

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



Université Ibn Khaldoun de Tiaret

Faculté des Sciences Appliquées

Département de Génie Mécanique



MÉMOIRE DE FIN D'ETUDES

Pour l'obtention du Diplôme de Master

Domaine : Sciences et Technologie

Filière : Electromécanique

Parcours : Master

Spécialité : Maintenance Industrielle

Thème

Analyse du Comportement en Fatigue
de l'Alliage d'Aluminium 7075.
Approche Numérique

Préparé par :

Mr. ADID Ameer

Mr. ALHASSAN Imad

Soutenu publiquement le : .. / 09 / 2020, devant le jury composé de :

M. MAZARI D.	Maître Assistant "A" (Univ. Ibn Khaldoun)	Président
M. MADANI A.	Maître Assistant "A" (Univ. Ibn Khaldoun)	Examineur
M. GUEMMOUR M. B.	Maître de Conférences "B" (Univ. Ibn Khaldoun)	Examineur
Mme MAKHFI S.	Maître de Conférences "B" (Univ. Ibn Khaldoun)	Encadreur

Année universitaire : 2019 - 2020

Dédicace

Je dédie humblement ce modeste travail :

A mes très chères parents en témoignage de leur amour, affection et surtout de leur soutien durant toute ma vie scolaire que je leur souhaite une longue vie.

A ma femme AMINA, mes filles IBTIHALÉ et JOURI.

A mes frères et mes sœurs.

A toute la famille ADID, ZIYANI, SOUFI.

A tous mes amis sans exception/

À mon frère, mon binôme «IMAD ALHASSAN».

A tout ceux qui mon aidé de près ou de loin sans.

ADID Aneur

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail :

A ceux que j'aime le plus au monde

A ma mère, à ma mère, à ma mère et mon père

A mes chers frères et ma sœur

A mes tantes et mes oncles

A mes amis : Ameer, Abdallah et Brahim

IMAD

Remerciements

Tout d'abord, nous tenons à remercier Allah, le clément et le bienveillant de nous avoir donné la force et le courage de mener à bien ce modeste travail.

Nous voudrions exprimer nos vifs remerciements à notre encadreur M^{me} MAKHFI Souâd pour les orientations et les conseils qu'elle a su nous montrer durant l'évolution de notre projet.

Nous remercions les honorables membres du jury qui nous ont fait l'immense honneur de président d'examiner ce travail.

Nous voudrions aussi remercier tous les enseignants qui ont contribué à notre formation.

Nos remerciements vont également à tous ceux et celles qui de près ou de loin nous ont apporté aide et encouragement. Qu'ils trouvent ici l'expression de notre profonde gratitude.

<i>Notation</i>	
<i>Liste des figures</i>	
<i>Liste des tableaux</i>	
Introduction générale	01
Chapitre I : Fatigue et endommagement - Généralités	04
I.1. Introduction	05
I.2. Alliages d'aluminium et leurs applications	05
I.3. Fatigue	06
I.3.1. Courbe de Wöhler	07
I.3.2. Vitesse de fissuration par fatigue, "Loi de Paris"	09
I.4. Différents modes de chargement	09
I.4.1. Chargement à contrainte imposée	09
I.4.2. Chargement à déformation imposée	10
I.5. Endommagement par fatigue	11
I.5.1. Amorçage	11
I.5.1.1. Entaille	11
I.5.1.2. Facteur d'intensité de contrainte	13
I.5.1.3. Contraintes résiduelles	14
I.5.1.4. Rugosité	16
I.5.1.5. Effet de l'échelle	16
I.5.1.6. Influence de l'environnement	16
I.5.2. Propagation des fissures de fatigue	17
I.5.3. Mécanisme de propagation de fissures	18
I.6. Facteur de propagation des fissures de fatigue	19
I.6.1. Influence du rapport de charge (R)	19
I.6.1.1. Diagramme de Haig	19
I.6.1.2. Diagramme de Goodman-Smith	20
I.6.2. Influence de la surcharge	21
I.6.3. Influence des traitements	21
I.6.4. Influence de la microstructure	21
I.7. Anisotropie des propriétés en fatigue	22
Chapitre II : Lois d'endommagement en fatigue	23
II.1. Introduction	24
II.2. Classifications des lois d'endommagements en fatigue	24
II.3. Lois d'endommagement en fatigue	25
II.3.1. Loi linéaire de Miner	26
II.3.2. Loi d'Ellyin et al. (Lois d'un modèle basé sur l'énergie de déformation)	29
II.3.3. Loi bilinéaire d'endommagement de Grover (Lois d'un modèle de propagation de fissure)	30
II.3.4. Loi bilinéaire d'endommagement de Manson et al. (Lois d'un modèle de propagation de fissure)	31
II.3.5. Loi bilinéaire d'endommagement de Miller et al. (Lois d'un modèle de propagation de fissure)	31

II.3.6. Loi de Henry	34
II.3.7. Loi de Gatts(Lois d'un modèle de variation de la limite d'endurance)	35
II.3.8. Loi de Freudenthal-Heller (Lois d'un modèle de courbe d'endommagement)	35
II.3.9. Loi d'endommagement contenu de Lemaitre et Chaboche	36
1. Paramètres constants des lois	39
2. Domaines d'application des lois	40
<i>Chapitre III : Endommagement par fatigue : Approche numérique</i>	42
III.1. Introduction	43
III.2. Présentation du matériau étudié	43
III.3. Résultats et discussions	44
Conclusion	52
Conclusion générale	53
Références bibliographiques	56
Résumé	

a et b	Dimension de l'entaille
A	Amplitude
A%	Allongement
A et B	Constantes caractéristiques du matériau
C	Seuil de propagation
C et m	Paramètres dépendent du matériau
D_{IC}	Endommagement critique.
da/dN	Vitesse de propagation de la fissure
D_i	Dommage du matériau
E	Module de Young
FIC	Facteur d'Intensité de Contrainte
K_I	Ténacité du matériau
K_{IC}	Ténacité en mode I du matériau
K_s	Coefficient de réduction de la limite de fatigue
K_t	Coefficient de concentration de contrainte
M	Coefficient dépendant de la contrainte moyenne
MLRE	Mécanique Linéaire de la Rupture Elastique
n	Plan de fissure
n_i	Nombre de cycles i
N	Nombre de cycles
n_p	Nombre de cycles appliqués au niveau p
N_r	Nombre de cycles à rupture
N_{ri}	Nombre de cycles considérés à la ruine
N_{rp}	Nombre de cycles à la ruine par fatigue du matériau
R	Rapport de charge
R_m	Résistance maximale en traction
$R_{p0,2}$	Limite d'élasticité conventionnelle
R_u	Résistance ultime
r_i	Fraction de vie
r_p	Fraction de vie résiduelle
s	Résistance à l'endommagement
T4	Traitement thermique : état mûri
T6	Traitement thermique : état durci
T73	Traitement thermique : état sur-revenu
ϵ_D	Seuil d'endommagement
σ_f	Limite de fatigue
σ_y	Limite d'élasticité
σ_u	Contrainte ultime
u	Déplacement relatif des faces de fissure
u_i	Energie absorbée par le matériau
v	Frontière de fissure
ν	Coefficient de Poisson
W	Travail total absorbé par le matériau à la ruine par fatigue
ΔK	Variation du Facteur d'Intensité de Contraintes
ΔK_{th}	Seuil de non-propagation

ΔK_S	Facteur d'intensité de contrainte seuil
ΔW_D	Energie de déformation en traction
ΔW_t	Energie de déformation totale au nombre de cycles à rupture
$\Delta \sigma$	Etendue de contrainte
$\Delta \gamma$	Etendue du cisaillement appliqué.
α	Coefficient géométrique
ρ	Rayon en fond d'entaille
ψ	Angle d'entaille
μ	Densité
σ_a	Amplitude de contrainte
σ_{eff}	Amplitude effective
σ_D	Limite d'endurance
σ_{DS}	Limite d'endurance de la pièce présentant un état de surface donné
σ_{nom}	Contrainte nominale
σ_m	Contrainte moyenne
σ_{max}	Contrainte maximale
σ_{min}	Contrainte minimale

	<i>Page</i>
Fig. I.1 : Alliages d'aluminium et structures des avions	06
Fig. I.2 : Phases de rupture par fatigue	07
Fig. I.3 : Domaines de durée de vie en fatigue	07
Fig. I.4 : Forme générale des courbes de fatigue des métaux ferreux et non ferreux	08
Fig. I.5 : Représentation schématique des différents régimes de propagation	09
Fig. I.6 : Chargement d'amplitude constante, (a) chargement alterné, (b) chargement Ondulé, (c) chargement répété	10
Fig. I.7 : Types de chargements sous amplitude de contrainte variable	10
Fig. I.8 : Essai cyclique a déformation imposée (traction – compression)	11
Fig. I.9 : Champ de concentration de contrainte en présence d'entaille sous sollicitation de traction	11
Fig. I.10 : Amorçage et propagation de fissure à fond d'entaille	12
Fig. I.11 : Amorçage d'une fissure de fatigue sur un pore dans un alliage d'aluminium	12
Fig. I.12 : Hypothèses, tenseur, position, géométrie et orientation d'une fissure sous sollicitation de fatigue	13
Fig. I.13 : (a) Paramètres définissant une fissure bidimensionnelle, (b-c-d) modes de fissuration	13
Fig. I.14 : Ordre des contraintes résiduelles	15
Fig. I.15 : Comparaison entre les courbes de Wöhler à l'ambiante et haute température pour l'alliage 2024	16
Fig. I.16 : Effet de sel et l'eau distillée sur la durée de vie de l'alliage AA6082 traité thermiquement	17
Fig. I.17 : Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissuration en fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Visualisation de 3 domaines : zone à faible vitesse de propagation à gauche, au centre régime intermédiaire (relation de Paris) et à droite haute vitesse de fissuration	18
Fig. I.18 : Mécanismes intrinsèques et extrinsèques de propagation de fissure	19
Fig. I.19 : Influence du rapport R sur la vitesse de fissuration	19
Fig. I.20 : Diagramme de Haig	20
Fig. I.21 : Diagramme de Goodman-Smith	21
Fig. I.22 : Mode de propagation de fissures, stades I et II .	22
Fig. II.1 : Niveaux de classification des lois d'endommagement en fatigue.	24

	<i>Page</i>
Fig. II.2 : Liste des lois d'endommagement en fatigue	26
Fig. II.3 : Description d'un type de chargement. (a) séquence composée de plusieurs blocs de sollicitations, (b) nombre de cycles n_i du $i^{\text{ème}}$ bloc, (c) courbe S-N (amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles)	27
Fig. II.4 : Courbe des fractions de vie de la loi de Miner (chargement à deux niveaux)	28
Fig. II.5 : Définition de la courbe de vie du matériau	29
Fig. II.6 : Courbes S-N servant au calcul du dommage, selon la loi de Grover	31
Fig. III.1 : Microstructure de l'alliage 7075 à l'état T4, (G = 200)	45
Fig. III.2 : Microstructure de l'alliage 7075 à l'état T6, (G = 200)	45
Fig. III.3 : Microstructure de l'alliage 7075 à l'état T73, (G = 200)	45
Fig. III.4 : Aspect en surface d'une fissure s'étant développée dans une éprouvette ayant subi de 50 cycles de fatigue à déformation totale imposée de 1,6%. Alliage 7075 à l'état T73, (G = 150)	46
Fig. III.5 : Quelques modifications apportées au code	47
Fig. III.6 : Entrées des caractéristiques du matériau.	48
Fig. III.7 : Fichier données du matériau.	48
Fig. III.8 : Résultats obtenus par le code.	49
Fig. III.9 : Augmentation de la contrainte en fonction du nombre de cycles (N) avec $N = 12 \cdot 10^4$	50
Fig. III.10 : Augmentation de la contrainte en fonction du nombre de cycles (N) avec $N = 6 \cdot 10^4$	50
Fig. III.11 : Allure des cycles contrainte – déformation à l'approche de la rupture finale.	51
Fig. III.12 : Evolution de l'endommagement par fatigue D et le seuil d'élasticité P en fonction du nombre de cycles appliqués (échelle logarithmique)	51
Fig. III.13 : Evolution de l'endommagement par fatigue D et le seuil d'élasticité P en fonction du nombre de cycles appliqués	52

	<i>Page</i>
Tableau I.1 : Désignation des séries principales des alliages d'aluminium.	05
Tableau II.1 : Récapitulatif des paramètres nécessaires à l'utilisation des lois d'endommagement pour la prévision des durées de vie en fatigue	39
Tableau II.2 : Limites d'application des lois	41
Tableau III.1 : Composition chimique de l'alliage d'aluminium 7075	43
Tableau III.2 : Caractéristiques mécaniques conventionnelles de l'alliage d'aluminium 7075	44
Tableau III.3 : Définition des traitements thermiques appliqués - cas de l'alliage 7075	44

Introduction générale

Introduction générale

La sécurité et la durabilité des structures en service sont devenues plus importantes qu'auparavant parce que la rupture brutale de systèmes complexes tels que les centrales nucléaires, automobiles, avions et réservoirs sous pression peut causer beaucoup de dommages, des pertes financières et même des dommages environnementaux.

On désigne sous le nom de " fatigue ", la cause de ces défaillances à laquelle n'échappe aucune pièce sous sollicitations cycliques ou répétées, d'amplitude constante (en contrainte ou en déformation) ou variable (sollicitations programmées ou aléatoires).

On peut définir, l'endommagement par fatigue d'un matériau comme une modification de ses propriétés physiques et mécaniques, c'est-à-dire la dégradation qui accompagne les sollicitations au cours du temps.

Le mécanisme d'endommagement est constitué d'une initiation (amorçage), propagation et ensuite la rupture. Elle est qualifiée (d'oligocyclique) ou (de polycyclique) si le chargement produisant la rupture est appliqué durant un petit ou un grand nombre de cycles.

Nous ne nous intéressons dans ce travail à la catégorie de ces sollicitations cycliques en fatigue oligocyclique à déformation totale imposée de l'alliage d'aluminium à durcissement structural 7075 qui conduit au dommage par fatigue.

Face aux exigences technologiques, les alliages d'aluminium connaissent un essor tout particulier, du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques, de leur excellente résistance à la corrosion, de leur très bon rapport résistance/masse et de leur prix attractif.

Nous considérons deux types d'endommagement : l'endommagement en surface et l'endommagement en volume.

Le processus d'endommagement superficiel entraîne non seulement une modification du micro-relief, mais aussi de la création de micro-fissures en surface. Ces micro-fissures se développent en fonction des cycles appliqués et conduisent finalement à la rupture.

L'endommagement en surface est analysé aux microscopies optiques métallographiques dans le cas des différents traitements thermiques considérés, qui montrent le stade d'endommagement superficiel.

L'endommagement en volume de la matière, correspond à la modification micro-structurale (création et multiplication de dislocations, arrangements en structures d'écrouissage, évolution des précipités durcissant et apparition de micro-cavités).

Cet endommagement se traduit à l'échelle macroscopique par la modification de la réponse mécanique du matériau et en particulier par une évolution de la forme des boucles d'hystérésis contrainte-déformation.

Introduction générale

Le suivi de l'endommagement en volume a été réalisé au moyen d'un code de calcul " Damage 90 " sur FORTRAN, qui nous a été communiqué par le laboratoire du Professeur Lemaître, afin de suivre le processus d'endommagement tout le long des essais de fatigue oligocyclique.

Le modèle numérique est de type d'endommagement continu de La loi de Lemaître et Chaboche.

Les résultats obtenus pour l'alliage 7075 à l'état sur-revenu ou T73 par ce code ont montré un bon comportement du phénomène d'endommagement en volume.

Le plan de présentation de ce travail est le suivant :

Le premier chapitre est consacré à un rappel de quelques notions sur le phénomène la fatigue des matériaux et endommagement.

Ainsi, **le second chapitre** propose un inventaire des lois d'endommagent en fatigue.

Dans **le troisième chapitre** nous avons utilisé les résultats expérimentaux de la bibliographie [19] pour la validation de notre proposition dans le cas d'endommagement en surface de la fatigue oligocyclique dans le cas des différents traitements thermiques.

Aussi, une analyse par simulation d'un code de calcul de la loi de Lemaître et Chaboche, qui nous a été communiqué par le laboratoire du Professeur Lemaître été faite pour suivre le processus d'endommagement en fatigue de l'alliage 7075 à l'état sur-revenu ou T73 tout le long des essais de fatigue, qui caractérise l'endommagent en volume.

Finalement, ce manuscrit se termine par une conclusion générale qui résumera l'essentiel des résultats obtenus.

Chapitre I :
Fatigue et endommagement -
Généralités

I.1. Introduction

La fatigue des matériaux est la cause principale de la défaillance des structures, ces défaillances peuvent être catastrophiques. Toutes les structures métalliques n'échappent pas à ce phénomène. Il est estimé que plus de 75% des problèmes d'échec dans les systèmes technologiques sont due à la fatigue tous les ans.

La fatigue des métaux peut être classée selon deux grandes classes :

- Fatigue par petit nombre de cycles, caractérisé par une grande amplitude de chargement, assisté par des grandes déformations, appelé fatigue oligocyclique.
- Fatigue par un grand nombre de cycles, avec un chargement réduit en amplitude, fatigue polycyclique.

I.2. Alliages d'aluminium et leurs applications

L'aluminium a été découvert en 1825. C'est l'élément métallique le plus présent sur terre. C'est un matériau léger ($\mu = 2,7 \text{ g.cm}^{-3}$), et pour cela il est très utilisé dans le domaine de l'aéronautique. L'exploitation de l'aluminium pur reste limitée en raison de ses caractéristiques mécaniques (par exemple, pour l'aluminium à 99,59 % ($R_{p0,2} = 10\text{-}20 \text{ MPa}$, $R_m = 70\text{-}80 \text{ MPa}$, $A \% = 50\text{-}60$ et $E = 65\text{-}73 \text{ GPa}$), donc il est nécessaire de développer ses alliages.

