constatation constitue un élément très important pour notre étude puisqu'elle est en bon accord avec les observations réalisées au M.E.B, ce qui conforte bien notre hypothèse relative à la longueur  $(a)_{\min}$  et permet d'avoir une information supplémentaire sur l'évolution de la fissure après surcharge.

Par ailleurs, il serait alors intéressant de relier la contraction latérale au taux de déformation, ce qui pourrait constituer une voie simple permettant la détermination des contraintes résiduelles induites par la plastification. Car la rugosimétrie est une technique de mesure qui présente une facilité au niveau de l'utilisation et aussi au niveau de l'exploitation des résultats enregistrés.

D'autre part, il faut noter que l'allure de la courbe, donnant la variation de la contraction latérale, s'effectue approximativement de la même manière que l'évolution des contraintes résiduelles à la pointe de la fissure. Cette remarque est basée sur la comparaison entre la courbe donnant les contraintes résiduelles d'après Bush et al. [35] (cf. fig.11) et nos courbes illustrant l'évolution de la contraction latérale. Cependant, une approche des contraintes résiduelles, basée sur cette remarque, pourrait être possible, moyennant l'utilisation d'une loi de comportement décrivant au mieux le champ des contraintes et des déformations au voisinage de la fissure.

## **Chapitre III. MODELISATION DU RETARD.**

**III.1. INTRODUCTION.**

**III.2. VERIFICATION DU MODELE DE WHEELER.**

**III.3. VERIFICATION D'UN MODELE DU TYPE GLINKA SIMPLIFIE.**

**III.3.1. Description du modèle.**

**III.3.2. Définition du champ des déformations à la pointe de la fissure.**

**III.3.3. Calcul en fatigue oligocyclique.**

**III.3.4. Prise en compte du phénomène de fermeture de fissure.**

**III.4. DISCUSSION.**

### **III. MODELISATION DU RETARD.**

#### **III.1. INTRODUCTION.**

La modélisation du retard induit par surcharge a fait l'objet de nombreuses études [2, 3, 7, 13, 14-16, 20-24]. Pour ce faire, plusieurs phénomènes physiques ont été invoqués pour décrire le retard (cf. chapitre I).

Ce chapitre sera consacré à la présentation de deux types de modélisation et surtout à la vérification de leur validité, suivie d' une discussion quant à leur utilisation.

Nous nous limitons à la vérification de deux modèles appartenant à deux familles différentes (cf. chapitre I), il s'agit du :

- 1) modèle de Wheeler.
- 2) modèle du type Glinka simplifié.

#### **III.2. VERIFICATION DU MODELE DE WHEELER.**

Ce modèle, décrit au chapitre I, introduit un coefficient de ralentissement pour décrire le retard. Ce coefficient est déterminé à partir des tailles des zones plastiques. Wheeler [2] propose une relation du type:

$$(da/dN)_{\text{retard}} = C_p \cdot (da/dN)_0. \quad (35)$$

Les paramètres utilisés sont décrits au chapitre I.

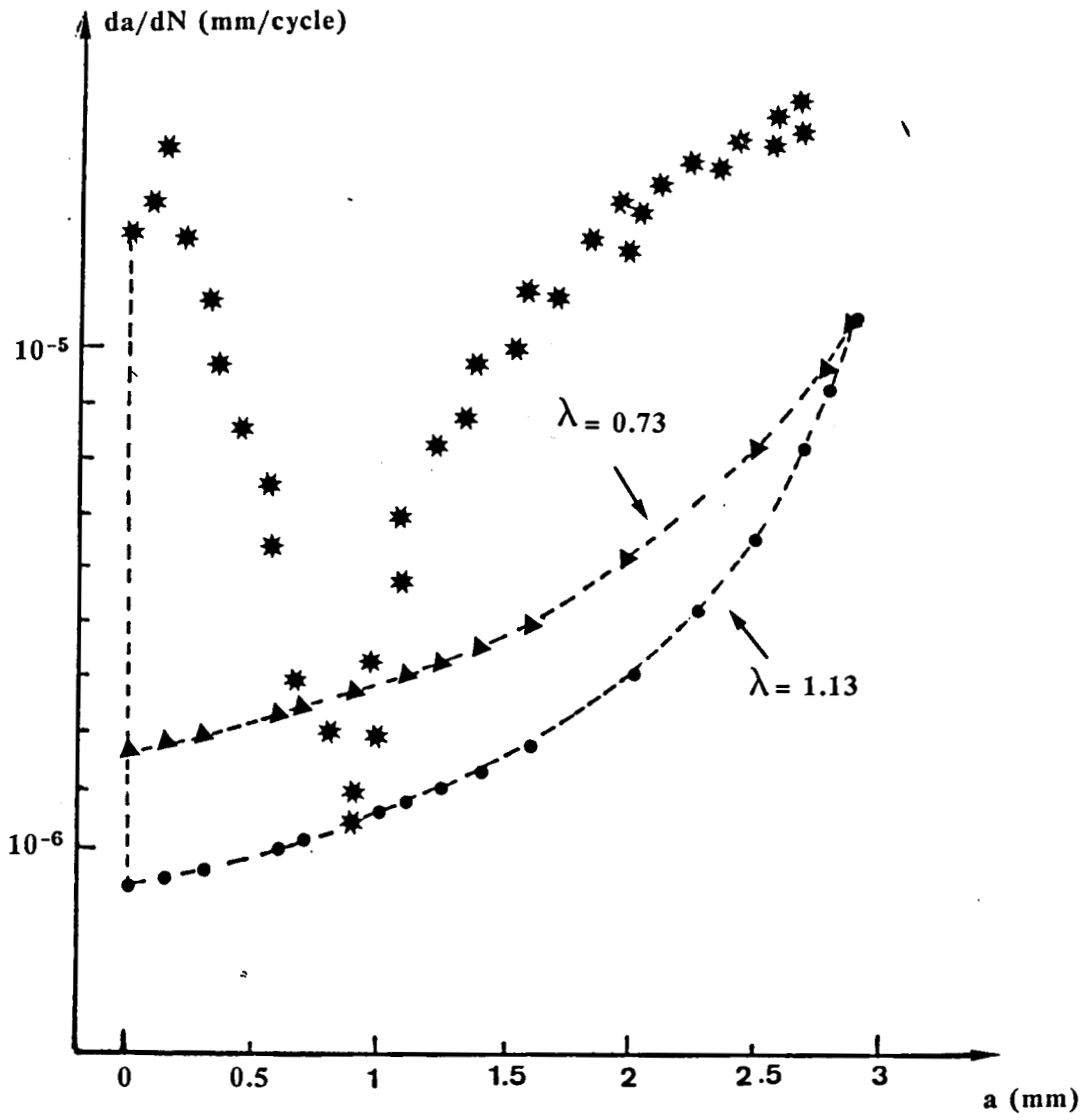


Figure 36 : vérification du modèle de Wheeler. ( $R_s = 2$ )

La figure 36 illustre la comparaison entre une courbe de vitesse de fissuration obtenue expérimentalement et une courbe traduisant le modèle de Wheeler. Cette représentation a été faite pour un rapport de surcharge  $R_s = 2$  et un rapport de charge  $R = 0.2$ .