Un alliage est un ajout d'éléments principaux à l'aluminium pure (le fer, le magnésium le cuivre, le silicium, le manganèse et le zinc), qui représentent 15% en masse afin d'améliorer ses propriétés mécaniques. La désignation des alliages d'aluminium est donnée par un numéro à quatre chiffres dans lequel le premier indique l'élément d'alliage principal, le second indique une variante d'alliage initial, Le troisième et le quatrième indiquent l'alliage. Le Tableau I.1 montre la désignation des séries principales des alliages d'aluminium.

Tableau I.1. Désignation des séries principales des alliages d'aluminium.

Elément d'addition	Famille	Phases principale présenté dans l'alliage
Aucun élément d'addition	Série 1000	-
Cuivre (Al-Cu)	Série 2000	Al_2Cu - Al_2CuMg
Manganèse (Al-Mn)	Série 3000	Al_6Mn
Silicium (Al-Sn)	Série 4000	-
Magnésium (Al-Mg)	Série 5000	Al_3Mg
Magnésium- Silicium (Al-Mg- Sn)	Série 6000	MgSi
Zinc (Al-Zn)	Série 7000	MgZn_2

La série 1000 présente une bonne résistance à la corrosion et bonne conductivité thermique. La série 2000 largement utilisée en aéronautique, présente une meilleure résistance mécanique due au traitement thermique. La résistance à la traction peut atteindre 430 MPa assuré par l'élément d'addition principale le cuivre (Cu : jusqu'à 6.7%). Dans la série 3000, le manganèse est l'élément d'alliage principal (1.0 % à 1.5) additionnant aussi une faible teneur en magnésium.

Le Silicium élément principal de la série 4000 permettant de réduire le point de fusion de l'aluminium et garder le même niveau de fragilité. Cette série présente un bon métal d'apport pour le soudage des alliages de la série 6000. Les alliages d'aluminium de la série 5000 caractérisés par une bonne résistance à la corrosion, mécanique et bonne soudabilité sont utilisés en bâtiments et ponts. La série 6000 riche en silicium et en magnésium permet de résister à la corrosion et aux effets mécaniques. Cette série est largement utilisée en automobile et engins de transport. En dernier, les alliages d'aluminium de la série 7000 riche en zinc (Zn principale élément d'alliage). Les alliages d'aluminium de cette sont caractérisé par une grande résistance mécanique.

Les alliages de la série 7000 et de la série 2000 restent les alliages les plus appliqués en aéronautique. Ils permettent d'économiser le carburant, de réduire les émissions et d'augmenter la charge utile d'un avion. Ces alliages forment généralement la coque d'un avion et les fuselages (Figure I.1).

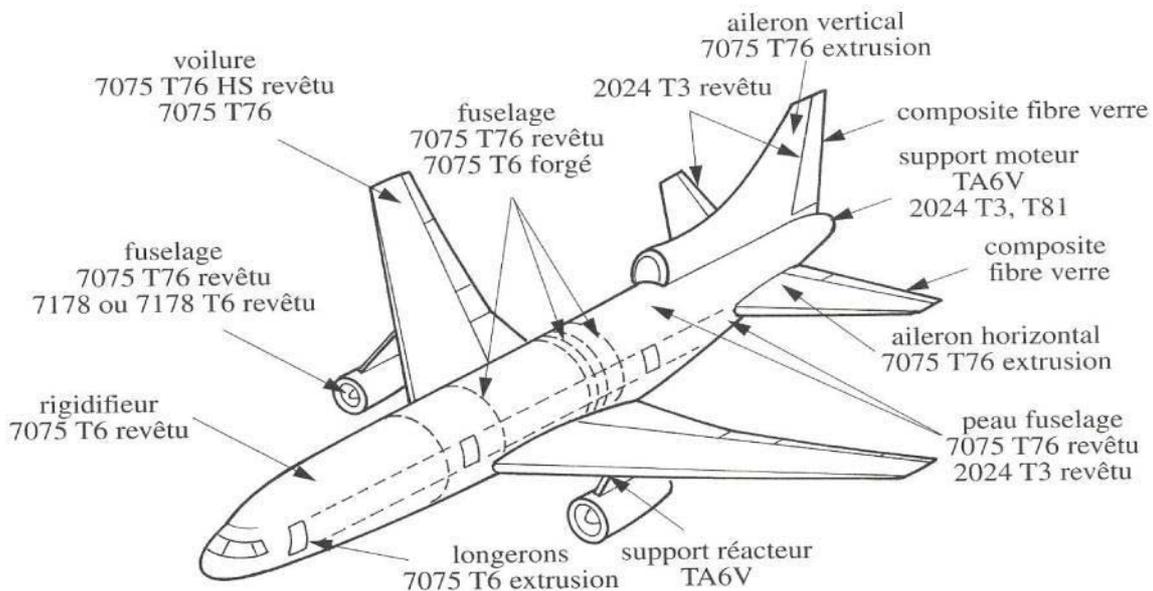


Fig. I.1. Alliages d'aluminium et structures des avions [1].

I.3. Fatigue

Sous sollicitations, les éléments des structures doivent supporter des charges statiques, mais ils peuvent aussi être soumis à des efforts qui varient dans le temps. Lorsque ces variations présentent une certaine importance et deviennent répétitives, on assiste à la ruine d'un ensemble des éléments des structures, alors que les sollicitations qu'il subit atteignent un niveau modeste par rapport à sa capacité de résistance statique. Et par conséquent, on se heurte au phénomène de fatigue ou endommagement par fatigue en face duquel il est nécessaire d'être vigilant car s'il se développe progressivement dans le temps (et parfois sur de très longues durées) et il conduit généralement à une rupture brutale.

L'observation macroscopique et/ou microscopique de la surface de rupture d'une pièce rompue en fatigue fait ressortir trois zones représentatives des différentes étapes de l'endommagement [2] :

- I. Une phase d'amorçage correspondant à l'apparition des premières microfissures au sein du matériau.
- II. Une phase de propagation pendant laquelle les fissures amorcées vont croître de façon stable dans le matériau tout au long du cyclage.
- III. Une phase de rupture finale ductile induite par la forte contrainte appliquée dans le ligament de matériau reste intacte.

Ces trois phases sont appelées mécanisme de rupture par fatigue (Figure I.2).

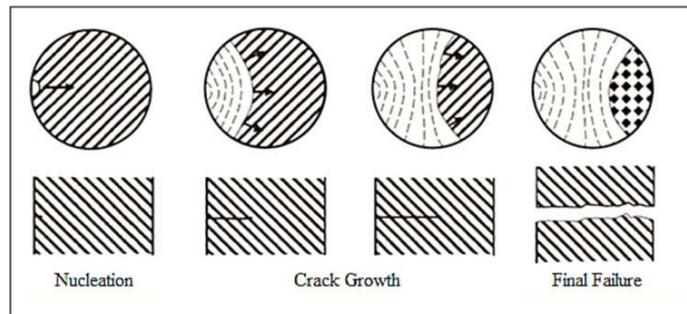


Fig. I.2. Phases de rupture par fatigue.

L'endommagement par fatigue commence par une déformation plastique localisée autour d'un défaut dans la matière, à fond d'entaille, puis à l'extrémité de la fissure une fois que celle-ci s'est formée. La particularité de la fatigue, et qui en est fait le danger, est que la rupture peut apparaître pour des contraintes relativement faibles, souvent bien inférieures à la limite d'élasticité du matériau lorsque leur application est répétée un grand nombre de fois. On appelle limite d'endurance la capacité de résistance à la fatigue des pièces. Pratiquement, la fatigue des matériaux est abordée de deux façons :

- Relevé par les courbes de Wöhler.
- Mesure de la vitesse de fissuration par fatigue "Lois de Paris".

La quantification de ces deux paramètres permet la détermination de la durée de vie de la structure.

I.3.1. Courbe de Wöhler

Intensité du chargement cyclique appliqué au nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure pour un matériau représente une courbe dite de Wöhler, sur laquelle trois domaines de durées de vie peuvent être définis (Figure I.3).

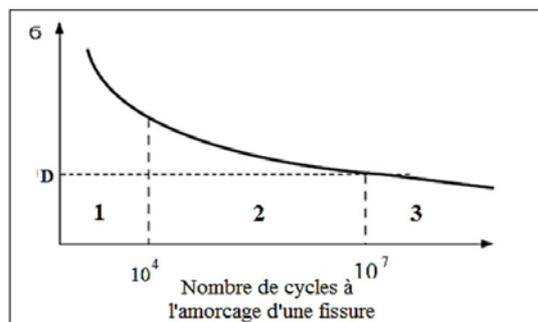


Fig. I.3. Domaines de durée de vie en fatigue [3].

- **Domaine 1** : Correspond à la fatigue oligocyclique. Il est caractérisé par la rapidité d'amorçages de fissures sous un faible nombre de cycles (de 1 à 10^4 cycles) et la multiplicité des zones macroscopiques de déformation plastique "Glissements".
- **Domaine 2** : Correspond à celui de l'endurance limitée. Les durées de vie observées sont de l'ordre de 10^4 à 10^7 cycles. Les quantités de déformations plastiques sont d'autant plus basses que l'on se situe du côté des durées de vie longues, avec un comportement intégralement élastique à l'échelle macroscopique observé aux alentours de 10^5 cycles.
- **Domaine 3** : Correspond au domaine de la fatigue illimité "endurance" ou à grand nombre de cycles "polycyclique". Ce domaine est caractérisé par des durées de vie allant de 10^6 à 10^8 cycles. Une des particularités de ce domaine est le caractère plus ou moins asymptotique de la courbe de Wöhler et la définition théorique d'une limite d'endurance. Cette limite théorique correspond à un niveau de contrainte traduisant un seuil de probabilité d'amorçage d'une fissure de fatigue au bout d'un nombre infini de cycles.

Le traçage d'une branche asymptotique horizontale à la courbe de Wöhler peut déterminer la limite d'endurance ou limite de fatigue et notée σ_D de la matière. Par contre, dans certains cas, par exemple métaux non ferreux, il ne semble pas y avoir d'asymptote horizontale. On définit alors une limite conventionnelle d'endurance comme la valeur de la contrainte maximale qui ne conduit pas à la rupture avant un nombre de cycles fixé (par exemple 10^7 cycles) [3]. Dans certains cas, les courbes de Wöhler sont présentées par la contrainte en fonction du nombre de cycles à l'amorçage, premier stade du mécanisme de fatigue. L'amorçage étant défini à partir de la création d'une fissure de dimensions détectables. Pour le deuxième stade du mécanisme de fatigue, Les courbes de Wöhler sont parfois déterminées à partir d'essais sur éprouvettes entaillées. La limite d'endurance diminue alors en fonction de la sévérité de l'entaille (effet d'entaille en cas de préalable présence de fissure et de concentration de contrainte aux bords de cette fissure).

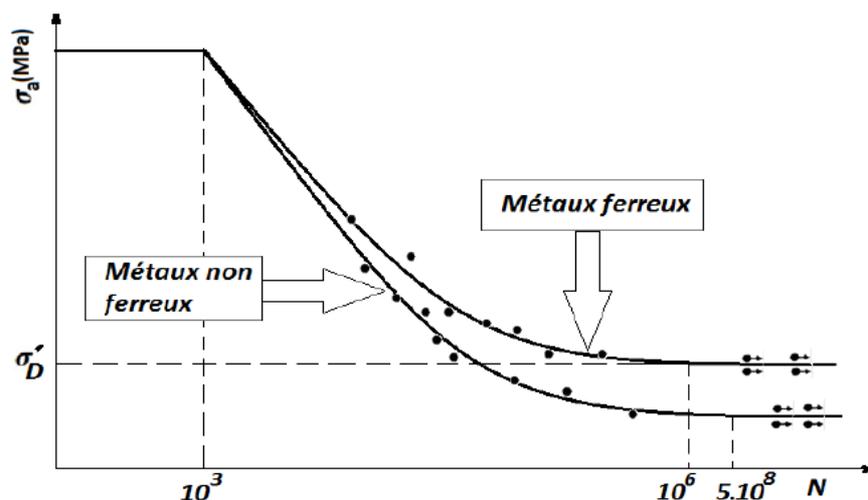


Fig. I.4. Forme générale des courbes de fatigue des métaux ferreux et non ferreux [4].

I.3.2. Vitesse de fissuration par fatigue, "Loi de Paris"

Paris, Gomez et Anderson ont corrélé la vitesse de fissuration par fatigue à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes. Ce diagramme, tracé en coordonnées logarithmiques, fait apparaître trois régimes (Figure I.5) :

- Loi de Paris : Régime B, dans lequel la vitesse de fissuration est proportionnelle à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes à une puissance m . Les valeurs de m s'étagent généralement entre 2 et 4, voire 5 pour des alliages peu résistants à la fissuration par fatigue. Ce régime est appelé le régime de Paris.
- Ténacité: Au-delà (régime C), les vitesses de fissuration sont supérieures à celles prévues par la loi de Paris, la fissure se propage de manière instable pour $K_I = K_{IC}$. On appelle K_{IC} la ténacité en mode I du matériau.
- Seuil de non-propagation: En deçà (régime A), les vitesses de fissuration sont inférieures à celles prévues par la loi de Paris. Lorsque ΔK diminue jusqu'à atteindre le seuil de non-propagation ΔK_{th} , la vitesse de fissuration diminue rapidement, et la fissure semble apparemment s'arrêter ou du moins sa propagation devient indétectable.

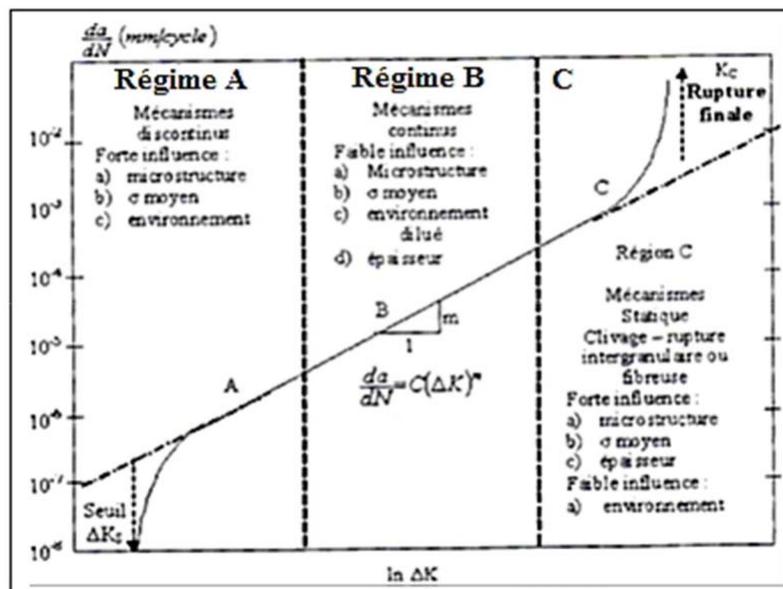


Fig. I.5. Représentation schématique des différents régimes de propagation [5].

I.4. Différents modes de chargement

I.4.1. Chargement à contrainte imposée

La fatigue peut se présenter sous amplitude de contrainte constante ou variable.

Pour l'amplitude de contrainte constante. On peut ainsi définir (Figure I.6) :

- Amplitude de contrainte, σ_a .
 - Rapport de contrainte, R .
 - Relation d'amplitude, A .
- On a donc :
- Contrainte maximale, σ_{max} .
 - Contrainte minimale, σ_{min} .
 - Étendue de contrainte, $\Delta\sigma$.

- Contrainte moyenne, $\bar{\sigma}_m$.

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}, \bar{\sigma}_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2, \sigma_a = \Delta\sigma/2$$

$$\sigma_{\max} = \bar{\sigma}_m + \sigma_a, \sigma_{\min} = \bar{\sigma}_m - \sigma_a, R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}, A = \sigma_a/\bar{\sigma}_m$$

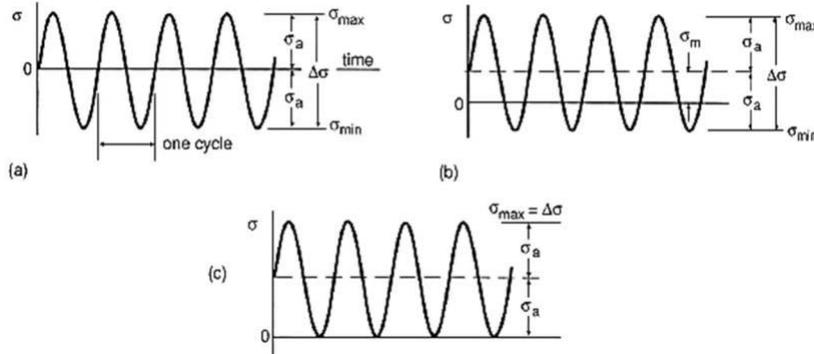


Fig. I.6. Chargement d'amplitude constante, (a) chargement alterné, (b) chargement Ondulé, (c) chargement répété [6].

Pour l'amplitude de contrainte variable. Il s'agit de chargements réels relevés en service. On en distingue deux catégories : les chargements d'amplitude variable à bande large et ceux à bande étroite.

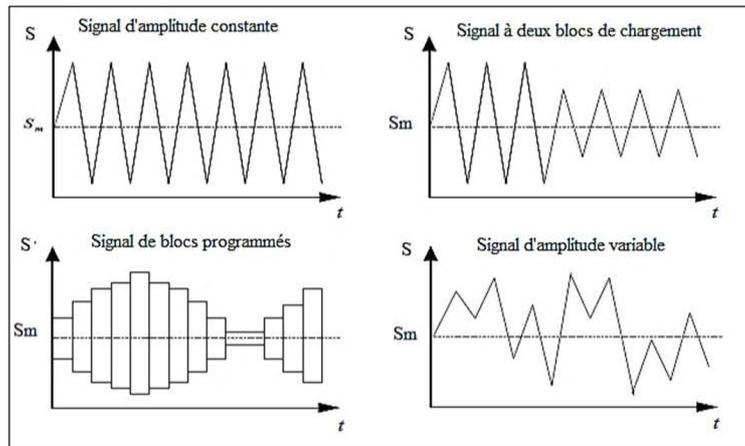


Fig. I.7. Types de chargements sous amplitude de contrainte variable [7].

I.4.2. Chargement à déformation imposée

Au-delà de la limite d'élasticité et avant d'atteindre sa contrainte maximale, le matériau présente de l'écroutissage, à savoir une augmentation de sa contrainte d'écoulement.

On impose alors une déformation totale cyclique sur une éprouvette et on mesure l'évolution de la contrainte au cours du temps (Figure I.7).

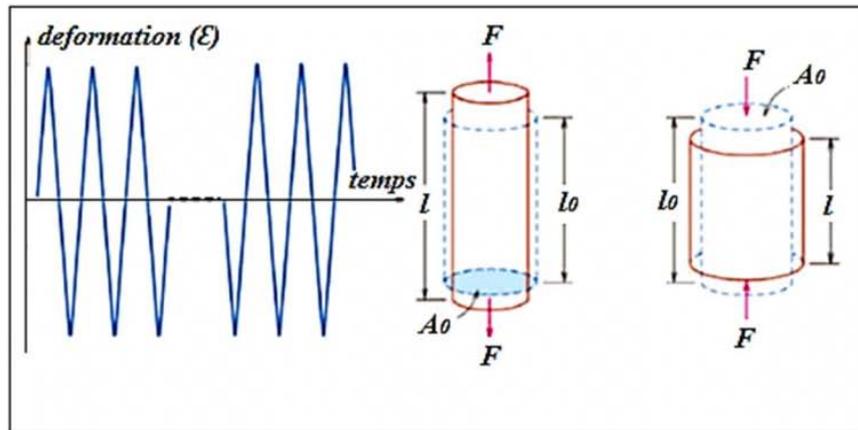


Fig. I.8. Essai cyclique a déformation imposée (traction – compression).

I.5. Endommagement par fatigue

I.5.1. Amorçage

I.5.1.1. Entaille

L'entaille est une discontinuité imposée ou accidentelle de la forme de la pièce ou une inhomogénéité du matériau qui la constitue.

Les entailles peuvent être de quatre types :

- Métallurgiques : "Défauts d'élaboration".
- Chimique (corrosion ou environnement) : " Piqures de corrosion".
- Mécaniques : "Défauts d'usinage".
- Service : "Défauts de sollicitation".

Ces discontinuités conduisent à la modification du champ de contrainte. C'est à dire à la création de zones dans lesquelles les contraintes sont nettement supérieures à la contrainte nominale ou à la contrainte globale résultante des efforts appliqués.

On appelle cette localisation élevée de la contrainte "concentration de contrainte", Figure I.9.

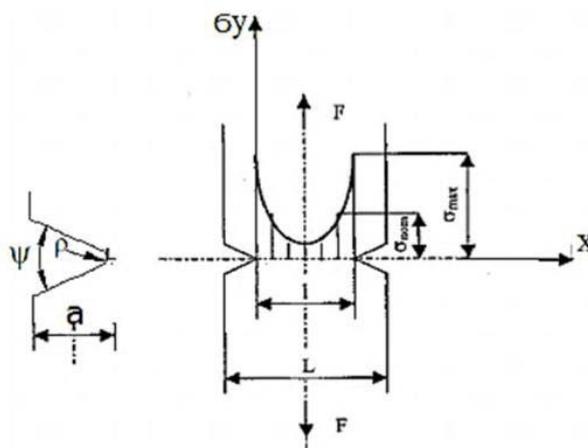


Fig. I.9. Champ de concentration de contrainte en présence d'entaille sous sollicitation de traction [8].

Les dimensions de l'entaille (a et b), l'angle d'entaille ψ et le rayon en fond d'entaille ρ peuvent influencer l'effet d'entaille sur le comportement du matériau, ces deux paramètres conduisent à la classification suivante :

- fissure pour : $\rho = 0$ et $\psi = 0$
- Entaille infiniment aigue pour : $\rho = 0$ et $\psi \neq 0$
- Simple entaille pour : $\rho \neq 0$ et $\psi \neq 0$

$$\sigma = \sigma_{nom} \left[1 + \left(\frac{a}{\rho} \right)^{0.5} \right] \quad (I.1)$$

$\left[1 + \left(\frac{a}{\rho} \right)^{0.5} \right]$, est appelé le coefficient de concentration de contrainte note Kt.

Près du fond d'entaille, les lignes de force sont relativement proches et cela conduit à une concentration de contrainte local avec un maximum en fond d'entaille, donc si la valeur de Kt augmente, la durée de vie diminue.

La Figure I.10 illustre l'amorçage et propagation de fissure à fond d'entaille.

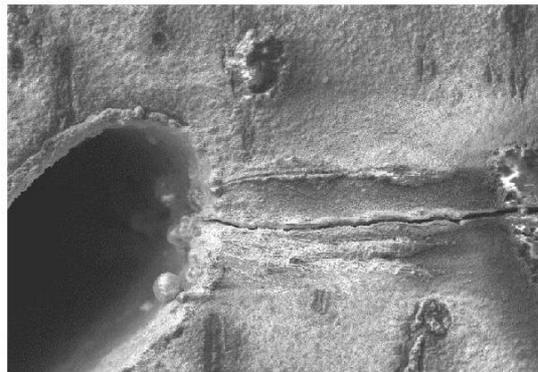


Fig. I.10. Amorçage et propagation de fissure à fond d'entaille [9].

La Figure I.11, montre l'amorçage d'une fissure de fatigue sur un pore dans un alliage d'aluminium.

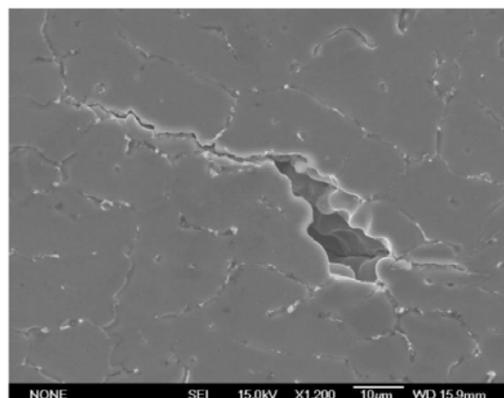


Fig. I.11. Amorçage d'une fissure de fatigue sur un pore dans un alliage d'aluminium [9].

I.5.1.2. Facteur d'intensité de contrainte

Le deuxième stade du mécanisme de fatigue est la propagation des fissures. La mécanique linéaire de la rupture élastique "MLRE" explique ce stade en faisant appel à la notion du facteur d'intensité de contrainte (FIC) introduite par Irwin. Cette approche reste valable tant et aussi longtemps que la taille de la zone plastique en pointe de fissure qui accompagne la propagation reste inférieure à la longueur de la fissure et aux dimensions de la structure fissurée. Le FIC représente l'intensité de distribution du champ de contrainte au voisinage de la pointe de fissure.

Pour des fissures planes, aiguës, placées dans les zones de la structure les plus sollicitées mécaniquement, **Georges Irwin (1957)** a établi le premier concept de mécanique de la rupture en proposant d'isoler une région entourant la pointe de la fissure pour établir les critères de rupture. Une fissure constitue en effet un concentrateur de contrainte (Figure. I.12) [10].

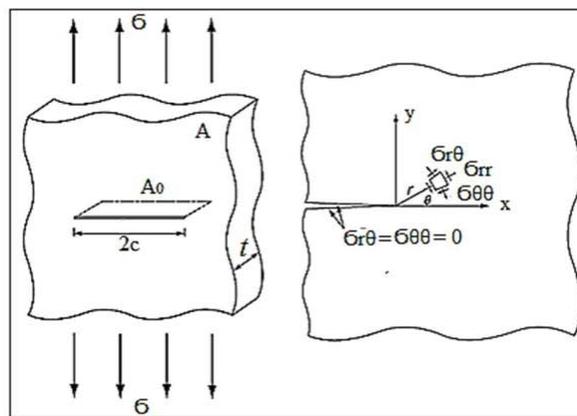


Fig. I.12. Hypothèses, tenseur, position, géométrie et orientation d'une fissure sous sollicitation de fatigue.

Les paramètres caractérisant une fissure plane sont: son plan (\vec{n}), sa frontière (\vec{v}) et le déplacement relatif de ses faces (\vec{u}) (Figure. I.13.a).

La fissure se propage dans la direction normale à sa frontière (\vec{v}) selon trois modes élémentaires de fissuration, ouverture (I), cisaillement plan (II) et cisaillement anti-plan ou déchirure (III) (Figure. I.13 (b-c-d)).

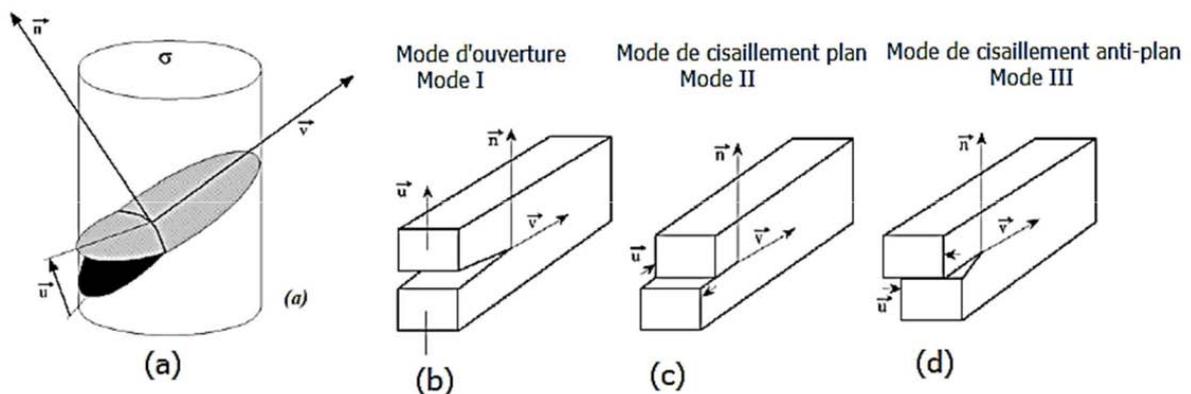


Fig. I.13. (a) Paramètres définissant une fissure bidimensionnelle, (b-c-d) modes de fissuration [10].

Les facteurs d'intensité de contrainte pour les trois modes de fissuration sont données par :

$$KI = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{\theta\theta} (r, \theta = 0) \quad (I.2)$$

$$KII = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{r,\theta} (r, \theta = 0) \quad (I.3)$$

$$KIII = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{\theta z} (r, \theta = 0) \quad (I.4)$$

Le tenseur des contraintes polaires en mode de fissuration par ouverture peut être présenté par les équations suivantes :

Pour le mode I :

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos^3 \frac{\theta}{2} \quad (I.5)$$

$$\sigma_{rr} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 + \sin^2 \frac{\theta}{2}) \quad (I.6)$$

$$\sigma_{r,\theta} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos^2 \frac{\theta}{2} \quad (I.7)$$

Pour le mode II :

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{KII}{\sqrt{2\pi r}} (-3 \sin \frac{\theta}{2} \cos^2 \frac{\theta}{2}) \quad (I.8)$$

$$\sigma_{rr} = \frac{KII}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} (1 - 3 \sin^2 \frac{\theta}{2}) \quad (I.9)$$

$$\sigma_{r,\theta} = \frac{KII}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 - 3 \cos^2 \frac{\theta}{2}) \quad (I.10)$$

Et pour le mode III :

$$\sigma_{\theta z} = \frac{KIII}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \quad (I.11)$$

$$\sigma_{rz} = \frac{KIII}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \quad (I.12)$$

I.5.1.3. Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont essentielles dans l'étude du comportement en fatigue de composants mécaniques. Les contraintes résiduelles sont par définition les contraintes qui existent dans le matériau en l'absence de tout chargement extérieur. Elles sont en général la conséquence d'une déformation non élastique hétérogène dans le matériau et qui est due à un

traitement technologique comme les opérations d'usinage, les revêtements de surface, ou les traitements thermiques. Les contraintes résiduelles traduisent l'histoire métallurgique et mécanique de la structure.

Ces derniers sont définis suivant que les contraintes sont homogènes sur plusieurs grains (ordre I), à l'intérieur d'un grain ou d'un sous grain (ordre II) ou à l'échelle atomique (ordre III). Ces trois ordres seront définis en s'appuyant sur les schémas de la Figure I.14.

- Les contraintes d'ordre **I** : elles sont à l'échelle du cristal. On atteint à ce niveau la limite de la notion de contraintes. Ce sont les actions créés par tous les types de défauts cristallins : lacunes, atomes interstitiels, dislocations, défauts d'empilement, macles.
- Les contraintes d'ordre **II** : elles sont dues à l'anisotropie des grains dans un matériau polycristallin. Lors d'une sollicitation mécanique (traction uniforme d'une éprouvette lisse par exemple), certains grains orientés favorablement atteindront avant d'autres la limite d'écoulement, ce qui provoquera une hétérogénéité du comportement lorsque la charge sera supprimée, les retours élastiques se feront donc différemment d'un grain à l'autre et des contraintes résiduelles vont être créées dans ces grains.
- Les contraintes d'ordre **III** : ce sont les contraintes macroscopiques. Elles se situent à l'échelle d'un grand nombre de grains. Ce sont ces contraintes qui intéressent en général le mécanicien même si les contraintes d'ordre II sont très importantes car elles indiquent l'état d'écrouissage du matériau.

Plusieurs techniques ont été développées pour mesurer les contraintes résiduelles, parmi les nombreuses techniques utilisées on peut citer Les jauges extensométriques (jauges de déformations), les ultrasons et la diffraction par des rayons X.

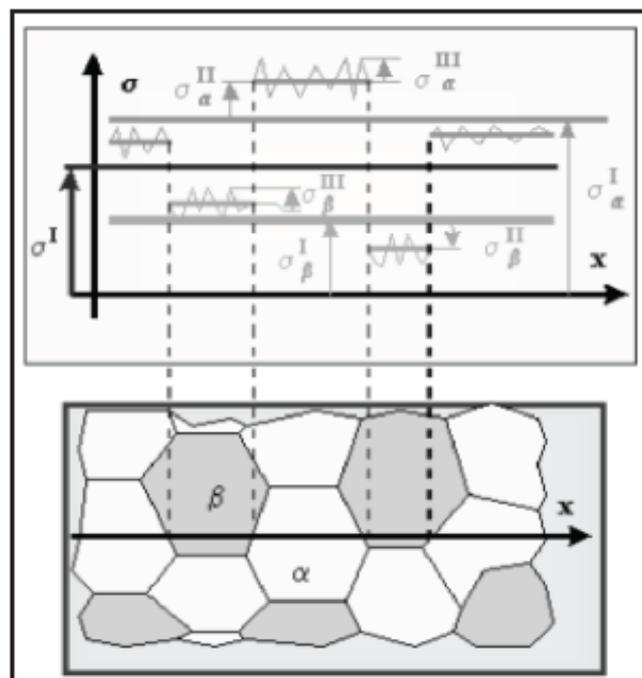


Fig. I.14. Ordre des contraintes résiduelles [11].

I.5.1.4. Rugosité

L'influence de la rugosité de la surface sur la tenue en fatigue est prise en compte dans le dimensionnement global des pièces à l'aide du coefficient de réduction de la limite de fatigue, noté K_S . Ce coefficient est égal au rapport entre la limite d'endurance σ_{DS} de la pièce présentant un état de surface donné, et la limite d'endurance σ_D de la pièce avec un état de surface polie de référence.

$$K_S = \frac{\sigma_{DS}}{\sigma_D} \quad (\text{I.13})$$

I.5.1.5. Effet de l'échelle

Le rapport d'échelle pour deux pièces de même matériau et forme, sollicitées à la même amplitude de contrainte cyclique, indique une différence entre la tenue en fatigue. Plus les dimensions d'une pièce croissent, plus sa résistance à la fatigue diminue [12].

I.5.1.6. Influence de l'environnement

Un milieu agressif (température élevée, milieux corrosifs, etc.) aggrave le phénomène de fatigue. Il apparaît des phénomènes nouveaux comme le fluage ou la corrosion. Leur action est proportionnelle au temps d'exposition.

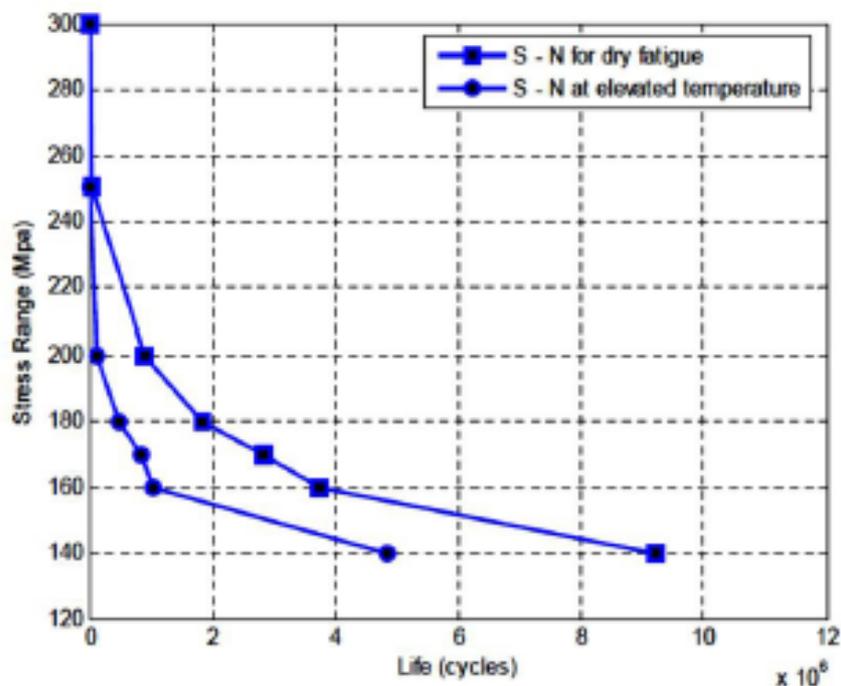


Fig. I.15. Comparaison entre les courbes de Wöhler à l'ambiante et haute température pour l'alliage 2024 [13].