Il faut noter que ce modèle présente une facilité quant à son utilisation. Il a fait l'objet de plusieurs études d'application, études critiques et modifications [55, 56].

Ce modèle dépend essentiellement du coefficient de ralentissement  $C_p$ , lui-même dépendant des zones plastiques. Il néglige la phase I de propagation, en considérant que la vitesse minimale est obtenue immédiatement après l'application de la surcharge. Il considère donc qu'il existe une seule phase de fissuration : celle du retour progressif jusqu'à la vitesse initiale. Cette courbe dépend surtout de :

i) la valeur de l'exposant  $\lambda$  attribuée au coefficient de ralentissement : nous avons tracé deux courbes issues du modèle pour deux valeurs,  $\lambda = 1.13$  correspondant à la valeur maximum de l'exposant et  $\lambda = 0.73$  correspondant à la moyenne des valeurs. Nous constatons que les deux courbes donnent la même valeur de la longueur de fissure affectée par le retard  $a_d$ , qui est voisine à celle trouvée expérimentalement. Par contre, la valeur de la vitesse minimale  $(da/dN)_{\min}$  dépend de l'exposant .

ii) des formulations utilisées pour déterminer les zones plastiques et des moyens de mesure de celles-ci. Cela a aussi une influence sur la valeur de l'exposant.

Par ailleurs, ce modèle comme celui de Paris, qui présente une facilité quant son utilisation, reste un modèle préféré par ses utilisateurs. Il convient, à notre sens d'apporter quelques améliorations pour décrire la phase I de propagation et d'atténuer l'énorme influence de l'exposant .

### **III.3. VERIFICATION D'UN MODELE DU TYPE GLINKA SIMPLIFIE.**

Au cours de nos travaux, nous avons procédé à l'étude de l'influence de tous les paramètres constituant le modèle de Glinka [13]. En effet, il existe dans ce modèle des grandeurs qui ont très peu d'influence sur le résultat final. En particulier, les paramètres d'Hutchinson  $\tilde{\sigma}_\theta$ ,  $\tilde{\sigma}_r$  et I, qui dépendent seulement de l'exposant d'écrouissage cyclique n', n'affectent pas du tout la vitesse de fissuration après surcharge. Nous avons fait varier ces paramètres de la façon suivante :

-  $\tilde{\sigma}_\theta = 1 ; 1.1 \text{ et } 1.2$

-  $\tilde{\sigma}_r = 0.5 ; 0.75 \text{ et } 1$

-  $I = 2.5 ; 3.2 \text{ et } 4$

De même, nous avons constaté la faible influence de  $\Delta \epsilon_{th}$  sur l'évolution de la vitesse de fissuration, ainsi que celle de la grandeur k que nous avons fait varier entre 5 et 25.

Sans prétendre présenter un modèle simple et satisfaisant, nous nous proposons de reformuler le modèle de Glinka en introduisant une autre distribution des déformations, tout en gardant la même squelette, dont nous rappelons le principe dans ce qui suit.

On assimile le mécanisme d'endommagement de la pointe de la fissure à un processus de fatigue oligocyclique. Ainsi, la propagation d'une fissure est considérée comme une succession d'amorçages sur une zone fortement déformée que l'on désigne par  $x^*$ , se rompant en fatigue plastique. Ce type d'approche a fait l'objet de plusieurs études, nous citons, parmi les principales, celles de Majumdar [10], Rice [5], Antolovitch [8], Glinka [14], Baïlon [9].



### III.3.1. Description du modèle.

L'ossature du modèle peut se résumer de la façon suivante (fig.37) :

- évaluation analytique de l'amplitude de déformation  $\Delta \epsilon^*$  qui contribue au dommage de la largeur  $x^*$ .
- détermination du nombre de cycles  $N^*$  correspondant à  $\Delta \epsilon^*$ , à l'aide de la loi de Manson-Coffin.

Dans ce cas, la vitesse de fissuration est donnée par:

$$da/dN = x^*/N^*. \quad (36)$$

- prise en compte du phénomène de fermeture de la fissure en introduisant un paramètre de fermeture noté  $g$  ( zone de contact ) [13], qui sera relié au paramètre d'ouverture  $U$ , défini par Elber [3]. La largeur prend la valeur :

$$X = x^* + g. \quad (37)$$

### III.3.2. Définition du champ des déformations à la pointe de la fissure.

Dans le cas d'un matériau élasto-plastique écrouissable, le champ des contraintes et des déformations à la pointe d'une fissure, est défini à partir de la solution de Majumdar [10] et Kujawski [11], inspirée de celle d' Hutchinson [4]. Les relations s'écrivent sous la forme suivante :