L'effet de certains agents corrosifs sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium AA6082 a été traité par Nicholas E. Nanninga, cette étude a montré une diminution remarquable de l'endurance suite à une attaque par l'eau distillée et NaCl (3.5 % en poids) (Figure I.16).

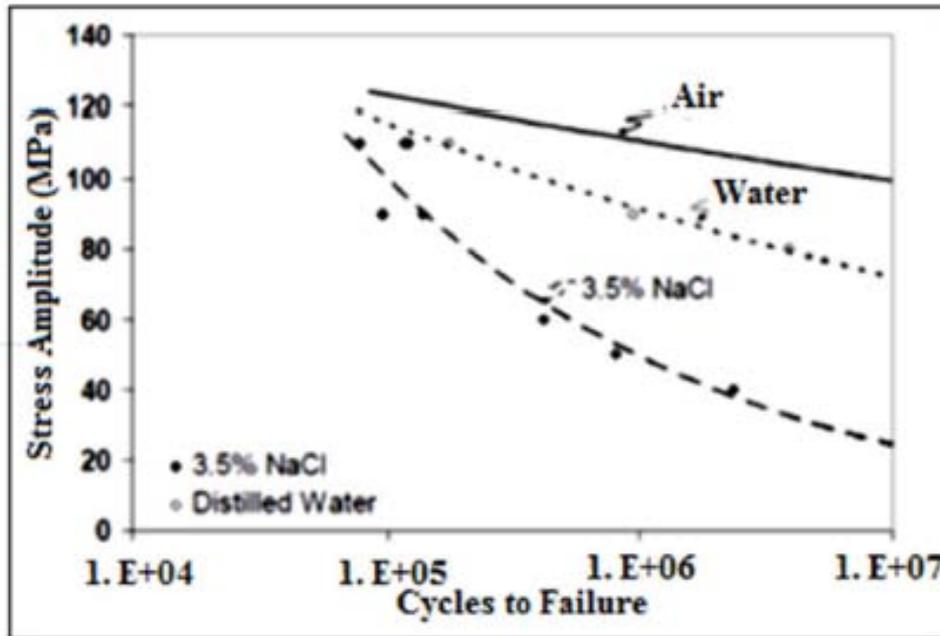


Fig. I.16. Effet de sel et l'eau distillée sur la durée de vie de l'alliage AA6082 traité thermiquement [12].

I.5.2. Propagation des fissures de fatigue

La propagation des fissures longues de fatigue est décrite dans le cadre de la Mécanique Élastique Linéaire de la Rupture (MELR) qui s'appuie sur une solution analytique des contraintes au voisinage de la pointe de fissure et l'introduction d'un facteur d'intensité des contraintes K .

Le facteur d'intensité des contraintes s'exprimer par :

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \tag{I.14}$$

Dans ce cas, les lois de vitesse sont décrites par le facteur d'intensité des contraintes cyclique :

$$K = \alpha \Delta \sigma \sqrt{\pi a} = \alpha (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \sqrt{\pi a} \tag{I.15}$$

L'évolution de la vitesse de propagation da/dN en fonction de ΔK peut être présentée par une courbe qui ne dépend plus des paramètres géométriques de la pièce étudiée mais uniquement du matériau et du rapport de chargement R de sollicitation.

Cette représentation classique, définie la loi de Paris, fait apparaître les trois grands stades de l'endommagement en fatigue (Figure I.17).

- Un régime de croissance rapide de la vitesse de propagation au-delà d'une certaine valeur de ΔK appelée valeur seuil ΔK_s .
- La vitesse de propagation de fissure présente une évolution de type puissance connue sous le nom de loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (\text{I.16})$$

Cette loi empirique a été vérifiée pour de nombreux matériaux. Pour les alliages d'aluminium, l'exposant m est de l'ordre de 4.

- un régime où la vitesse de propagation augmente plus vite qu'une loi puissance et conduit à la rupture du matériau lorsque la valeur maximale du facteur d'intensité des contraintes K tend vers la valeur de ténacité du matériau K_C .

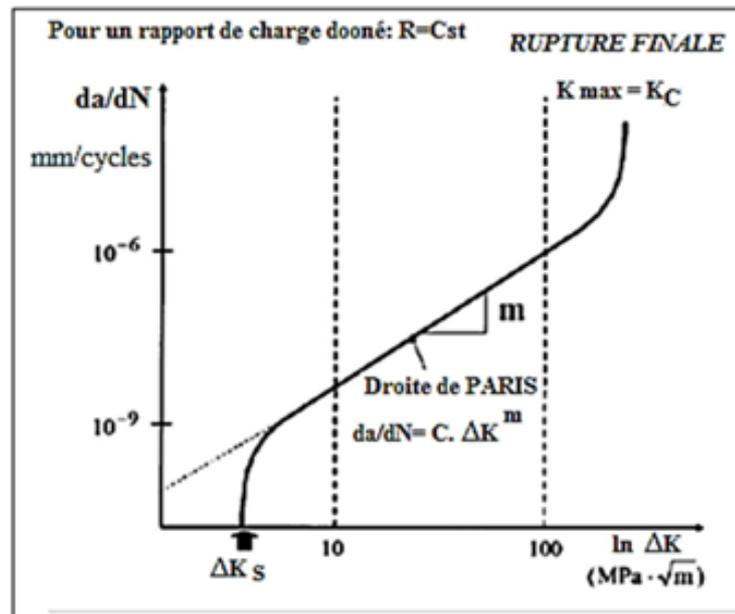


Fig. I.17. Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissuration en fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Visualisation de 3 domaines : zone à faible vitesse de propagation à gauche, au centre régime intermédiaire (relation de Paris) et à droite haute vitesse de fissuration [2].

I.5.3. Mécanisme de propagation de fissures

Deux mécanismes peuvent être présents au cours la propagation des fissures sous chargement cyclique dont le premier est intrinsèque et accélère la propagation des fissures et le deuxième est extrinsèque retardateur de cette propagation (Figure I.18).

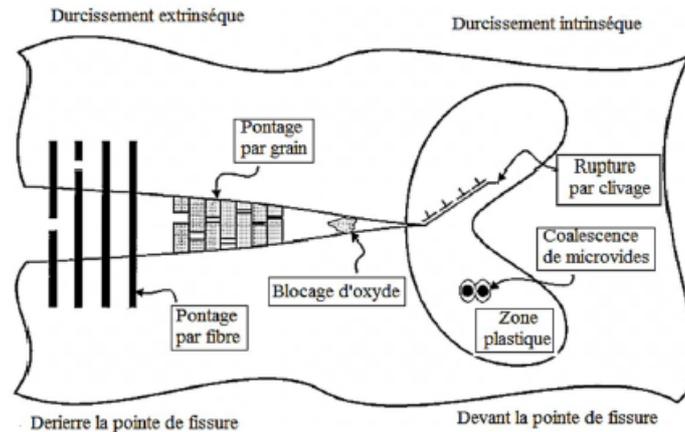


Fig. I.18. Mécanismes intrinsèques et extrinsèques de propagation de fissure [14].

I.6. Facteur de propagation des fissures de fatigue

Deux types de paramètres gouvernent la croissance des fissures de fatigue, mécaniques dépendants des conditions de sollicitation et microstructuraux attachés à la matière.

I.6.1. Influence du rapport de charge (R)

À l'augmentation du rapport de charge $R = (\sigma_{min}/\sigma_{max})$, la vitesse de fissuration croît sans changement de profil sigmoïdale des courbes ($da/dN, \Delta K$). Autrement dit, quand un matériau est sollicité à R élevé, sa résistance à la fissuration est plus faible, ceci a un effet bénéfique sur la durée de vie exprimée en fonction de la contrainte maximale. La relation générale de la loi de propagation est du type: $da/dN = f(R, K, C, m)$, ou R: rapport de charge, K: facteur d'intensité de contrainte, C et m: paramètres dépendent du matériau (Figure I.19).

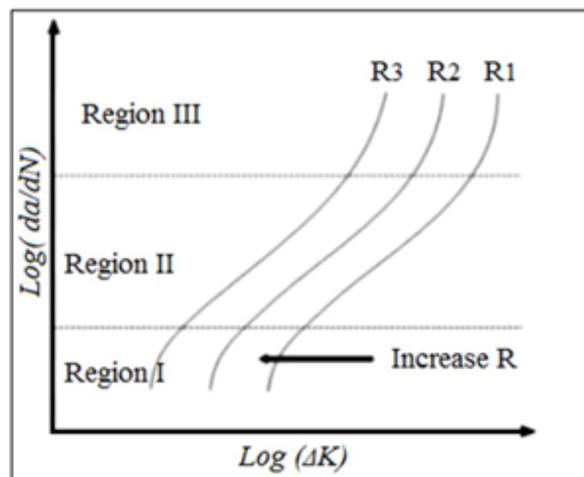


Fig. I.19. Influence du rapport R sur la vitesse de fissuration [15].

I.6.1.1. Diagramme de Haig

Sur ce diagramme, l'amplitude de contrainte σ_a est portée en fonction de la contrainte moyenne σ_m à laquelle a été réalisé l'essai de fatigue (Figure I.20). Deux points particuliers sont à considérer :

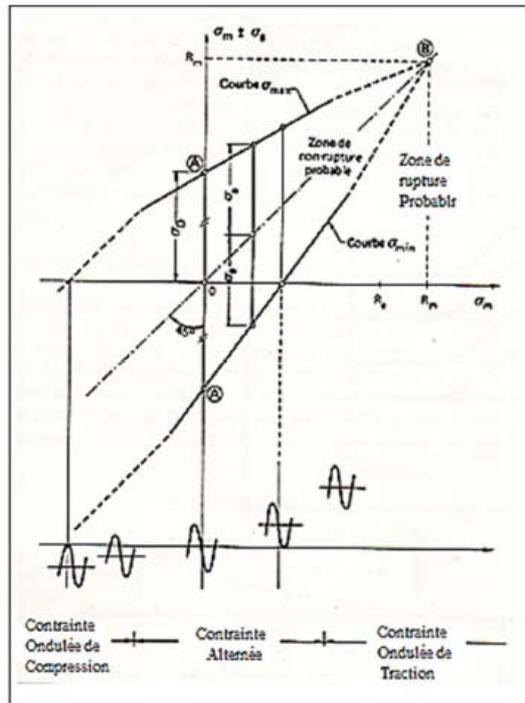


Fig. I.21. Diagramme de Goodman-Smith.

I.6.2. Influence de la surcharge

Des accélérations ou des ralentissements significatifs peuvent être observés sur la vitesse de propagation des fissures suite aux chargement des structures par des contraintes à amplitudes variables dans le temps, l'application brusque d'une surcharge au cours d'un essai de propagation de fissure de fatigue sous un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure, c'est à dire que la fissure s'arrête et ne redémarre qu'après un grand nombre de cycles. Ce phénomène est expliqué par la formation d'une zone plastique au moment de la surcharge. Et, si la sous-charge intervient dans ce type de chargement, une accélération de la vitesse de propagation peut être observée. Par conséquent la durée de vie en fatigue, la surcharge peut être considérée comme un moyen de réparation lors de l'apparition d'une fissure [13].

I.6.3. Influence des traitements

Le comportement de progression de la fissure des alliages d'aluminium soumis à un traitement thermique dépend principalement du mécanisme dominant de fermeture en plasticité ou la rugosité-induite. Le perfectionnement de la fermeture ou de la rugosité-induite favorise une résistance plus élevée de progression de la fissure pour l'alliage 2017-T4 [13].

I.6.4. Influence de la microstructure

Les caractéristiques microstructurales influent sur le comportement en fissuration par fatigue des alliages d'aluminium. Cette identification couvre la présence des discontinuités microscopiques (joint de grains, inclusions, micro-vides, particules de seconde phase, précipités, etc.), la taille, la distribution et les précipités ainsi que la structure de grains (la taille, la forme et l'état de recristallisation des grains), ces caractéristiques jouent un rôle assez important lors de la

propagation des fissures. Certains de ces paramètres peuvent favoriser la propagation des fissures, alors qu'autres peuvent améliorer la résistance à la propagation de fissures [12].

- **Joint de grains**

Les joints de grains sont des obstacles freinant la progression de fissure dans la plupart des structures métalliques. Avant que la fissure continue son parcours, le joint de grain reste stationnaire devant celui-ci et il réoriente sa trajectoire dans un grain voisin préférentiellement orienté. La Figure I.22 illustre le mode de propagation d'une fissure à travers les grains, montrant deux différents stades de propagation ; le stade I et le stade II. Le stade I est caractérisé par une propagation le long des plans cristallographiques privilégiés faisant un angle de 45° par rapport à la direction de chargement; la propagation se fait en mode de cisaillement. Alors que, le stade II se caractérise par une propagation en mode d'ouverture suivant une direction perpendiculaire à la direction de chargement [14].

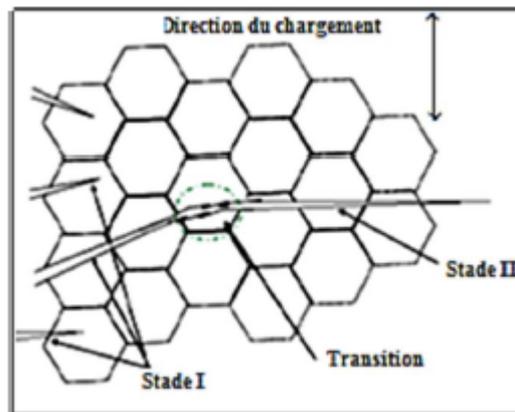


Fig. I.22. Mode de propagation de fissures, stades I et II.

I.7. Anisotropie des propriétés en fatigue

Plusieurs facteurs sont responsables de l'anisotropie des propriétés en fatigue des alliages d'aluminium. La texture et l'orientation cristallographique, sont probablement les plus importants, mais également la forme de grain, les précipités et les structures de dislocation peuvent influencer ces propriétés [13].

L'étude approfondie de l'anisotropie d'aluminium et son influence dans le comportement cyclique élastoplastique et dans le comportement en fatigue du matériau, n'est pas encore bien investie. De plus, l'étude de l'influence de la direction du chargement sur l'évolution de la durée de vie en fatigue des alliages d'aluminium mérite d'être approfondie.

Le chapitre qui suit sera consacré aux lois d'endommagement en fatigue.

Chapitre II :
Lois d'endommagement en fatigue

II.1. Introduction

L'endommagement en fatigue d'un matériau est un phénomène physique que l'on appréhende qualitativement et quantitativement. Les variables d'endommagement couramment utilisées pour exprimer le dommage en fatigue sont :

- Variables liées aux sollicitations : ce sont les contraintes et les déformations qui expliquent le chargement appliqué aux composants mécaniques.
- Caractéristiques mécaniques monotones (ν , E , σ_e , R_m , R_u) et cycliques (σ_D , N_r , etc.). Ces caractéristiques, qui sont intrinsèques au matériau, peuvent être modifiées en fonction de la nature de la sollicitation.
- Paramètres d'influence : ils regroupent les coefficients d'érouissage cyclique, les facteurs d'échelle, d'état de surface, de gradient de contrainte et de triaxialité des contraintes.
- Paramètres de service : ces derniers traduisent les conditions du fonctionnement du composant mécanique (température, surcharge, fréquence de la sollicitation, agressivité du milieu, etc.). La plupart de ces paramètres servent à définir les conditions initiales et finales du problème.

II.2. Classifications des lois d'endommagements en fatigue [17]

Les différents critères de classification des lois d'endommagements en fatigue sont récapitulés dans la Figure II.1.

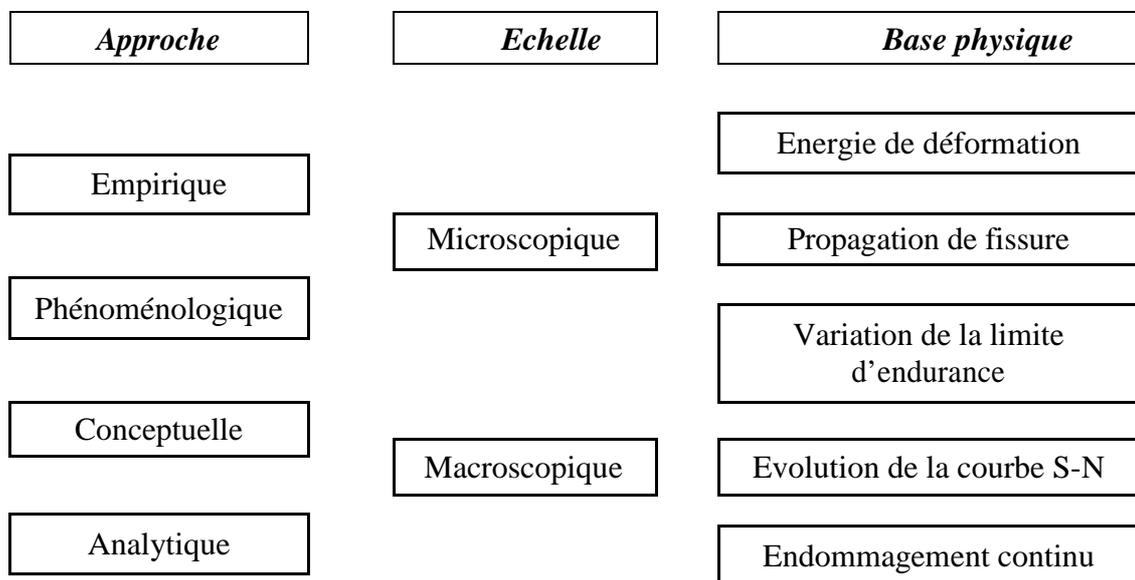


Fig. II.1. Niveaux de classification des lois d'endommagement en fatigue.

Les approches des lois d'endommagement en fatigue caractérisent la démarche scientifique utilisée pour décrire le dommage en fatigue :

- Approche empirique : les lois de cette approche reposent sur des résultats expérimentaux obtenus pour des sollicitations et des matériaux spécifiques. C'est le cas principalement des lois d'endommagement développées avant 1970.

- Approche phénoménologique : ces lois se sont développées avec les progrès techniques qui permettent d'observer et de mesurer avec une grande précision certains paramètres indicateurs du dommage tels que les extrusions, les bandes de glissement, la longueur de fissure, etc. Elles tentent d'expliquer au mieux le mécanisme d'endommagement du matériau à l'aide de l'évolution de ces paramètres.
- Approche conceptuelle : les lois de cette catégorie ont la particularité d'émettre des postulats (couche superficielle durcie du métal), notion de contrainte interne inférieure à la contrainte réellement appliquée, déformation plastique cumulée représentative du dommage du matériau, etc.). Elles sont d'une certaine façon à mi-chemin entre l'approche phénoménologique et l'approche analytique.
- Approche analytique : on retrouve ici les lois élaborées à partir des théories de la mécanique des solides. Les lois entrant dans cette catégorie s'appuient sur des critères de résistance, sur l'énergie de déformation, sur la plasticité ou d'autres caractéristiques de la loi de comportement.

L'endommagement en fatigue est quantifié le plus souvent par la mesure de la longueur de la fissure amorcée et qui se propage. Deux niveaux d'échelles de mesure sont utilisés par les auteurs : les fissures microscopiques (ou petites fissures) pour traduire un dommage à l'échelle microscopique et les fissures macroscopiques pour le dommage à l'échelle macroscopique.

Parmi l'ensemble des lois recensées, nous distinguons cinq modèles de bases physiques :

- Modèles d'énergie de déformation : les lois d'endommagement développent des théories basées sur les énergies de déformation. Elles présentent les endommagements d'origines diverses : le fluage, la thermique et la fatigue.
- Modèles de propagation de fissure : ils permettent de décrire l'évolution des paramètres physiques de la propagation, comme l'accroissement de la longueur de fissure. Ils relèvent en général de la mécanique linéaire de la rupture et sont pour l'essentiel basés sur l'intégration d'une expression de la vitesse de propagation de la fissure.
- Modèles de variation de la limite d'endurance du matériau : ces modèles postulent une évolution de la limite d'endurance du matériau au cours de sa vie, fonction des niveaux successifs du chargement et de leur interaction.
- Modèles d'évolution de courbe S-N du matériau : ces modèles sont basés sur une interaction des niveaux successifs du chargement. Ils introduisent une modification des courbes S-N du matériau, cette modification étant liée aux niveaux de contrainte rencontrés et à leur ordre d'apparition (effet de séquence). La différence avec la catégorie précédente de modèles est que la limite d'endurance du matériau n'est pas la seule donnée de fatigue affectée, c'est toute la courbe S-N qui est modifiée ici.
- Modèles d'endommagement continu : Ils sont souvent associés à une déformation plastique cumulée. Initiés au départ pour décrire le phénomène du fluage et ils ont été étendus au dommage en fatigue.

II.3. Lois d'endommagement en fatigue

Les lois d'endommagement en fatigue sont présentées en fonction de leur base physique. La Figure II.2 récapitule ces différentes lois.

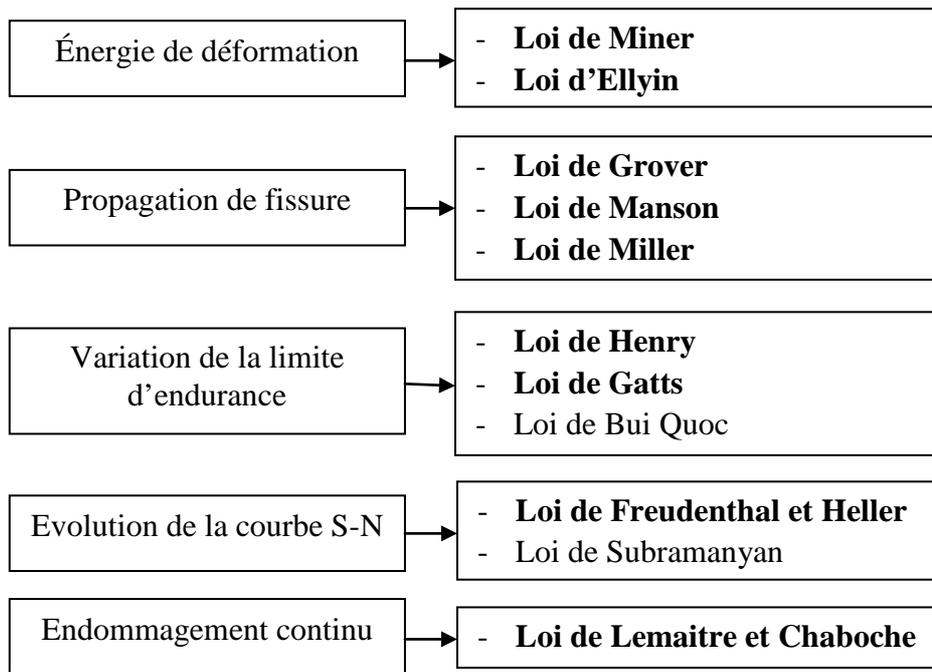


Fig. II.2. Liste des lois d'endommagement en fatigue [17].

Cette partie présente certaines lois d'endommagement en fatigue de la Figure II.2 sans entrer dans le détail des calculs [17,18].

II.3.1. Loi linéaire de Miner (Lois d'un modèle basé sur l'énergie de déformation)

• Description de la loi

Miner est pratiquement le premier auteur ayant donné une formulation mathématique d'une loi d'endommagement en fatigue. Les hypothèses de base de sa loi, qui date de 1945, sont les suivantes :

Hyp.1 : le chargement est une fonction sinusoïdale du temps.

Hyp.2 : c'est la totalité du travail absorbé par le matériau qui engendre sa rupture par fatigue.

Hyp.3 : le diagramme de Goodman modifié est la modélisation du diagramme de Haigh qui représente le plus fidèlement le comportement expérimental des matériaux.

Hyp.4 : l'amorçage d'une fissure macroscopique est l'indicateur de la ruine du matériau.

Il faut noter que Miner souligne les limitations supplémentaires suivantes à l'utilisation de sa loi :

- Les alliages d'aluminium seuls ont été utilisés pour valider la loi.
- Seuls les cycles dont la contrainte maximale est supérieure à celle qui provoque la ruine par fatigue (amorçage de fissure) à 10^7 cycles sont à prendre en compte.

En se basant sur la seconde hypothèse, Miner choisit, pour établir le dommage D_i du matériau après application de n_i cycles identiques (Figure II.3), la fraction du travail total absorbé par le matériau.

$$D_i = \frac{u_i}{W} = \frac{n_i}{N_{ri}} \tag{II.1}$$

Où :

u_i est l'énergie absorbée par le matériau (transmise par n_i cycles),
 W est le travail total absorbé par le matériau à la ruine par fatigue,
 N_{ri} est le nombre de cycles considérés à la ruine.

Ce concept conduit à une sommation linéaire des fractions de vie $r_i = \frac{n_i}{N_{ri}}$ propre à chaque type de cycles appliqués :

$$D = \sum_{i=1}^p \frac{n_i}{N_{ri}} = \sum_{i=1}^p r_i \tag{II.2}$$

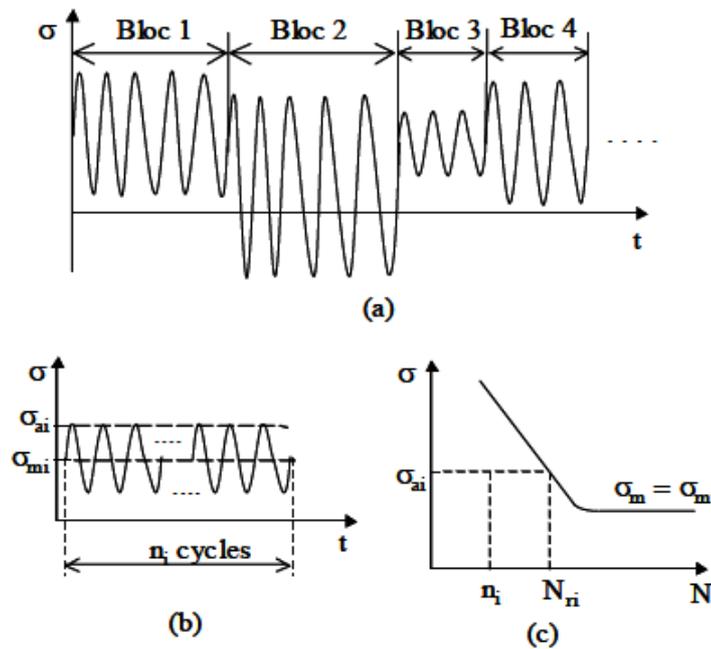


Fig. II.3. Description d'un type de chargement.

- (a) séquence composée de plusieurs blocs de sollicitations,
- (b) nombre de cycles n_i du $i^{\text{ème}}$ bloc,
- (c) courbe S-N (amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles).

La ruine du matériau se produit quand la somme D vaut l'unité. Il s'ensuit l'expression suivante de la fraction de vie résiduelle r_p au niveau p , après application de $p-1$ blocs de cycles de contrainte :

$$r_p = \frac{n_p}{N_{rp}} = 1 - \sum_{i=1}^{p-1} r_i \tag{II.3}$$

n_p et N_{rp} sont respectivement le nombre de cycles appliqués au niveau p et le nombre de cycles à la ruine par fatigue du matériau sous ce type de chargement.

L'application de l'équation (II.3) au cas d'un chargement à deux niveaux de contrainte donne :

$$r_2 = 1 - r_1 \quad (\text{II.4})$$

r_1 et r_2 sont les fractions de vie aux niveaux 1 et 2 respectivement.

La représentation graphique de la loi de Miner, dans le repère des fractions de vie (r_1, r_2), est une droite diagonale (dite droite de Miner) indépendante du niveau de la sollicitation (Figure II.4).

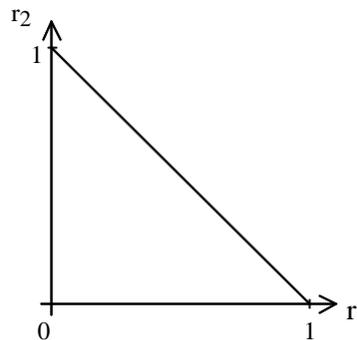


Fig. II.4. Courbe des fractions de vie de la loi de Miner (chargement à deux niveaux).

- **Avantages et inconvénients**

- a) **Avantages**

- La loi de Miner est simple d'application. Elle reste de ce fait la loi la plus utilisée.
 - Cette loi n'a aucun paramètre particulier à déterminer : elle nécessite simplement la connaissance de la courbe S-N du matériau

- b) **Inconvénients**

- La loi de Miner ne prend pas en compte la fraction de vie atteinte (c'est à dire le niveau d'endommagement du matériau) pour la description du dommage engendré par un cycle.
 - Elle ne tient pas compte de l'ordre d'apparition des cycles (histoire du chargement). Elle ne décrit donc aucun effet de séquence.
 - Elle ne prend pas en compte l'effet endommageant des cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance du matériau (petits cycles) même si ceux-ci sont appliqués après que l'endommagement du matériau soit initié (par un ou plusieurs cycles d'amplitude supérieure à la limite d'endurance).

II.3.2. Loi d'Ellyin et al. (Lois d'un modèle basé sur l'énergie de déformation)

- **Description de la loi**

Golos et Ellyin estiment que la méthode classique de dimensionnement en fatigue des composants mécaniques basée sur l'utilisation des courbes S-N ne permet pas de décrire convenablement le processus d'endommagement des matériaux. La raison évoquée est liée au fait que, pour des zones fortement déformées, l'amplitude de contrainte utilisée comme donnée d'entrée dans les calculs est une contrainte élastique fictive du fait des déformations plastiques rencontrées localement.

Une approche plus réaliste aux yeux des auteurs consiste à relier l'énergie de déformation totale par cycle à la durée de vie totale du matériau, l'endommagement du matériau par fatigue, en particulier pour les faibles durées de vie, étant causé par la déformation plastique cyclique. Aussi la courbe S-N est-elle transformée en une relation qui lie l'énergie de déformation totale au nombre de cycles à rupture N_r (courbe de vie) :

$$\Delta W_t = k N_r^\alpha \quad \text{pour } N_r < N_D \text{ (zone d'endurance limitée).}$$

$$\Delta W_t = \Delta W_D \quad \text{pour } N_r > N_D \text{ (zone d'endurance illimitée).}$$

k , α , ΔW_D et N_D sont des constantes du matériau. ΔW_D est l'énergie de déformation en traction du matériau correspondant à une sollicitation qui n'occasionne pas de dommage perceptible et qui correspond en fait à la limite de fatigue du matériau. La Figure II.5 présente cette courbe de vie.

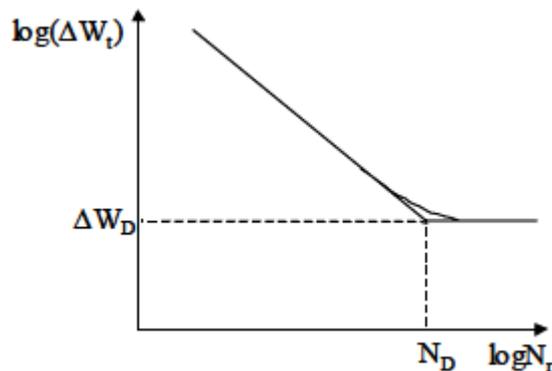


Fig. II.5. Définition de la courbe de vie du matériau.

- **Avantages et inconvénients**

- a) **Avantages**

- La loi d'Ellyin et al. prend en compte l'histoire du chargement, mais seulement pour des niveaux de contraintes supérieurs à celui de la limite d'endurance du matériau.
- La contrainte moyenne, ainsi que la nature de la sollicitation, peuvent être prises en compte au travers de la limite d'endurance.

- La loi peut s'appliquer à des chargements par blocs de plusieurs types de sollicitations condition de vérifier que des cycles de contraintes de natures différentes et conduisant à une durée de vie identique génèrent une densité d'énergie de déformation totale identique.

b) Inconvénients

- La loi proposée considère que les chargements dont le niveau est inférieur à la limite d'endurance du matériau ne sont pas endommageants.
- La détermination de la limite d'endurance réduite, de par sa procédure et la dispersion habituelle des résultats d'essais de fatigue, ne semble pas aisée à mettre en œuvre.

II.3.3. Loi bilinéaire d'endommagement de Grover (Lois d'un modèle de propagation de fissure)**• Description de la loi**

La proposition de loi d'endommagement faite par Grover en 1960 a eu pour origine entre autres le fait que la loi de Miner traduisait mal la réalité du comportement réel en fatigue des matériaux dans certains cas de chargement.

Grover souligne également les limitations d'autres formulations de loi de cumul, plus complexes, qui ont pour inconvénient l'absence de référence à un mécanisme physique clairement identifié, ou un calage nécessitant beaucoup trop de données expérimentales pour être appliquées concrètement, ou encore une méthodologie de calcul lourde et fastidieuse.

Grover propose une méthode de calcul et de cumul du dommage basée sur deux aspects de l'endommagement par fatigue : la phase d'amorçage d'une fissure macroscopique, puis la phase de propagation jusqu'à la rupture. Chacune des deux phases comprend un nombre de cycles propres notés respectivement N_I et N_{II} . La durée de vie du matériau à la rupture s'exprime donc suivant : $N_r = N_I + N_{II}$.

Le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure macroscopique (fin de la phase I) est exprimé en fonction du nombre total de cycles à rupture suivant : $N_I = \alpha N_r$.

Où α est un coefficient compris entre 0 et 1, et qui présente en général la particularité de diminuer lorsque le niveau de contrainte augmente.

Les données matériau servant au calcul et au cumul du dommage sont donc constituées en fait de deux courbes S-N, l'une à l'amorçage, l'autre à la rupture (Figure II.6).

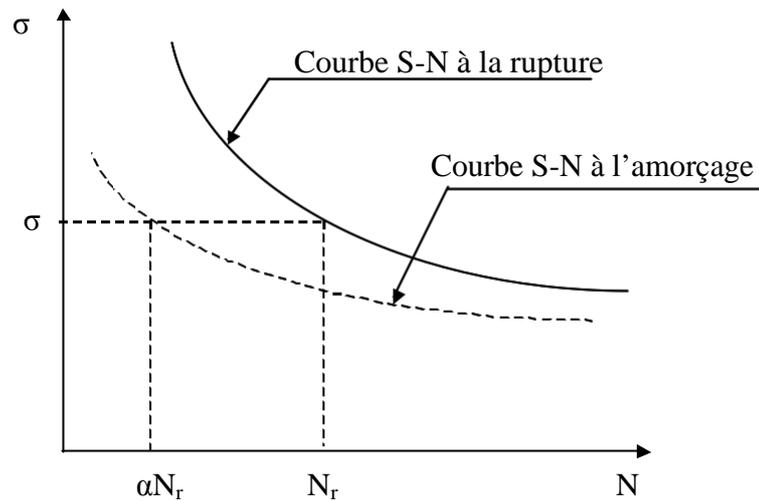


Fig. II.6. Courbes S-N servant au calcul du dommage, selon la loi de Grover.

- **Avantages et inconvénients**

- a) **Avantage**

- La loi de Grover est simple d'exploitation,

- b) **Inconvénients**

- La loi de Grover ne prend pas en compte l'influence en fatigue des cycles de contraintes de niveau inférieur à celui de la limite d'endurance.
- La détermination du coefficient α , qui dépend du niveau de contrainte considéré, n'est pas aisée à réaliser. La difficulté réside en fait dans le choix du critère de détection de l'amorçage.
- La prise en compte de chargements complexes requiert la connaissance des deux courbes S-N (amorçage et propagation) sous ces chargements, ce qui, sauf exception, n'est pas envisageable dans le cas le plus général.

II.3.4. Loi bilinéaire d'endommagement de Manson et al. (Lois d'un modèle de propagation de fissure)

- **Description de la loi**

Le formalisme de la loi d'endommagement proposée par Manson et al. est basé sur la prise en compte de deux phases dans le processus d'endommagement. La première est une phase d'amorçage de fissure (phase I), la seconde une phase de propagation de fissure (phase II). Chacune des deux phases comprend sa propre fonction de dommage linéaire. En cela, la loi de Manson conserve le concept de la loi de Grover, la distinction entre les deux phases se voulant simplement plus rationnelle et plus clairement explicite.