$$\Delta \epsilon = A_1. (\Delta K_{eff}^2 / x )^{1/(1+n')}. \quad (38)$$

$$\Delta \sigma = A_2. (\Delta K_{eff}^2 / x )^{n'/(1+n')}. \quad (39)$$

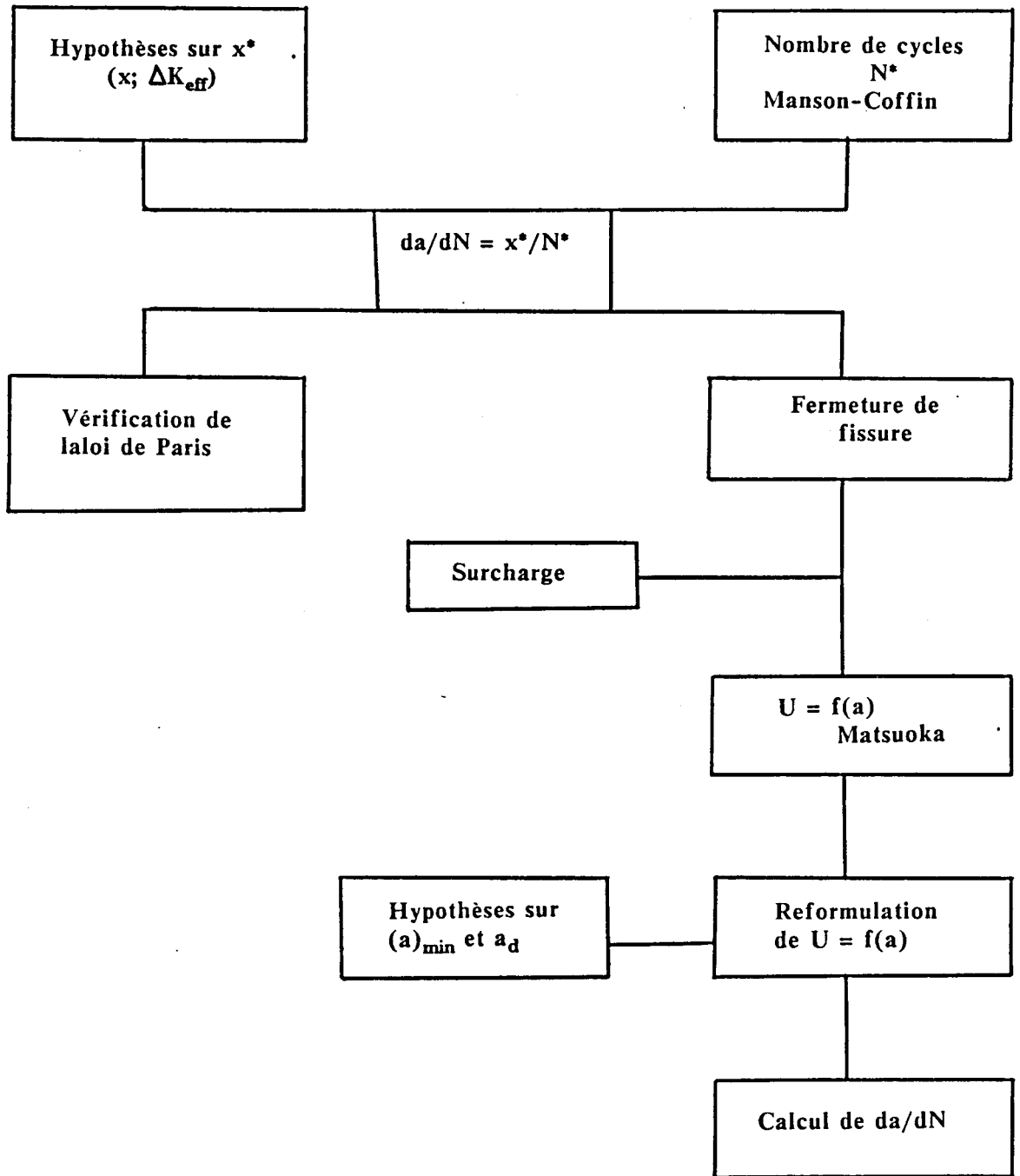


Figure 37 : Ossature du modèle.

avec :

$\Delta K_{\text{eff}}$  : amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte.

$n'$  : exposant d'érouissage cyclique du matériau.

$A_1, A_2$  : coefficients dépendant de  $n'$  et de  $\sigma_e$ .

Les coefficients  $A_1$  et  $A_2$  sont donnés à partir des relations suivantes :

$$A_1 = \epsilon_e [4(1+n') \pi \cdot \sigma_e^2]^{-1/(1+n')} \quad (40)$$

$$A_2 = \sigma_e [4(1+n') \pi \cdot \sigma_e^2]^{-n'/(1+n')} \quad (41)$$

avec une loi de comportement du matériau du type :

$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad \text{pour } \sigma < \sigma_e \quad (42)$$

$$\sigma = \sigma_e (\epsilon / \epsilon_e)^{n'} \quad \text{pour } \sigma > \sigma_e \quad (43)$$

$\sigma_e$  étant la limite élastique du matériau :  $\sigma_e = E \cdot \epsilon_e$

La détermination de la zone fortement déformée  $x^*$  est effectuée en faisant l'hypothèse que l'amplitude des déformations  $\Delta \epsilon^*$  atteint au minimum  $\Delta \epsilon_{\text{th}}$ , pour qu'il y ait propagation ( $\Delta \epsilon_{\text{th}}$  étant l'amplitude de déformation au seuil de non propagation correspondant à  $\Delta K_{\text{th}}$ ) [11, 13].

A partir de cette hypothèse, la longueur  $x^*$  est calculée à partir de l'équation (38):

$$x^* = A_3 \cdot [ (\Delta K_{\text{th}})_{\text{eff}} / 2 \sigma_e ]^2 \quad (44)$$

où  $A_3$  est une constante du même type que  $A_1$  et  $A_2$ .

( pour un acier E36,  $(\Delta K_{\text{th}})_{\text{eff}} = 4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ . et  $\Delta \epsilon_{\text{th}} = 0.002$ . d'après Glinka [13]).

Dans notre cas, la zone fortement déformée  $x^*$  est égale  $9 \mu\text{m}$ . Cette largeur est comparable à la taille du grain qui est de l'ordre de  $10 \mu\text{m}$ . A noter que Glinka a trouvé une valeur de  $x^*$  égale à  $7.3 \mu\text{m}$ , dans le cas d'un acier E36.

### III.3.3. Calcul en fatigue oligocyclique.

Les amplitudes des déformations plastiques  $\Delta\epsilon_p$  et des contraintes  $\Delta\sigma$  sont données par la loi de Manson-Coffin :

$$\Delta\epsilon_p = 2 \epsilon'_f (2N_f)^c. \quad (45)$$

$$\Delta\sigma = 2 \sigma'_f (2N_f)^b. \quad (46)$$

avec:

$\sigma'_f$  : coefficient de résistance cyclique.

$\epsilon'_f$  : coefficient de ductilité en fatigue.

$c$  : exposant de ductilité en fatigue.

$b$  : exposant de résistance cyclique.

$N_f$  : nombre de cycles à la rupture.

Le nombre de cycles  $N^*$  qui correspond à la rupture de la zone  $x^*$  est calculé à partir d'une identification entre les équations (38) et (45), ce qui conduit à :

$$N^* = A_4 \cdot (\Delta K_{\text{eff}})^{2/c(1+n')}. \quad (47)$$

Cependant, la vitesse de fissuration est donnée par l'équation (1):

$$da/dN = x^*/N^* = x^*/A_4 \cdot (\Delta K_{\text{eff}})^{-2/c(1+n')} \quad (48)$$

la relation (48) peut s'écrire sous la forme:

$$da/dN = A_5 \cdot (\Delta K_{\text{eff}})^{-2/c(1+n')}. \quad (49)$$

Notons que si on considère seulement  $\Delta K$  au lieu de  $\Delta K_{\text{eff}}$ , l'équation (49) s'identifie à la relation de Paris  $da/dN = C.(\Delta K)^m$ . Ce qui donne:

$$m = -2/c(1+n') \quad (50)$$

et

$$C = A_5. \quad (51)$$

Cependant, les relations (50) et (51) montrent que le paramètre  $m$  de Paris dépend de  $c$  et  $n'$  et le paramètre  $C$  dépend lui de  $x^*$ ,  $\epsilon'_f$ ,  $c$ ,  $E$ ,  $\sigma_e$ . Il faut noter que Glinka [13] avait trouvé pour le paramètre  $m$  la même relation que l'équation (50).

Dans notre cas, cette relation conduit à une valeur de  $m$  égale à 2.89, puisque :

$$c = -0.57 \quad \text{et} \quad n' = 0.21$$

Dans le même esprit d'analyse Kujawski [11] trouve une relation donnant le paramètre  $m$  de la forme :

$$m = -2/(c+b). \quad (52)$$

ce qui donne dans notre cas la valeur 2.88 au paramètre  $m$ , puisque  $b = -0.124$ .