L'objectif principal de la loi proposée est de corriger l'insuffisance de la loi de Miner vis à vis de l'effet de l'ordre d'apparition des cycles (effet de séquence).

Les hypothèses retenues par Manson pour l'élaboration de la loi sont les suivantes :

Hyp.1 : La durée $(\Delta N)_{ri}$ de la période de propagation de fissure jusqu'à rupture s'exprime en fonction de la durée de vie totale N_{ri} (nombre total de cycles, pour la phase d'amorçage et de propagation, sous le niveau σ_i de contrainte ou ϵ_i de déformation) selon :

$$\left. \begin{array}{l} \text{si } N_{ri} > 730 \text{ cycles} \\ \text{si } N_{ri} < 730 \text{ cycles} \end{array} \right\} \begin{array}{l} (\Delta N)_{ri} = pN_{ri}^b \\ (\Delta N)_{ri} = N_{ri} \end{array} \quad (\text{II.5})$$

où b et p , ainsi que le seuil de 730 cycles, sont des constantes de la loi propres au matériau. Les valeurs expérimentales de ces constantes, pour les catégories d'acier utilisées par les auteurs, sont : $b = 0,6$ et $p = 14$.

Hyp.2 : Le nombre de cycles à l'amorçage N_{0i} est donc :

$$N_{0i} = N_{ri} - (\Delta N)_{ri} \quad (\text{II.6})$$

Dans le cas d'une durée de vie totale très courte (et inférieure à 730 cycles), la phase d'amorçage est négligée. L'apparition d'une fissure est supposée immédiate dès le premier cycle : $N_{0i} \approx 0$. En particulier pour une séquence d'amplitude variable, la fissure est considérée comme amorcée dès lors qu'un cycle pour lequel la durée de vie du matériau est inférieure à 730 cycles est rencontrée.

Hyp.3 : Les expressions de la fonction de cumul de dommage de la loi bilinéaire de Manson distinguent les phases d'amorçage et de propagation :

- Pour la phase I : $D_I = \sum (n_i / N_{0i}) = 1$ à l'amorçage d'une fissure, dans le cas où $N_{ri} > 730$ cycles.

- Pour la phase II : $D_{II} = \sum (n_i / (\Delta N)_{ri}) = 1$ à la rupture.

• Avantages et inconvénients

a) Avantages

- La loi de Manson est simple du point de vue de sa mise en application.
- Elle prend en compte l'effet de séquence, c'est à dire l'histoire du chargement.
- Elle peut s'appliquer à tout type de chargement a priori à condition de connaître les

courbes S-N caractéristiques du comportement en fatigue du matériau $(\Delta N)_{ri} = f(N_{ri})$ et $N_{ri} = g(\sigma_i)$.

b) Inconvénients

- L'effet en fatigue des cycles de contrainte d'amplitude inférieure à la limite d'endurance n'est pas pris en compte.

- La détermination précise de la frontière entre l'amorçage et la propagation de fissure est un peu le talon d'Achille de la caractérisation expérimentale nécessaire en fatigue. L'auteur reconnaît par ailleurs que la distinction optimale à prendre en considération entre les deux phases ne coïncide pas forcément avec l'amorçage effectif d'une fissure.

II.3.5. Loi bilinéaire d'endommagement de Miller et al. (Lois d'un modèle de propagation de fissure)

- **Description de la loi**

La loi d'endommagement proposée par Miller est basée exclusivement sur la propagation des fissures. L'endommagement par fatigue s'exprime par l'accroissement de la longueur de fissure. Trois types de régimes de propagation de fissure sont distingués, dont les deux premiers concernent ce qu'il est convenu d'appeler les petites fissures.

- Le régime microstructural de propagation des petites fissures

L'hypothèse de l'auteur est qu'il y a toujours des défauts au sein du matériau qui peuvent être assimilés à des petites fissures. La première phase de propagation de ces microfissures dépend des barrières dominantes que représente la microstructure, barrières qui sont des obstacles à la propagation des petites fissures. L'espacement d entre ces barrières les plus importantes est un paramètre pris en compte dans la modélisation de la propagation de fissure propre à ce régime :

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta\gamma)^\alpha (d - a) \quad (\text{II.7})$$

Où :

a est la longueur de la petite fissure,

$\Delta\gamma$ est l'étendue du cisaillement appliqué,

A et α sont des constantes caractéristiques du matériau concerné,

La longueur des petites fissures concernées est de l'ordre de la distance d .

- Le régime de propagation physique des petites fissures

Cette phase de propagation (plus précisément la vitesse de propagation) dépend davantage, selon Miller, du niveau de contrainte que de la longueur de fissure. La modélisation de la propagation pour un second régime est régie par :

$$\frac{da}{dN} = B(\Delta\gamma)^\beta a - C \quad (\text{II.8})$$

Où :

B et β sont des constantes du matériau,

C représente le seuil de propagation.

La limite de cette seconde étape de la propagation est liée à la fois au niveau de contrainte, à la longueur de fissure et au facteur d'intensité de contrainte seuil ΔK_{seuil} .

- **Le régime de propagation d'une fissure macroscopique**

Cette troisième étape est habituellement régie par la mécanique linéaire de la rupture (loi de Paris).

L'approche proposée conduit notamment à considérer la limite de fatigue comme une frontière entre la propagation continue et la non propagation des fissures de fatigue, étant entendu (et observé expérimentalement) que des petites fissures sont fréquemment amorcées et se développent au cours de la première phase de propagation mais restent bloquées ensuite grâce aux barrières naturelles de la microstructure.

Les proportions relatives des durées de vie attachées aux trois régimes de propagation sont très dépendantes des niveaux de contraintes appliquées.

• **Avantages et inconvénients**

a) **Avantages**

- La loi de Miller, non linéaire, peut rendre compte des effets de séquence.
- Elle s'applique et prend en compte les cycles de contrainte dont les niveaux sont inférieurs à la limite de fatigue du matériau.

b) **Inconvénients**

Le calage des modèles de propagation de fissure proposés ne semble pas aisé a priori, car les résultats d'essais dépendent de la microstructure qui n'a pas un caractère déterministe en général et suppose des moyens d'observation poussés pour distinguer les différentes phases considérées.

II.3.6. Loi de Henry

(Lois d'un modèle de variation de la limite d'endurance)

• **Description de la loi**

À la différence des autres lois d'endommagement en fatigue, la loi de Henry lie l'évolution du dommage du matériau à la variation de sa limite d'endurance : le dommage par fatigue est ainsi directement relié à une caractéristique de fatigue du matériau.

• **Avantages et inconvénients**

a) **Avantages**

- La loi de Henry exprime le caractère non linéaire de l'évolution du dommage du matériau.
- L'application de cette loi est simple car il n'y a pas de paramètre particulier à déterminer.
- Cette loi prend en compte la nature de la sollicitation par l'intermédiaire de la limite d'endurance du matériau vierge et est valable pour des chargements par blocs avec des

niveaux de sollicitations différents. Ces chargements peuvent être symétriques ou dissymétriques.

- Sur le plan physique de l'endommagement par fatigue, la loi de Henry est plus réaliste car elle considère comme variable la limite d'endurance qui est une grandeur mesurable.

b) Inconvénients

La loi de Henry ne s'applique pas aux chargements comportant des contraintes de niveau inférieur à celui de la limite d'endurance du matériau.

II.3.7. Loi de Gatts

(Lois d'un modèle de variation de la limite d'endurance)

• Description de la loi

Gatts propose en 1961 une fonction de dommage en fatigue basée sur la variation de la limite de fatigue d'un matériau soumis à des chargements d'amplitude constante

• Avantages et inconvénients**a) Avantages**

La loi de Gatts tient compte de la nature de la sollicitation et de l'effet de la contrainte moyenne grâce à la limite d'endurance du matériau.

Elle prend en compte les effets de séquence.

b) Inconvénients

Cette loi ne s'applique pas aux chargements de niveau inférieur ou égal à la limite d'endurance : les effets sur les durées de vie des cycles de faible amplitude sont donc ignorés.

II.3.8. Loi de Freudenthal-Heller (Lois d'un modèle de courbe d'endommagement)**• Description de la loi**

À partir d'essais de simulation des conditions réelles d'utilisation des pièces sous un chargement à plusieurs niveaux de contrainte, Freudenthal et Heller ont développé une théorie qui permet de prendre en compte les effets d'interactions entre les blocs de sollicitations.

• Avantages et inconvénients**a) Avantages**

- La loi de Freudenthal et Heuler donne une expression simple de la courbe S-N.
- Cette loi prend en compte l'histoire du chargement.

b) Inconvénients

- Le calcul de durée de vie nécessite des essais d'endurance à plusieurs niveaux de contrainte, ce qui complique la tâche des utilisateurs de cette loi.
- L'effet des cycles de petite amplitude n'est pas pris en compte.
- La loi ne s'applique pas à tout type de chargement.

II.3.9. Loi d'endommagement contenu de Lemaitre et Chaboche [18]

• **Description de la loi**

Les théories de l'endommagement continu ont été élaborées par Rabotnov et Kachanov pour expliquer le processus de détérioration continue du matériau soumis à un essai de fluage. Le succès de cette modélisation de l'endommagement par fluage a suscité son extension à l'endommagement par fatigue.

Chaboche a proposé en 1974 le premier modèle. Depuis lors, de nombreuses tentatives d'amélioration ont été développées.

Les hypothèses fondamentales de cette loi sont :

Hyp. 1 : les sollicitations sont supposées périodiques.

Hyp. 2 : pour des essais de fatigue à amplitude de contrainte constante dans le domaine des faibles nombres de cycles à rupture (moins de 10^4 cycles), il existe une loi cyclique liant les paramètres mécaniques au cycle stabilisé de la forme $\Delta\varepsilon_p = f(\Delta\sigma)$. Cette relation est applicable quand la fréquence de la sollicitation est suffisamment élevée pour éliminer les effets de viscosité.

Hyp. 3 : la loi cyclique reste valable durant tout l'essai, à condition de remplacer l'amplitude de la contrainte nominale par une amplitude effective $\Delta\sigma_{eff} = \frac{\Delta\sigma}{1-D}$.

Hyp. 4 : les paramètres de chargement dont dépend l'état d'endommagement du matériau sont la contrainte maximale σ_{max} et la contrainte moyenne σ_m de chaque cycle. D'autres paramètres tels que la fréquence de la sollicitation, la température et un paramètre décrivant l'histoire du chargement sont supposés constants et connus. Ces derniers définissent les conditions initiales et finales du problème.

Hyp.5 : l'amorçage et la propagation des microfissures se manifestent par une évolution continue du dommage, traduite par l'équation différentielle de la variable de dommage D qui vaut zéro à l'état initial (matériau vierge) et 1 à la rupture (quand une fissure macroscopique est amorcée) :

$$dD = D^{\alpha(\sigma_{max}, \sigma_m)} \left(\frac{\sigma_{max} - \sigma_m}{M(\sigma_m)} \right)^\beta dn$$

(II.9)

Où β est un coefficient positive,

α est une fonction définie par :

$$\alpha = 1 - a \left\langle \frac{\sigma_{\max} - \sigma_D(\sigma_m)}{R_u - \sigma_{\max}} \right\rangle. \text{ La notation } \langle X \rangle \text{ signifie :}$$

$\langle X \rangle = 0$ si $X \leq 0$ et $\langle X \rangle = X$ si $X > 0$, finalement $0 \leq \alpha \leq 1$.

σ_D est la limite d'endurance courante du matériau,

M est un coefficient dépendant de la contrainte moyenne $M(\sigma_m) = M_0 (1 - b\sigma_m)$,

Avec $M_0 = B [a (\beta + 1)]^{1/\beta}$,

a , et B sont des constantes du matériau dépendant de la température,

b est un coefficient matériau qu'on peut déterminer à partir de la pente du diagramme de Haigh en traction, modélisé par : $\sigma_D = \sigma_m + \sigma_{D0} (1 - b\sigma_m)$ (ou $b = 1/R_u$).

L'intégration de l'équation (II.9), pour σ_{\max} et σ_m constantes, donne l'expression suivante de la durée de vie en fatigue :

$$N_r = \frac{1}{1 - \alpha} \left(\frac{\sigma_{\max} - \sigma_m}{M(\sigma_m)} \right)^\beta \quad (\text{II.10})$$

Dans le cas d'une sollicitation à deux niveaux de contraintes, la fraction de vie au second niveau est donné par :

$$\frac{n_2}{N_{r2}} = 1 - \left(\frac{n_1}{N_{r1}} \right)^p \quad (\text{II.11})$$

$$\text{Avec } p = \frac{1 - \alpha_2}{1 - \alpha_1} = \frac{1 - \alpha(\sigma_{\max 2}, \sigma_{m2})}{1 - \alpha(\sigma_{\max 1}, \sigma_{m1})}$$

Afin de prendre en compte les interactions des différents types d'endommagement, les auteurs ont remplacé la variable D par la fraction $1 - (1 - D)^{\beta+1}$ dans l'équation (II.9) et obtiennent :

$$dD = \left[1 - (1 - D)^{\beta+1} \right]^{\alpha(\sigma_{\max}, \sigma_m)} \left(\frac{\sigma_{\max} - \sigma_m}{M(\sigma_m)(1 - D)} \right)^\beta dn \quad (\text{II.12})$$

L'expression de la durée de vie en fatigue à la rupture devient :

$$N_r = \frac{1}{(\beta+1)(1-\alpha)(\sigma_{\max}, \sigma_m)} \left(\frac{\sigma_{\max} - \sigma_m}{M(\sigma_m)} \right)^{-\beta} \quad (\text{II.13})$$

Finalement l'évaluation du dommage est établie par :

$$D = 1 - \left[1 - \left(\frac{n}{N_r} \right)^{\frac{1}{1-\alpha}} \right]^{\frac{1}{\beta+1}} \quad (\text{II.14})$$

Pour des essais à deux niveaux de contraintes, la fraction de vie n_2 restant au second niveau peut être calculée en tenant compte des situations suivantes :

1^{er} cas : $\sigma_2 > \sigma_D$ ($\alpha < 1$) :

$$\frac{n_2}{N_{r2}} = 1 - \left(\frac{n_1}{N_{r1}} \right)^\eta \quad (\text{II.15})$$

$$\text{Avec } \eta = \frac{1-\alpha_2}{1-\alpha_1} = \left(\frac{\sigma_{2\max} - \sigma_D(\sigma_{m2})}{\sigma_{1\max} - \sigma_D(\sigma_{m1})} \right) \left(\frac{R_u - \sigma_{1\max}}{R_u - \sigma_{2\max}} \right) = \frac{N_{r1}}{N_{r2}} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_2} \right)^\beta$$

Où σ_1 et σ_2 sont les amplitudes des cycles de contrainte aux niveaux correspondants.

1^{er} cas : $\sigma_2 \leq \sigma_D$ ($\alpha = 1$) :

Ce cas de situation inclut les sollicitations de niveau inférieur à la limite de fatigue.

L'équation (II.9), en terme de contrainte sous le second niveau, s'écrit :

$$\frac{(1-D)^\beta}{1-(1-D)^{\beta+1}} dD = \left(\frac{\sigma_{\max 2} - \sigma_{m2}}{M(\sigma_{m2})} \right)^\beta dn \quad (\text{II.16})$$

Le nombre n_2 de cycles est issu de l'intégration de l'équation (II.16) :

$$n_2 = -N_{r2} \left(\frac{\sigma_{\max 1} - \sigma_{m1}}{\sigma_{\max 2} - \sigma_{m2}} \right)^\beta \ln \left(\frac{n_1}{N_{r1}} \right) \quad (\text{II.17})$$

Ces dernières années [17], des tentatives d'améliorations de la Loi de Lemaitre et Chaboche ont été développées :

- Pour une succession de blocs de sollicitations de niveau σ_i , de durée n_i et de nombre de cycles à rupture N_{ri} .
- Extension aux cas de sollicitations multiaxiales.
- **Avantages et inconvénients**

a) Avantages

- La loi de Lemaitre et Chaboche prend en compte l'histoire du chargement.
- Elle prend en compte également l'effet de la contrainte moyenne pour tout rapport de contrainte.
- Elle décrit la non linéarité du cumul de dommage.
- Dès que le dommage initié, l'effet des cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance est pris en compte.
- La loi est applicable aux sollicitations multiaxiales et aux chargements constitués de sollicitations successives de natures différentes.

b) Inconvénient

La loi de Lemaitre et Chaboche comporte un certain nombre de paramètres à déterminer. Cependant on n'a pas besoin de connaître tous ces paramètres pour son application.

Synthèse

L'étude que nous venons de faire des lois d'endommagement en fatigue de la bibliographie nous a permis de mesurer l'applicabilité de ces lois pour prévoir la durée de vie en fatigue d'un matériau. Chaque loi nécessite en général deux sources d'information : la connaissance des paramètres constants et la connaissance des limites d'application de la loi.

1. Paramètres constants des lois

Ces paramètres regroupent les caractéristiques mécaniques aussi bien monotones que cycliques et les constantes propres à chaque loi. Nous les avons rassemblés dans le Tableau (II.1).

Tableau II.1. Récapitulatif des paramètres nécessaires à l'utilisation des lois d'endommagement pour la prévision des durées de vie en fatigue.

Lois	Caractéristiques monotones	Caractéristiques de fatigue	Paramètres particuliers nécessaires à l'application de la loi
Miner		Courbe S-N	
Ellyin et al.		Courbe S-N	Limite d'endurance apparente : N^*

Grover		Courbe S-N	Proportion de cycles à rupture appliqués : α
Manson et al.		Courbe S-N	Constantes : p et b
Miller et al		Courbe S-N	Longueur initiale, critique et à l'amorçage de fissure : L_0, L_r, L_I
Henry		Courbe S-N Limite d'endurance σ_{D0}	
Gatts		Courbe S-N Limite d'endurance σ_{D0}	
Bui-Quoc et al.	Résistance maximale en traction (R_m)	Courbe S-N Limite d'endurance σ_{D0}	constante : m
Freudenthal-Heller		Courbe S-N	
Subramanyan		Courbe S-N Limite d'endurance σ_{D0}	
Lemaître et Chaboche	Résistance maximale en traction (R_m)	Courbe S-N Limite d'endurance σ_{D0}	Constantes : $\alpha, \beta aM_0^{-\beta}$

2. Domaine d'application des lois

Les configurations des chargements pour lesquelles ces lois sont a priori applicables sont cochées dans le Tableau II.2.

Tableau II.2. Limites d'application des lois.

Lois	Evolution Non linéaire d'endommagement	Histoire du chargement	Contrainte moyenne	1 seul type de sollicitat. simple		1 seul type de sollicitat. composée		Mixité de plusieurs sollicitat.	
				Tous les blocs i	Certains blocs i	Tous les blocs i	Certains blocs i	Tous les blocs i	Certains blocs i
Miner				X	X	X	X	X	X
Ellyin et al.	X	X	X	X	X	X	X		
Grover	X	X		X		X			
Manson et al.	X	X		X	X	X	X	X	X
Miller et al	X	X		X	X	X	X		
Henry	X	X	X	X		X		X	
Gatts	X	X	X	X		X			
Bui-Quoc et al.	X	X	X	X		X		X	
Freudenthal-Heller	X	X	X	X		X			
Subramanyan	X	X	X	X		X			
Lemaître et Chaboche	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Le Tableau II.2 indique que, parmi les lois d'endommagement en fatigue, seules les lois de Miner, de Manson et de Lemaître et Chaboche sont applicables aux sollicitations quelconques d'amplitude variable par blocs, quel que soit le niveau des amplitudes des cycles de contraintes.

Ceci nous conduit à tester La loi de Lemaître et Chaboche par un code de calcul, qui nous a été communiqué par le laboratoire du Professeur Lemaître " DAMAGE 90 " et qu'il fera l'objet du chapitre qui suit.

Chapitre III :
Endommagement par fatigue :
Approche numérique

III.1. Introduction

Le terme " Endommagement " recouvre l'ensemble des processus de détérioration progressive que subissent les matériaux sous l'action de sollicitations mécaniques cycliques ou répétées (cas de fatigue) et qui conduisent finalement à la rupture de l'éprouvette ou d'une pièce mécanique en service.

L'analyse des processus d'endommagement étudiés dans ce chapitre, en fatigue oligocyclique, des pièces mécaniques soumises à des chargements variables à faible nombre de cycles, sont décrits suivant deux aspects [19] :

1. L'endommagement superficiel, correspond à une altération plus ou moins importante de la microtopographie superficielle (modification du micro-relief) et qui conduit à la création de micro-fissures en surface (stade I de la fatigue).

Ces micro-fissures se développent en fonctions du nombre de cycles appliqués, conduisent l'éprouvette d'essai à la rupture finale.

2. L'endommagement en volume de la matière, correspond à la modification micro-structurales (création et multiplication de dislocations, arrangements en structures d'écrouissage, évolution des précipités durcissant et apparition de microcavités).

Cet endommagement se traduit à l'échelle macroscopique par la modification de la réponse mécanique du matériau et en particulier par une évolution de la forme des boucles d'hystérésis contrainte-déformation.

Les altérations topographiques des surfaces sont analysées aux microscopies optiques métallographiques dans le cas des différents traitements thermiques considérés, qui montrent le stade d'endommagement superficiel [19].

Une analyse par simulation d'un code de calcul de la loi de Lemaître et Chaboche, qui nous a été communiqué par le laboratoire du Professeur Lemaître été faite pour suivre le processus d'endommagement tout le long des essais de fatigue, qui caractérise l'endommagement en volume.

III.2. Présentation du matériau étudié

L'alliage ayant fait l'objet de notre étude est un alliage d'aluminium à durcissement structural appartenant à la série 7000. Il s'agit de la nuance 7075 (AZ5GU).

Sa composition chimique ainsi que ses caractéristiques mécaniques sont données dans les Tableaux III.1 et III.2.

Tableau III.1. Composition chimique de l'alliage d'aluminium 7075 [19].

%Cu	%Mg	%Mn	%Cr	%Si	%Fe	%Ti	%Zn
1,50	2,62	0,03	0,20	0,11	0,18	0,03	5,83

Tableau III.2. Caractéristiques mécaniques conventionnelles de l'alliage d'aluminium 7075 [19].

Limite d'élasticité (Re) en [MPa]	Résistance à la traction (Rm) en [MPa]	Allongement (A) en (%)
470	540	11

Dans le Tableau III.1 [19], le zinc, le magnésium, le silicium et le cuivre sont à des teneurs importantes, ils constituent les principaux éléments d'addition. Ce sont les éléments durcissants de ces alliages. Une addition de cuivre, à titre d'exemple, augmente la limite d'élasticité et la charge à la rupture, mais diminue les allongements.

Les éléments d'addition secondaire n'ont pas effet direct sur l'élévation des caractéristiques mécaniques. Cependant, ils permettent de mieux contrôler les mécanismes de recristallisation au cours des opérations de corroyage.

Les éléments cuivre et chrome interviennent dans l'amélioration de la résistance à la corrosion.

De même, le chrome, le magnésium et le zirconium ont peu d'influence sur la trempabilité de ces alliages.

Les caractéristiques mécaniques rassemblées dans le Tableau III.2 sont relativement élevées.

Les traitements thermiques considérés, ont pour but, de conférer à l'alliage d'aluminium différents états structuraux, définis dans le Tableau III.3.

Ces traitements thermiques sont de type industriel et permettent de faire varier le niveau de résistance de l'alliage.

Tableau III.3. Définition des traitements thermiques appliqués - cas de l'alliage 7075 [19].

Désignation de l'état	Etapes des traitements thermiques appliqués
Etat mûri ou T4	Mise en solution à $465^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$, pendant 1h30min, puis trempe à l'eau suivie d'une maturation à l'ambiante.
Etat durci ou T6	Mise en solution à $465^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$, maintien de 1h30min, puis trempe à l'eau, maturation à l'ambiante de 20 jours et un simple revenu à $135^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ pendant 12 heures.
Etat sur-revenu ou T73	Mise en solution à $465^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$, maintien de 1h30min, puis trempe à l'eau, maturation à l'ambiante de 20 jours et un double revenu à $108^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ pendant 7 heures et $160^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ pendant 24 heures.

III.3. Résultats et discussions

A. L'analyse de l'endommagement superficiel a été effectuée à l'aide du microscope optique métallographique (Leitz) dans le cas des différents traitements thermiques considérés.

L'état de surface était obtenu par polissage mécanique, suivi d'un polissage électrolytique et finalement d'une attaque chimique [19].



Fig. III.1. Microstructure de l'alliage 7075 à l'état T4, (G = 200).

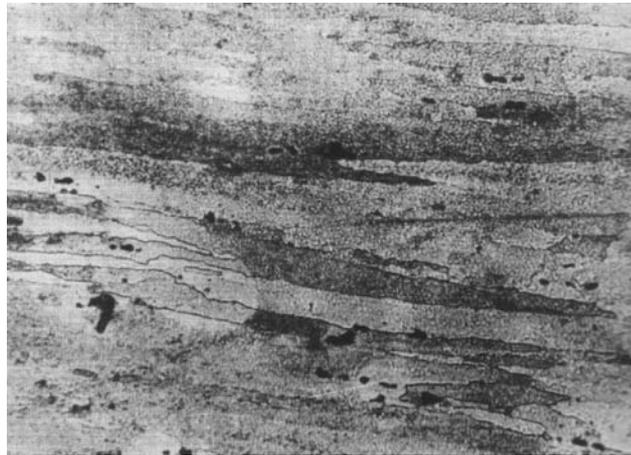


Fig. III.2. Microstructure de l'alliage 7075 à l'état T6, (G = 200).



Fig. III.3. Microstructure de l'alliage 7075 à l'état T73, (G = 200).

Les micrographies des Figures III.1, III.2 et III.3 montrent la microstructure de l'alliage 7075, respectivement dans les trois états T4, T6 et T73. Dans les trois cas de traitements, la

microstructure présente des caractéristiques similaires. Elle correspond à des grains allongés dans la direction de laminage, de forme assez irrégulière et de taille variable.

En outre on observe, des inclusions de dimensions relativement importantes, qui vont évoquer des micro-fissures en surface.

Ces micro-fissures se développent en fonction des cycles appliqués et conduisent finalement à la rupture (Figure III.4).

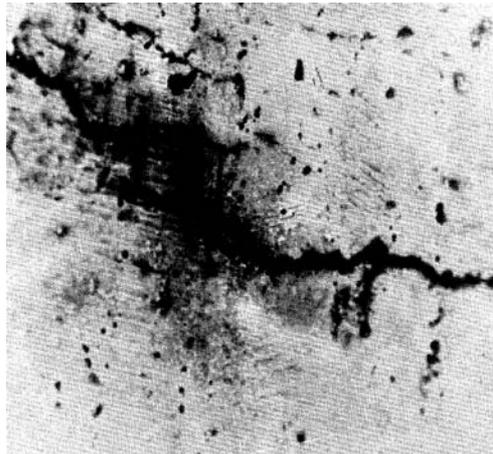


Fig. III.4. Aspect en surface d'une fissure s'étant développée dans une éprouvette ayant subi de 50 cycles de fatigue à déformation totale imposée de 1,6%. Alliage 7075 à l'état T73, ($G = 150$).

B. L'endommagement en volume est caractérisé par la modification des caractéristiques mécaniques (évolution des boucles contraintes – déformations, variation du module de Young et du nombre de cycles à rupture), en utilisant des éprouvettes lors des essais de fatigue.

La réalisation des essais de fatigue permet de donner des indications de la tenue en service des pièces mécaniques en sollicitation.

Le suivi de l'endommagement en volume a été réalisé au moyen d'un code de calcul " Damage 90 ", qui nous a été communiqué par le laboratoire du Professeur Lemaître, afin de suivre le processus d'endommagement tout le long des essais de fatigue oligocyclique.

Le modèle numérique est de type d'endommagement continu de La loi de Lemaître et Chaboche décrit dans le chapitre II et que nous avons transcrit sur Fortran.

Ce dernier est un modèle qui exploite des résultants reliant l'endommagement des différentes caractéristiques mécaniques.

Une modification du code a alors été réalisée en incluant plusieurs lignes pour l'affichage des paramètres caractéristiques du phénomène d'endommagement.

Les résultats ont montré un bon comportement du phénomène d'endommagement en volume.

```

312 FORMAT(5X,A6,21X,'STRAINS',27X,'STRESSES',11X,'DAMAGE',
      9X,'P',6X,'MISES',6X,'DAM.EQ.STRESS')
WRITE(NU1,313)
WRITE(NU2,314)
313 FORMAT(19X,'11',9X,'22',9X,'33',10X,'11',9X,'22',9X,'33',
      8X,'D',18X,'SIG eq',5X,'SIG*')
314 FORMAT(19X,'12',9X,'13',9X,'23',10X,'12',9X,'13',9X,'23',
      11X,'D',23X,'SIG eq',5X,'SIG*')
315 FORMAT(5X,A6,11X,'DAMAGE',12X,'P',8X,'MISES EQ.STRESS'
      ,3X,'DAMAGE EQ.STRESS')

```

```

RETURN
END
C*-----X-----
SUBROUTINE OUTPUT(NU1,NU2,TIME,STRAN,STRS,STATEV,
&NTENS,NSTATV,STRSB,STAR)
C*-----X-----
implicit none
integer nu1, nu2, ntens, nstatv, i
real*8 time, strsb, star
REAL*8 STRAN(NTENS),STRS(NTENS),STATEV(NSTATV)
C
WRITE(NU1,130)TIME,(STRAN(I),I=1,3),(STRS(I),I=1,3),
&STATEV(3),STATEV(2),STRSB,STAR
WRITE(NU2,130)TIME,(STRAN(I),I=4,6),(STRS(I),I=4,6),
&STATEV(3),STATEV(2),STRSB,STAR
WRITE(90,444)TIME,STATEV(3),STATEV(2),STRSB,STAR
130 FORMAT(3X,11(E10.4,' '))
444 FORMAT(3X,5(E10.4,' '))
445 FORMAT(3X,5(E10.4,' ',5X))
RETURN
END

```

Fig. III.5. Quelques modifications apportées au code.

Les données de l'alliage 7075 fissuré à l'état T73 pour le code numérique

Le module de Young = 72000 MPa.

Le coefficient de Poisson $\nu = 0,32$.

La limite de fatigue, $\sigma_f = 303$ MPa.

La limite d'élasticité, $\sigma_y = 306$ MPa.

La contrainte ultime, $\sigma_u = 500$ MPa.

La résistance à l'endommagement, $s = 6$ MPa.

Le seuil d'endommagement, $\varepsilon_{pD} = 10\%$.

L'endommagement critique, $D_{IC} = 0,99$.

La figure qui suit montre les données pour le code.

```

C      WRITE(MS,*)
C      WRITE(MS,*)' *****'
C      WRITE(MS,*)' Give material constants and the strain history'
C      WRITE(MS,*)'
C      WRITE(MS,*)'          *** DAMAGE 90 ***'
C      WRITE(MS,*)'
C      WRITE(MS,*)'Will give you the damage growth up to crack initiation'
C      WRITE(MS,*)' *****'
C      WRITE(MS,*)
C      WRITE(MS,*)'** ELASTICITY . GIVE : '
C      WRITE(MS,*)' YOUNG's modulus : '
C      read(102,*)E0
C      write(ms,*)E0
C      WRITE(MS,*)' POISSON's ratio : '
C      read(102,*)XNU
C      write(ms,*)XNU
C      WRITE(MS,*)'** PERFECT PLASTICITY : plastic threshold SIGs given
C      .with loading .Give : '
C      WRITE(MS,*)' Fatigue limit SIGs : '
C      READ(102,*)SIGF
C      write(ms,*)sigf
C      WRITE(MS,*)' Yield stress SIGy : '
C      read(102,*)SIGY
C      write(ms,*)sigy
C      WRITE(MS,*)' Ultimate stress SIGu : '
C      read(102,*)SIGU
C      write(ms,*)sigu
C      WRITE(MS,*)'** DAMAGE EVOLUTION : dD = (Y/S) dp. Give S'
C      read(102,*)S0
C      write(ms,*)s0
1      FORMAT(A)
C      WRITE(MS,*)'** DAMAGE THRESHOLD : dD=0 if p<pD. Do you know pD?
C      . 'Y' or 'N''
C      read(102,1)ANSPPD
C      write(ms,*)ansppd

```

Fig. III.6. Entrées des caractéristiques du matériau.

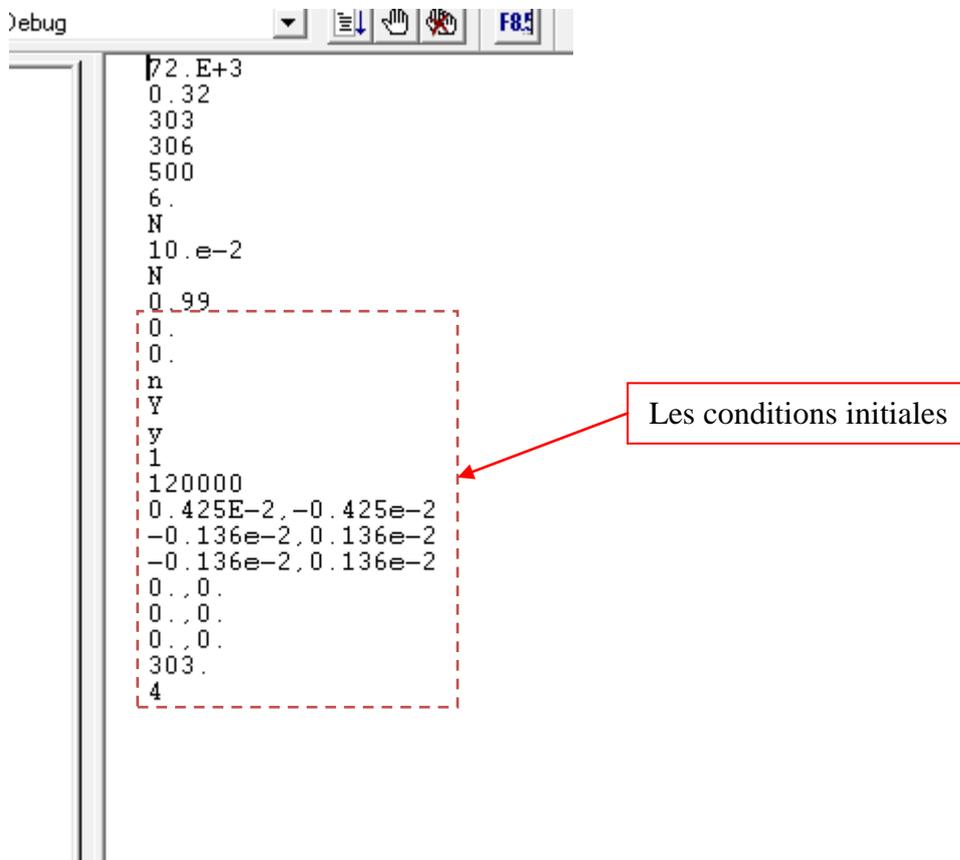


Fig. III.7. Fichier données du matériau.

La figure qui suit représente les paramètres caractéristiques du phénomène d'endommagement par fatigue oligocyclique jusqu'à la rupture, obtenus par le code.