Nous avons vérifié ces deux formulations du paramètre pour différents matériaux à partir des données issues de la littérature. Nous avons constaté qu'il existe une égalité entre les deux grandeurs, ce qui entraîne l'équation suivante (voir tableau 4) :

$$c(1+n') = c+b \quad (53)$$

cela conduit à :

$$b = c.n' \quad (54)$$

Cette égalité a été trouvée également par Majumdar [10], à partir de laquelle il a calculé les valeurs du coefficient  $b$  connaissant celles de  $c$  et  $n'$ , ce qui pourrait constituer un grand intérêt quant à la détermination des paramètres cycliques.

c	n'	b	$-1.7/c$ [12]	$20n'$ [12]	$-2/(c+b)$ [11]	$-2/c(1+n')$ [14]	matériau. Référence.
-0.57	0.21	-0.124	2.98	4.2	2.88	2.89	E36 [54]
-0.71	0.15	-0.1	2.39	3.0	2.46	2.45	35CD4 [54]
-0.65	0.146	-0.095	2.6	2.92	2.68	2.68	4340 [54]
-0.51	0.13	-0.082	3.33	2.6	3.37	3.47	SAE 0030[13]
-0.8	0.06	-0.048	2.12	1.2	2.35	2.35	Ti-24V [53]
-0.7	0.07	-0.049	2.42	1.4	2.67	2.67	Al-6Zn-2Mg
-0.67	0.08	-0.054	2.53	1.6	2.76	2.76	Ti-6Al4V[53]
-0.76	0.15	-0.11	2.23	3.0	2.29	2.28	35NCD16 [13]
-0.569	0.171	-0.127	2.98	3.42	2.87	3.0	0050A [11]
-0.514	0.141	-0.101	3.3	2.82	3.25	4.31	C-Mn [11]
-0.729	0.096	-0.101	2.33	1.92	2.4	2.5	Mn-Mo [11]
-0.693	0.122	-0.121	2.45	2.44	2.45	2.57	8630 [11]
-0.52	0.165	-0.085	3.26	3.3	3.3	3.3	A533-B1 [11]

Tableau 4 : comparaison entre les valeurs de l'exposant m calculées à partir de différentes relations faisant intervenir les paramètres cycliques, selon les données de la littérature.

Par ailleurs, Bauss et col. [12] ont proposé des corrélations reliant l'exposant de Paris  $m$  et les paramètres cycliques  $c$  et  $n'$  d'une gamme étendue d'acier ( $400 < \sigma_e < 1500$  MPa). Les auteurs stipulent que le paramètre  $m$  augmente avec  $n'$  :

$$m = 20 n' \quad (55)$$

Il est aussi inversement proportionnel à  $c$  :

$$m = -1.7/c \quad (56)$$

Le tableau 4 permet de comparer les convergences entre les différentes relations, à partir des valeurs expérimentales des paramètres cycliques issues de la littérature. Nous constatons, dans une certaine mesure, que les relations (52), (53) et (56) donnent des valeurs très voisines. Cette correspondance entre les relations pourrait provenir vraisemblablement de l'ordre de grandeur des paramètres cycliques et en particulier pour une gamme d'acier, nous avons :

$$b \simeq 0.1 \quad c \simeq 0.2 \quad \text{et} \quad n' \simeq 0.5$$

#### **III.3.4. Prise en compte du phénomène de fermeture de fissure.**

La fermeture de la fissure est généralement invoquée pour expliquer le retard après surcharge. Pour quantifier la fermeture, nous introduisons le paramètre d'ouverture  $U = \Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$  dans l'équation (38) qui devient :

$$\Delta \epsilon = A_1 \cdot (U^2 \cdot \Delta K^2 / x^*)^{1/1+n'} \quad (57)$$

Glinka [13], pour traduire le phénomène de fermeture, suppose l'existence d'une zone de contact  $g$  entre les lèvres de la fissure. Ceci conduit à un décalage de l'origine des courbes  $\Delta \epsilon(x; K)$ . L'équation (38), peut s'écrire alors :

$$\Delta \epsilon = A_1 \cdot (\Delta K^2 / (x^* + g))^{1/(1+n')} \quad (58)$$

L'identification entre l'équation (57) et (58) donne lieu à une relation entre le paramètre d'ouverture  $U$  et la zone de contact  $g$  :

$$g = x^* \cdot [(1-U^2)/U^2] \quad (59)$$

Cependant, la détermination de la taille de la zone de contact  $g$  nécessite une modélisation adéquate de l'évolution du paramètre d'ouverture  $U$  en fonction de la longueur de fissure  $a$ .

Dans ce sens, nous avons tenté une approche de  $U$  basée sur celle de Matsuoka [21, 22]. Cette approche propose une représentation linéaire de l'évolution de  $U$ .

Considérant que  $U$  dépend de chacune des phases de propagation, Matsuoka [21, 22] a proposé les relations suivantes :

$$U = 1 - [1/(a)_{\min} - 1/a_d] \cdot (a - a_0) \quad \text{dans la phase I} \quad (60)$$

$$U = 1/a_d \cdot (a - a_0) \quad \text{dans la phase II} \quad (61)$$

A partir des relations (60) et (61), nous avons effectué leur reformulation et ceci en introduisant nos hypothèses concernant les paramètres  $(a)_{\min}$  et  $a_d$ , à savoir :

$$(a)_{\min} = 2 \cdot \omega_c$$

et  $a_d = 2,7 \omega_c \cdot R_s^2$ .

Cela conduit aux relations suivantes :

$$U = U_0 \cdot [1 - (2,7R_s^2 - 2)/R_s^2] \cdot (a - a_0) / 5,4 \omega_c \quad \text{phase I} \quad (62)$$

$$U = U_0 \cdot [1/R_s^2 \cdot (a - a_0) / 2,7 \omega_c] \quad \text{phase II} \quad (63)$$



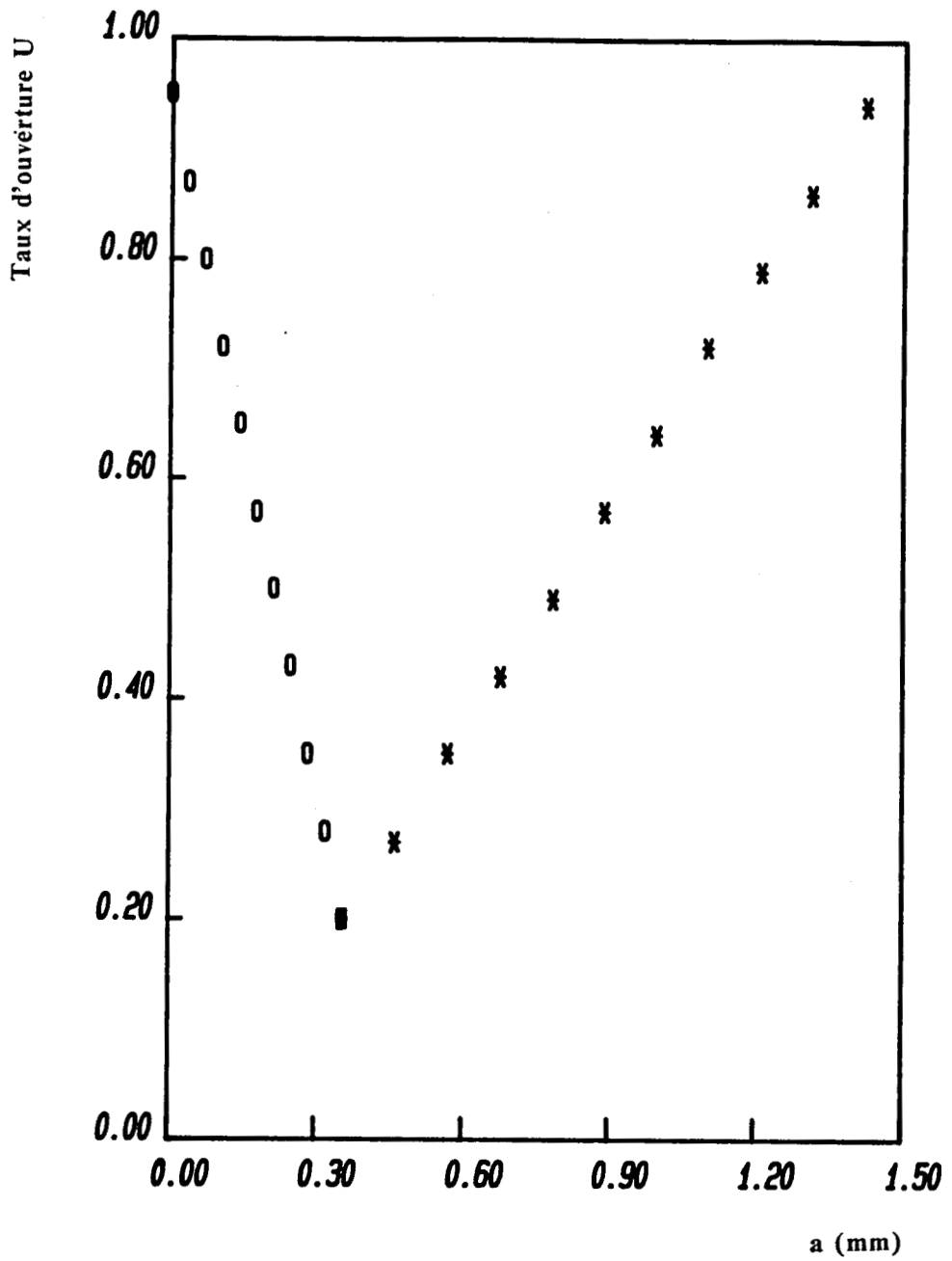


Figure 38 : évolution de U en fonction de a (mm), à partir des relations (62) et (63).

les conditions aux limites sont :

$$U = U_0 \quad \text{quand } (a-a_0) = 0 \quad (64)$$

$$U = 0.74 U_0/R_s^2 \quad \text{quand } (a-a_0) = 2 \omega_c. \quad (65)$$

cette dernière valeur du rapport  $U$  correspond à  $U_{\min.}$  (valeur minimale de  $U$ ).

Il faut noter que lorsque la valeur de  $R_s$  est élevée  $U$  tend vers 0, ce qui correspond à la situation entraînant le blocage de la fissure.

Par ailleurs, nous avons étudié l'évolution du paramètre  $U$  à partir des relations (62) et (63) en fonction de la longueur de fissure. En effet, cette évolution est semblable à celle de la vitesse de fissuration après surcharge,  $U$  atteint une valeur minimale égale à 0.2 environ (fig. 38).

La figure 39, qui illustre la vérification du modèle modifié de Glinka dans le cas de deux valeurs du rapport de surcharge ( $R_s = 2$  et  $R_s = 2.5$ ), montre que cette approche permet de décrire approximativement la vitesse de propagation après surcharge. Mais, il faut souligner que ce modèle fait intervenir beaucoup de paramètres dont la plupart présente des difficultés quant à leur détermination. De plus, il nous semble que les hypothèses prises sont loin d'être vérifiées, ce qui rend les résultats arbitraires.

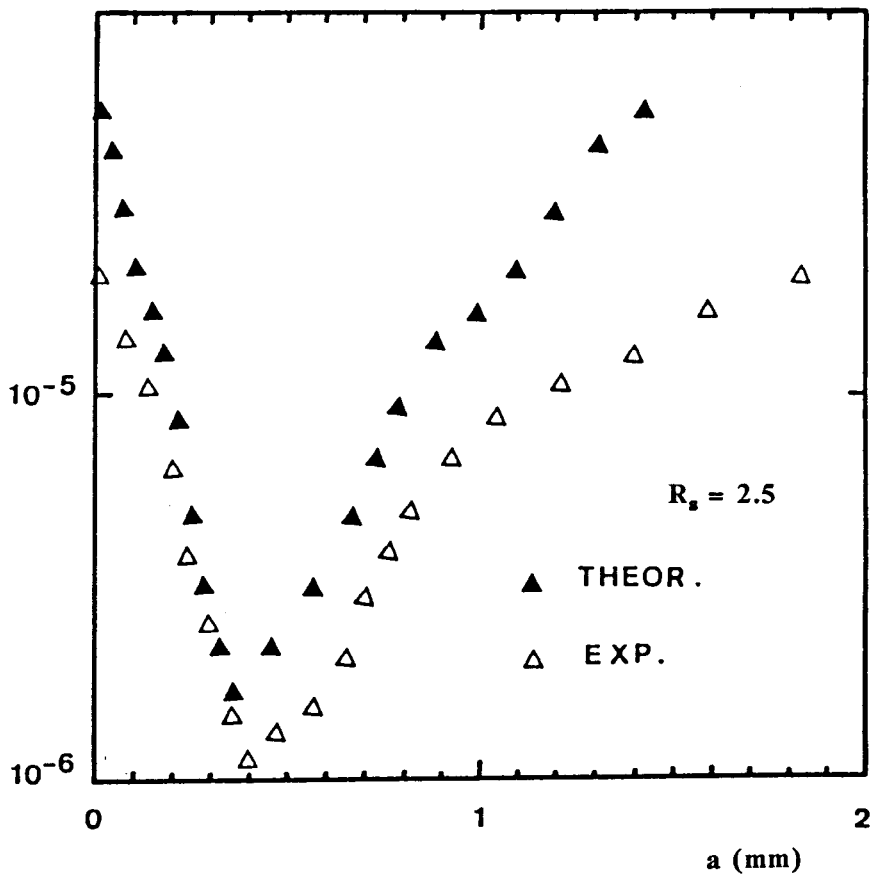
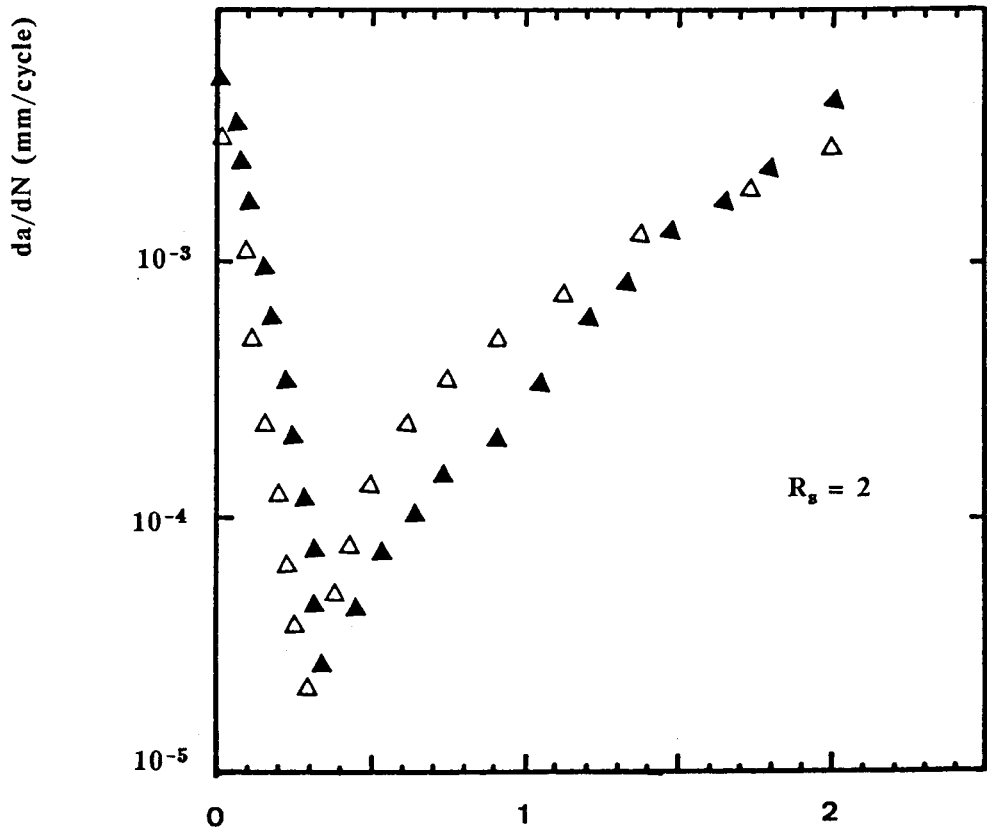


Figure 39 : vérification du modèle de Glinka simplifié.  
( $R_s = 2$  et  $R_s = 2.5$ )

## DISCUSSION.

A l'issue de l'étude de modélisation, beaucoup de questions restent encore posées, sans préjuger de leur importance respective, voici les principales :

- Quelle est le degré de responsabilité de la fermeture de la fissure ?
- Quelle est l'influence du rapport de charge R ?
- Comment peut-on évoquer la fatigue oligocyclique à la pointe de la fissure, sachant que cette région est entourée d'une matrice élastique?
- Quelle est la part de responsabilité des contraintes résiduelles dans le processus de retard, sachant que la mesure des déformations à la pointe de la fissure présente encore d'énormes difficultés ?
- Quelle est l'influence réelle de l'environnement sur le phénomène de fatigue en général et le concept de retard en particulier ?

Cela montre que la modélisation de la propagation de fissure après surcharge constitue encore un domaine où de nombreux problèmes restent à résoudre.

#### **IV. CONCLUSION.**

#### **IV. CONCLUSION.**

L'objet de ce mémoire a été d'étudier les mécanismes du retard induit par l'application d'une surcharge.

L'étude expérimentale a permis de déterminer l'évolution des paramètres caractérisant le retard et de tenter de les relier à des phénomènes physiques clairement observables.

A l'issue de ce travail, nous avons abouti aux conclusions suivantes concernant nos résultats expérimentaux et la modélisation du retard :

- la longueur de fissure  $(a)_{\min}$  est insensible au rapport de surcharge  $R_g$ . Elle dépend probablement des paramètres relatifs au chargement initial. C'est pour cette raison que nous avons proposé une corrélation entre  $(a)_{\min}$  et la zone plastique cyclique.

- l'examen au M.E.B. a permis de mettre en évidence une zone fortement perturbée après l'application de la surcharge dont la longueur est sensiblement voisine à celle de  $(a)_{\min}$ . Cette zone que nous avons appelée : zone du sillage plastique, où les contraintes résiduelles de compression sont importantes, pourrait constituer une explication quant à l'existence de la phase I de propagation après surcharge.

- la longueur de fissure affectée par le retard  $a_d$  est une fonction croissante de  $R_g$ , résultat qui est en bon accord avec ceux issus de la littérature, fonction qui peut s'écrire sous la forme :

$$a_d = A * R_g^2$$

Cette relation constitue modestement une hypothèse qu'il conviendrait d'affiner.

- le nombre de cycles  $N_d$  croît très rapidement avec  $R_g$ , évolution que nous avons décrit par la relation suivante :

$$\text{Log } N_d = 1.33 R_g + 2.26$$

Il serait intéressant de vérifier l'existence du point d'intersection entre les droites d'équation  $\text{Log } N_d = f(R_s)$  ainsi que sa signification physique, puisqu'il serait erroné de notre part de conclure à partir de trois exemples.

- le rapport de charge  $R$  influe beaucoup sur le retard. En effet, plus  $R$  augmente plus le nombre de cycles  $N_d$  augmente. L'influence du rapport  $R$  traduit en fait celle de la fermeture de la fissure, puisqu'il existe une relation entre le taux d'ouverture  $U$  et  $R$ .

- l'émoussement de la pointe de la fissure, qui est observé sur une faible distance de 50 m environ, permet d'expliquer le retard différé.

- la zone fortement perturbée, observée au M.E.B., que nous avons appelée zone du sillage plastique, correspond à la longueur de fissure  $(a)_{\min}$ . Elle constitue une explication physique de la phase I de propagation après surcharge.

- les bifurcations de fissure et la naissance de microfissures, nettement observées, constituent, à notre sens, une explication majeure du mécanisme de retard. Ce phénomène est lié à divers paramètres intrinsèques et extrinsèques du matériau, ce qui ne facilite pas son exploitation.

- l'existence peu fréquente des surfaces de contact entre les lèvres de la fissure peut expliquer le concept de fermeture de fissure.

Une étude localisée permettrait d'avoir plus d'informations afin de tenter de quantifier ce phénomène : étude de la densité des bifurcations en fonction du rapport de surcharge  $R_s$ , de l'épaisseur de l'éprouvette, influence de la microstructure, influence de l'environnement, ...etc.

- la rugosimétrie par profil présente un moyen efficace et simple pour mettre en évidence la taille de la zone plastique de surcharge et en particulier l'évolution de la profondeur latérale en surface au voisinage de la fissure. Cette profondeur est d'autant

plus importante que la valeur du rapport  $R_s$  est élevée. L'allure de cette évolution peut être comparable à celle des contraintes résiduelles de compression induites par la plastification.

- le modèle du type Wheeler, qui est basé sur l'interaction des zones plastiques, introduit un coefficient de ralentissement  $C_p$  et conduit à une approche globale du phénomène de retard. Cependant, la phase transitoire de la propagation de la fissure après surcharge, est négligée. Ce modèle pourrait donc être considéré comme étant "globaliste".

- le modèle du type Glinka, basé sur l'analyse des déformations au voisinage de la pointe de la fissure et la fatigue oligocyclique, en introduisant le phénomène de fermeture de fissure, permet de décrire le retard, moyennant des hypothèses simplificatrices. La philosophie de ce modèle semble séduisante, mais, il fait intervenir beaucoup de paramètres, dont nombreux sont difficiles à déterminer, avec les erreurs relatives aux mesures qui peuvent en découler.

Il faut noter que les divers modèles décrivant le retard possède en général une même squelette pour déterminer la vitesse de fissuration, et cela en introduisant un facteur de ralentissement issu du phénomène physique jugé représentatif. De plus, la plupart des modèles issus de la littérature choisissent la relation de Paris comme loi de fissuration. D'une façon générale, la vitesse de propagation de fissure après surcharge s'écrit sous la forme suivante :

$$(da/dN)_{\text{retard}} = \text{facteur de ralentissement} \cdot [C \cdot (K)^m]$$

Il serait intéressant à au sujet de modélisation d'essayer de faire converger un ensemble de modèles qui se rapprochent tant au niveau des phénomènes physiques jugés responsables du retard qu'au niveau de l'ossature des relations qui expriment l'évolution de la vitesse de propagation après surcharge.



## **CONCLUSION GENERALE.**

A l'issue de cette étude, il nous semble intéressant de faire une synthèse globale concernant le phénomène de retard induit par l'application d'une surcharge et de situer notre travail dans un cadre plus général afin de tenter de souligner l'extension de notre sujet.

A ce stade, l'évolution des paramètres décrivant le retard ( $a_d$ ,  $N_d$ ,  $(Nd)_{\min}$ ,  $(da/dN)_{\min}$ ) en fonction du rapport de surcharge  $R_s$ , constitue une affirmation acquise par tous les résultats issus de la littérature. Par contre, celle de la longueur de fissure  $(a)_{\min}$  présente encore quelques contradictions.

En ce qui concerne les phénomènes physiques, évoqués pour expliquer le retard (l'interaction des zones plastiques, la fermeture de fissure, l'érouissage cyclique, les contraintes résiduelles, l'émoussement de la pointe de la fissure, les bifurcations de fissure, ...etc), sont en général présentés simultanément sans aucun jugement sur leur degré responsabilité respective. Une étude en ce sens pourrait répondre à ces questions et éclairer mieux les types de modélisations proposés. Des analyses localisées de la morphologie de fissure en surface et à coeur des éprouvettes seraient d'un grand intérêt.

Cet aperçu montre en fait que l'étude des mécanismes du retard constitue encore un sujet complexe et que par conséquent l'extension des recherches dans ce domaine s'avère plus que nécessaire.

**REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.**

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.

[1] T.C. LINDLEY, C.E. RICHARDS :

"The relevance of crack closure to fatigue crack propagation".  
Mat. Sci. Engng., vol. 14, (1974), pp. 281-293.

[2] O.E. WHEELER :

"Spectrum loading and crack growth".  
Journal of basic Engineering, vol.4, (1972), pp. 181-186.

[3] W. ELBER :

"The significance of fatigue crack closure".  
ASTM STP 486, (1971), pp. 230-242.

[4] J.W. HUTCHINSON :

"Singular behaviour at the end of a tensile crack in hardening material".  
J. Mech. Phys. Solids, vol.16, (1968), pp. 13-31.

[5] J.C. RICE :

"Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue".  
ASTM STP 415, (1967), pp.247-308.

[6] J.R. RICE, G.F. ROSENGREN:

"Plane strain deformation near a crack tip in a power - low hardening material".  
J. Mech. Phys. Solids, vol. 16, (1968), pp. 1-12.

[7] J. WILLENBORG, R.M. ENGLE, H.A. WOOD :

"A crack growth retardation model using an effective stress concept".  
Technical Memorandum, AFFDL, TM 71-1 FBR, (1971).

- [8] S.D. ANTOLOVICH, A. SAXENA, G.R. CHANANI :  
"A model for fatigue crack propagation".  
Engng. Fract. Mech., vol. 7, (1975), pp. 649-652.
- [9] J. LANTEIGNE, J.P. BAILON :  
"Theoretical model for FCGR near the threshold".  
Metal. Trans., vol. 12A, (1981), pp. 459-466.
- [10] S. MAJUMDAR, J. MORROW :  
"Correlation between fatigue crack propagation and low cycle fatigue properties".  
ASTM STP 559, (1974), pp: 159-182.
- [11] D. KUJAWSKI, F. ELLYIN :  
"A fatigue crack growth model with load ratio effects".  
Engng. Fract. Mech., vol. 28, n° 4, (1987), pp. 367-378.
- [12] A. BAUSS, H.P. LIEURADE, B. MICHAUT, M. TRUCHON :  
"Relation entre les paramètres de fissuration et les caractéristiques cycliques d'une  
gamme étendue d'aciers".  
pp. 480-484. (1982).
- [13] G. GLINKA, C. ROBIN, G. PLUVINAGE, C. CHEHIMI :  
"A cumulative model of fatigue crack growth and the crack closure effect".  
Int. J. Fatigue, vol. 16, n° 1, (1984), pp. 37-47.
- [14] S. SURESH :  
"Crack growth retardation due to micro-roughness : a mechanism for overload effects  
in fatigue".  
Scripta Metall., vol. 16, (1982), pp. 995-999.
- [15] S. SURESH :  
"Micromechanisms of fatigue crack growth retardation following overloads".  
Engng. Fract. Mech., vol.18, n° 3, (1983), pp. 577-593.

[16] R.S. VECCHIO, R.W. HERTZBERG, R. JACCARD :

"On the overload induced fatigue crack propagation behavior in Aluminium and steel alloys".

Fatigue Engng. Mater. Struct., vol. 7, n° 3, ( 1984), pp. 181-194.

[17] S. SURESH, R.O. RITCHIE :

"A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness".

Metall. Trans., vol 13A, (1982), pp. 1627-1631.

[18] S. SURESH :

"Crack deflection : implications for the growth of long and short fatigue cracks".

Metall. Trans., vol. 14A, (1983), pp. 2375-2385.

[19] S. SURESH :

"Fatigue crack deflection and fracture surface contact : micromechanical models".

Metall. Trans., vol. 16A, (1985), pp. 249-260.

[20] P. MILLE :

"Phénomène de fermeture à la pointe de fissure de fatigue dans le cas des aciers".

Thèse de docteur ingénieur, U.T. COMPIEGNE, (1979).

[21] S. MATSUOKA, K. TANAKA, M. KAWAHARA :

"The retardation phenomenon of fatigue crack growth in HT80 steel".

Engng. Fract. Mech., vol. 8, (1976), pp.507-523.

[22] S. MATSUOKA, K.TANAKA:

"Delayed retardation phenomenon of fatigue crack growth resulting from a single application of overload".

Engng. Fract. Mech., vol. 10, (1978), pp. 415-425.

[23] Y. FURUYA, H. SHIMADA :

"Fatigue crack tip strain loop under single overload in Fe-3Si steel".

Engng. Fract. Mech., vol. 16, n°2, (1982), pp.295-301.

[24] C.S. SHIN, A. FLECK :

"Overload retardation in a structural steel".

Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., vol. 9, n°5, (1987), pp. 379-393.

[25] D. ALIAGA, A. DAVY, H. SCHAFF :

"A simple crack closure model for predicting crack growth flight simulation loading".

Aérospatiale. 1986.

[26] D. GAN, J. WEERTMAN:

"Fatigue crack closure after overload".

Engng. Fract. Mech., vol. 8, n°1, (1983), pp. 155-160.

[27] T.T. SHIH, R.P. WEI :

"A study of crack closure in fatigue".

Engng. Fract. Mech., vol. 6, (1974), pp. 19-32.

[28] S. MATSUOKA, K. TANAKA :

"The influence of sheet thickness on delayed retardation phenomena in fatigue crack growth in HT80 steel and A5083 Aluminium alloy".

Engng. Fract. Mech., vol.13, pp. 293-306.

[29] S. CHAND, S.B. GARG :

"crack closure studies under constant amplitude loading".

Engng. Fract. Mech., vol.18, n°2, (1983), pp.333-347.

[30] S. MATSUOKA, K. TANAKA :

"Influence of stress ratio at baseline loading on delayed retardation phenomena of fatigue crack growth in , (A553 steel and A5083 Aluminium alloy".

Engng. Fract. Mech., vol. 11, pp. 703-715.

[31] D.L. McDIARMID, W. CHOY, T.M. LEE :

"The effect of mean stress on delay in fatigue crack growth under load stepdown".  
Int. J. Fatigue, vol. 6, n°2, (1984), pp. 101-105.

[32] J. ZUIDEMA, P.J.M. MENSE, R.A.H. EDWARDS :

"Environment dependence of fatigue crack growth retardation following a single overload in 2024-Al alloy".  
Engng. Fract. Mech., vol. 26, n°6, (1987), pp.927-935.

[33] S.TAIRA, K. TANAKA :

"Local residual stress near fatigue crack tip".  
Transactions ISIJ, vol. 19, (1979), pp. 411-418.

[34] H. FUHRING, T. SEEGER :

"Dugdale crack closure analysis of fatigue cracks under constant amplitude loading".  
Engng. Fract. Mech., vol. 11, pp. 99-122.

[35] M.L.BUSH, J.L. LEBRUN :

"X-Ray diffraction study of stress distributions following a single overload".  
Fatigue Crack under variable amplitude loading, Edited by J. Petit, D.L. Davidson, S. Suresh, P. Rabbe, Elsevier Applied Science, (1988), pp. 76-86.

[36] D.L. DAVIDSON, S.J. HUDAK :

"Alterations in crack-tip deformation during variable-amplitude fatigue crack growth". ASTM STP 945, (1988), pp. 934-954.

[37] K.T. VENKATESWARA, R.O. RITCHIE :

"Micromechanisms of transient fatigue crack growth behavior in Aluminium-Lithium alloys following single tensile overloads".  
Fatigue crack growth under variable amplitude loading, Elsevier Applied Science, (1988), pp. 134-145.

[38] M. TRUCHON :

"La fermeture à la pointe des fissures de fatigue".

8Mécanique-Matériaux-Electricité, n°328, (1977), pp. 121-130.

[39] D.L. DAVIDSON, J. LANKFORD :

"Plastic strain distribution at the tips of propagating fatigue cracks".

J. Engng. Mater. Technology, Trans. ASME, (1976), pp. 24-29.

[40] H.P. LIEURADE :

"Effet des contraintes résiduelles sur le comportement à la fatigue des pièces et des structures industrielles".

Revue Traitement Thermique -218-, (1988), pp.15-28.

[41] D.L. DAVIDSON :

"Plasticity induced fatigue crack closure".

ASTM STP 982, (1988), pp.44-61.

[42] H. KITAGAWA, R. YUUKI, T. OHIRA :

"Crack-morphological aspects in fracture mechanics".

Engng. Fract. Mech., vol. 7, (1975), pp. 515-529.

[43] J. PELLAS, G. BAUDIN, M. ROBERT :

"Mesure et calcul du seuil de fissuration après surcharge".

Recherche Aéronautique, n°3, (1977), pp. 191-204.

[44] M. LOUAH :

"Mécanismes de retard pour la propagation de fissure après surcharge dans le cas des aciers".

Thèse de 3ème cycle, U.T. Compiègne, (1980).



[45] B.A. BIBLY, G.E. CARDEW, I.C. HOWARDS :

"Stress intensity factors at the tip of kinked and forked cracks".

Fracture 77, vol. 3, (1977), pp. 197-200.

[46] J. Petit, R. TINTILLIER, N. RANGANATHAN, M. AIT ABDEDAIM, G. CHALANT :

"Influence of microstructure and environment of fatigue crack propagation affected by single or repeated overloads".

Elsevier Applied Science, (1988), pp. 162-179.

[47] C. ROBIN, M. LOUAH, G. PLUVINAGE :

"Influence of an overload on the fatigue crack growth in steels".

Fatigue Engng. Mater. Struct., vol. 6, n°1, (1983), pp. 1-13.

[48] M. MOSTAFA, M. BOIVIN :

"Etude expérimentale de la fissuration en fatigue par flexion, de l'alliage d'aluminium AU4G1-T3".

Mécanique-Matériaux-Electricité, n°399, (1983), pp. 15-30.

[49] S.K.P. CHEUNG-MAK, I. LE MAY :

"Observations on the effect of overloads on fatigue crack growth".

Fatigue 87, vol. II, (1987), pp. 425-434.

[50] E.F.J. VON EUW, R.W. HERTZBERG, R. ROBERTS :

"Delay effects in fatigue crack propagation".

ASTM STP 513, (1972), pp. 230-259.

[51] CHEN CHUAN-YAO, GAO DA-XING :

"Fatigue crack propagation in a cast magnesium alloy".

Fatigue Engng. Mater. Struct., vol. 6, n°2, (1983), pp. 167-176.



[52] M. LOUAH:

"Détermination de la taille de la zone plastique en fond de fissure à l'aide de mesures de rugosimétrie".

Scripta Metall., vol. 13, (1979), 677-680.

[53] Y.Y. LIU, F.S. LIN :

"A mathematical equation relating low cycle fatigue data to fatigue crack propagation rates".

Int. J. Fatigue, vol. 6, n°1, (1984), pp. 31-36.

[54] G. GLINKA :

"A notch stress-strain analysis approach to fatigue crack growth".

Engng. Fract. Mech., vol. 21, n°2, (1985), pp. 245-261.

[55] M. ROBERT :

"Domaine de validité du modèle de Wheeler".

Rapport ONERA, (1976).

[56] T.D. GRAY, J.P. GALLAGHER :

"Predicting fatigue crack retardation following a single overload using a modified Wheeler model".

ASTM STP 590, (1976), pp. 331-344.

[57] R.C. RICE, R.L. STEPHENS :

"Overload effects on subcritical crack growth in austenitic manganese steel".

ASTM STP 536, (1973), pp. 95-114.

[58] A. IMAD, G. MESMACQUE :

"Retardation mechanisms of fatigue crack growth affected by overloading".

Elsevier Applied Science, (1988), pp.

[59] P.J. BERNARD, T.C. LINDLEY, C.E. RICHARDS :

"The effect of single overloads on fatigue crack propagation in steels".  
Metal Science, (1977), pp: 390-398.

[60] J.F. KNOTT, A.C. PICKARD :

"Effects of overloads on fatigue-crack propagation : aluminium alloys".  
Metal Science, (1977), PP. 399-404.

[62] A. IMAD :

"L'influence d'une surcharge sur la propagation d'une fissure de fatigue dans le cas d'un acier EH 36. Application aux joints soudés".  
D.E.A., (1985), Université de Lille I.

[63] G. MESMACQUE, A. IMAD :

"Fissuration et retard à la propagation affectée par une surcharge dans les cordons de soudeure".  
Revue de Métallurgie, M.E.S., Septembre 1986.

[64] A. IMAD, J. LESAGE, G. MESMACQUE :

"Mécanismes et aspects morphologiques de la propagation d'une fissure de fatigue après surcharge"  
Revue de Métallurgie, M.E.S., Septembre 1989.