CYCLE	DAMAGE	p	MISES EQ. STRESS	DAMAGE EQ. STRESS
.0000E+00	.0000E+00	.0000E+00	.0000E+00	.0000E+00
.2500E+00	.0000E+00	.3667E-04	.3030E+03	.3034E+03
.5000E+00	.0000E+00	.3667E-04	.3000E+01	.2814E+01
.7500E+00	.0000E+00	.1100E-03	.3030E+03	.3034E+03
.1000E+01	.0000E+00	.1100E-03	.3000E+01	.2814E+01
.1250E+01	.0000E+00	.1833E-03	.3030E+03	.3034E+03
.1500E+01	.0000E+00	.1833E-03	.3000E+01	.2814E+01
.1750E+01	.0000E+00	.2567E-03	.3030E+03	.3034E+03
.2000E+01	.0000E+00	.2567E-03	.3000E+01	.2814E+01
.9293E+03	.0000E+00	.1363E+00	.3030E+03	.3034E+03
.9295E+03	.0000E+00	.1363E+00	.3000E+01	.2814E+01
.9298E+03	.0000E+00	.1364E+00	.3030E+03	.3034E+03
.9300E+03	.0000E+00	.1364E+00	.3000E+01	.2814E+01
.1857E+04	.0000E+00	.2724E+00	.3030E+03	.3034E+03
.1858E+04	.0000E+00	.2724E+00	.3000E+01	.2814E+01
.1858E+04	.0000E+00	.2725E+00	.3030E+03	.3034E+03
.1858E+04	.0000E+00	.2725E+00	.3000E+01	.2814E+01
.2785E+04	.0000E+00	.4085E+00	.3030E+03	.3034E+03
.2786E+04	.0000E+00	.4085E+00	.3000E+01	.2814E+01
.2786E+04	.0000E+00	.4086E+00	.3030E+03	.3034E+03
.2786E+04	.0000E+00	.4086E+00	.3000E+01	.2814E+01
.3713E+04	.0000E+00	.5446E+00	.3030E+03	.3034E+03
.3714E+04	.0000E+00	.5446E+00	.3000E+01	.2814E+01
.3714E+04	.0000E+00	.5447E+00	.3030E+03	.3034E+03
.3714E+04	.0000E+00	.5447E+00	.3000E+01	.2814E+01
.4641E+04	.0000E+00	.6807E+00	.3030E+03	.3034E+03
.4642E+04	.0000E+00	.6807E+00	.3000E+01	.2814E+01
.4642E+04	.0000E+00	.6808E+00	.3030E+03	.3034E+03
.4642E+04	.0000E+00	.6808E+00	.3000E+01	.2814E+01
.5569E+04	.0000E+00	.8168E+00	.3030E+03	.3034E+03
.5570E+04	.0000E+00	.8168E+00	.3000E+01	.2814E+01
.5570E+04	.0000E+00	.8169E+00	.3030E+03	.3034E+03
.5570E+04	.0000E+00	.8169E+00	.3000E+01	.2814E+01
.6497E+04	.0000E+00	.9529E+00	.3030E+03	.3034E+03
.6498E+04	.0000E+00	.9529E+00	.3000E+01	.2814E+01
.6498E+04	.0000E+00	.9530E+00	.3030E+03	.3034E+03
.1068E+06	.9568E+00	.1566E+02	.1308E+02	.1310E+02
.1068E+06	.9568E+00	.1566E+02	.1295E+00	.1215E+00
.1068E+06	.9568E+00	.1566E+02	.1308E+02	.1310E+02
.1068E+06	.9568E+00	.1566E+02	.1295E+00	.1215E+00
.1068E+06	.9568E+00	.1566E+02	.1308E+02	.1310E+02
.1068E+06	.9568E+00	.1566E+02	.1295E+00	.1215E+00
.1068E+06	.9568E+00	.1566E+02	.1308E+02	.1309E+02
.1068E+06	.9568E+00	.1566E+02	.1295E+00	.1215E+00
.1077E+06	.9713E+00	.1580E+02	.8691E+01	.8701E+01
.1077E+06	.9713E+00	.1580E+02	.8605E-01	.8072E-01
.1077E+06	.9713E+00	.1580E+02	.8691E+01	.8701E+01
.1077E+06	.9713E+00	.1580E+02	.8605E-01	.8072E-01
.1077E+06	.9713E+00	.1580E+02	.8688E+01	.8699E+01
.1077E+06	.9713E+00	.1580E+02	.8602E-01	.8070E-01
.1077E+06	.9713E+00	.1580E+02	.8686E+01	.8696E+01
.1077E+06	.9713E+00	.1580E+02	.8600E-01	.8067E-01
.1086E+06	.9858E+00	.1593E+02	.4298E+01	.4303E+01
.1086E+06	.9858E+00	.1593E+02	.4255E-01	.3992E-01
.1086E+06	.9858E+00	.1593E+02	.4298E+01	.4303E+01
.1086E+06	.9858E+00	.1593E+02	.4255E-01	.3992E-01
.1086E+06	.9858E+00	.1593E+02	.4296E+01	.4301E+01
.1086E+06	.9858E+00	.1593E+02	.4253E-01	.3990E-01
.1086E+06	.9858E+00	.1593E+02	.4293E+01	.4298E+01
.1086E+06	.9858E+00	.1593E+02	.4251E-01	.3987E-01
.1096E+06	.1000E+01	.1607E+02	-.9480E-01	-.9492E-01

D = 1 (la rupture)

Fig. III.8. Résultats obtenus par le code.

L'analyse de l'endommagement en volume est illustrée par les figures qui suivent, importées directement du code et commentées ci-dessous :

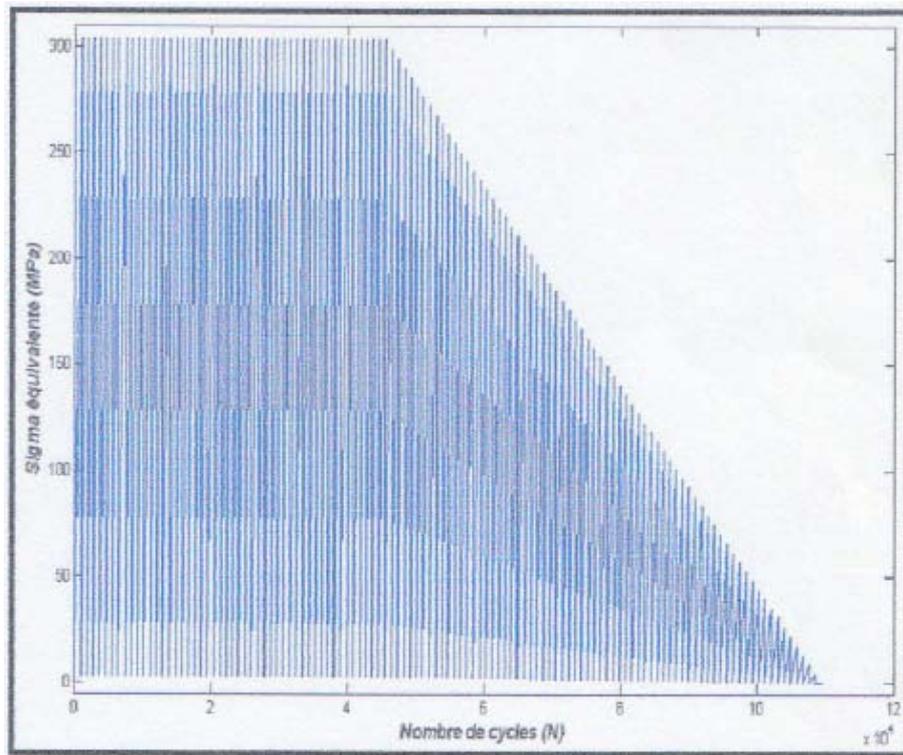


Fig. III.9. Augmentation de la contrainte en fonction du nombre de cycles (N) avec $N = 12 \cdot 10^4$.

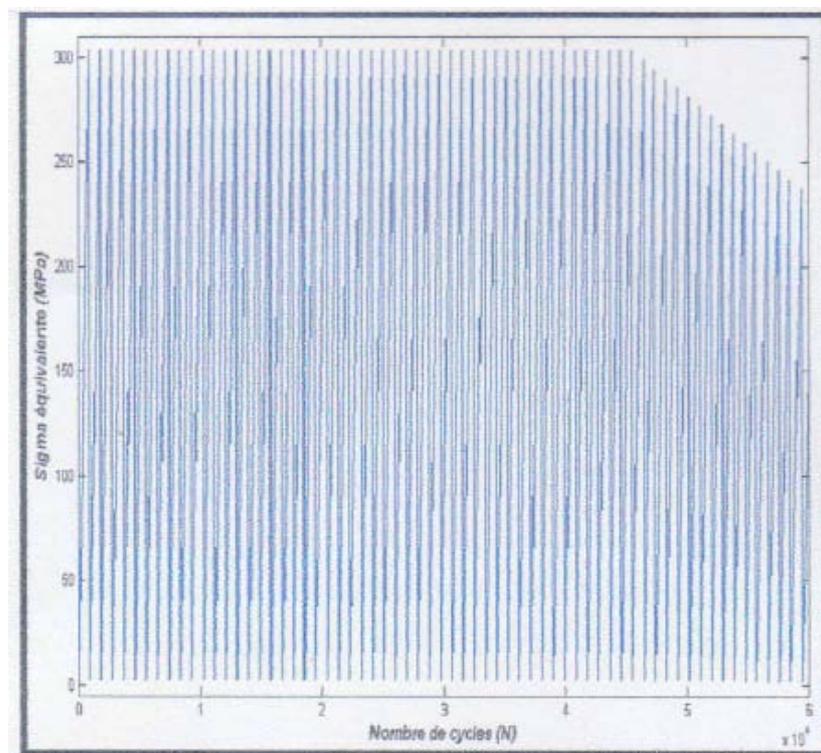


Fig. III.10. Augmentation de la contrainte en fonction du nombre de cycles (N) avec $N = 6 \cdot 10^4$.

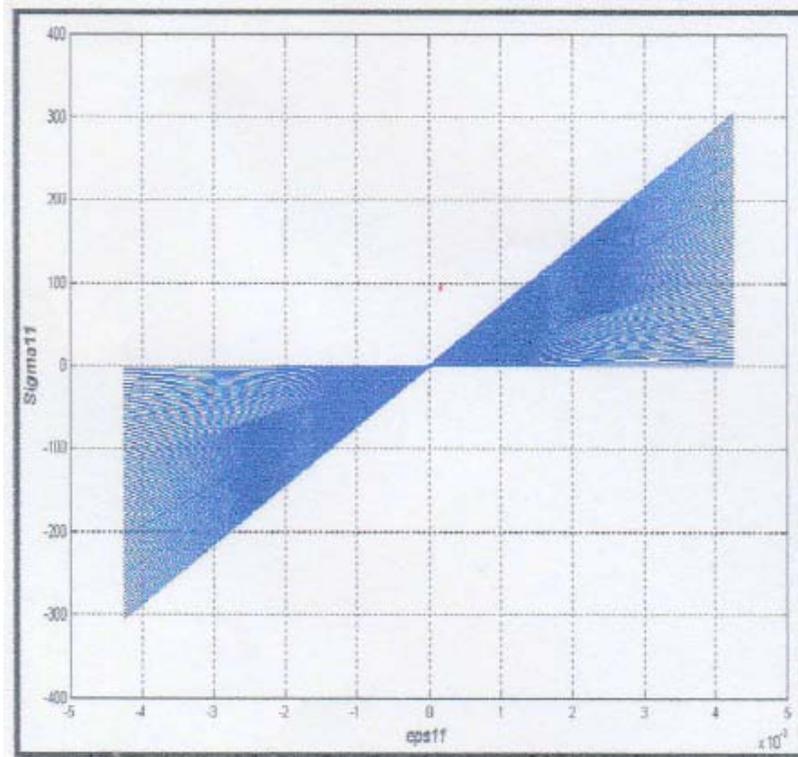


Fig. III.11. Allure des cycles contrainte – déformation à l’approche de la rupture finale.

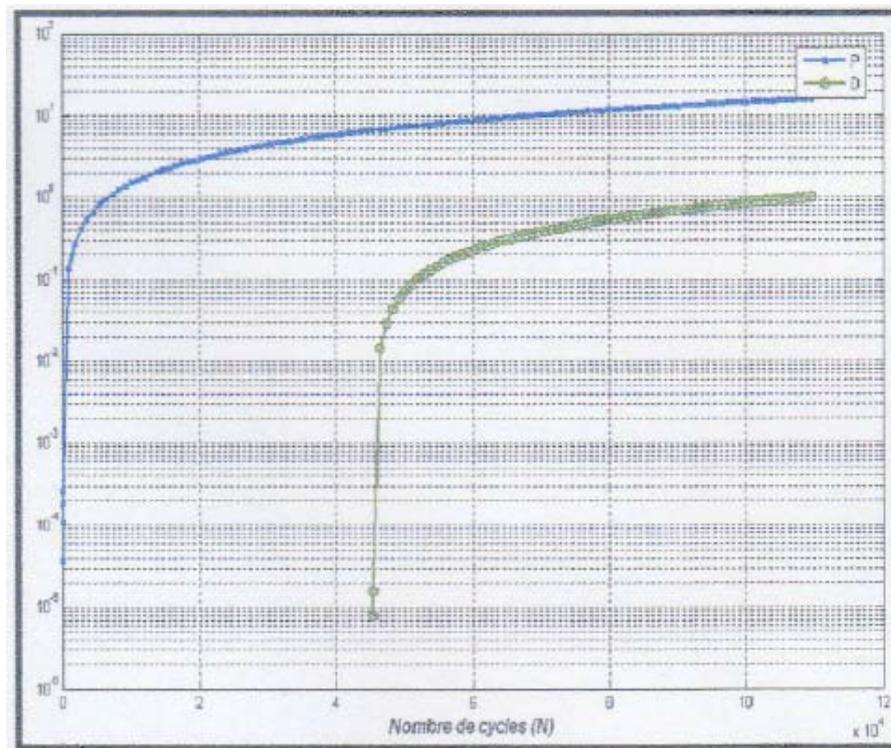


Fig. III.12. Evolution de l’endommagement par fatigue D et le seuil d’élasticité P en fonction du nombre de cycles appliqués (échelle logarithmique).

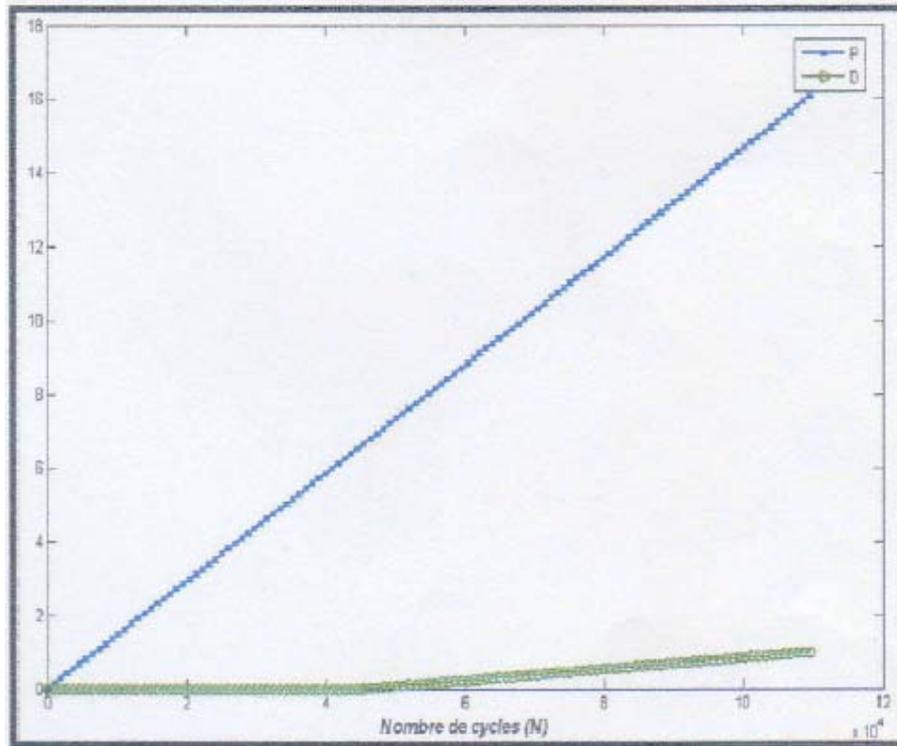


Fig. III.13. Evolution de l'endommagement par fatigue D et le seuil d'élasticité P en fonction du nombre de cycles appliqués.

Les Figures III.9 et III.10 montrent que la rupture intervient lorsque les sollicitations subies, entraînent des endommagements tels que leurs sommes atteignent la valeur un (1).

La Figure III.11 résulte de l'évolution de la forme des boucles d'hystérésis. Cette forme se modifie fortement à l'approche de la rupture finale. Les modifications de l'allure des boucles ont tendance à s'incliner sur l'axe horizontal (axe des déformations) du fait l'existence des fissures et la valeur de la contrainte qui chute progressivement jusqu'à attendre une valeur nulle.

Les Figures III.12 et III.13 suivent l'équation du dommage en fatigue, sous la forme $D = f(N)$. L'équation d'endommagement en fatigue obéit à la règle du cumul linéaire de La loi de Lemaître et Chaboche.

Conclusion

Les observations au microscope optique montrent que dans les différents traitements thermiques, la microstructure de l'alliage d'aluminium 7075 présente des caractéristiques identiques. Elle est constituée des grains allongés dans la direction de laminage, de forme assez irrégulière et de taille variable, qui caractérisent l'endommagement en surface qui vont évoquer des micro-fissures en surface. Ces micro-fissures se développent en fonction des cycles appliqués et conduisent finalement à la rupture.

L'endommagement par fatigue en volume est étudié au moyen de corrélation qui prennent en considération des modifications des propriétés caractéristiques de l'alliage étudié au moyen d'un code de calcul " Damage 90 ". Les résultats ont montré un bon comportement du phénomène d'endommagement en volume.

Conclusion générale

Conclusion générale

Face aux revendications technologiques, les alliages d'aluminium connaissent un essor tout particulier, du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques, de leur excellente résistance à la corrosion, de leur très bon rapport résistance/masse et de leur prix attractif.

Ce travail se présente comme une contribution à l'étude de la fatigue et l'endommagement des alliages légers 7075.

Après une introduction à la fatigue et endommagement des matériaux, une étude chronologique de quelques lois de cumul d'endommagements de la littérature est établie. Sur la base de cette étude, notre modèle de cumul de dommage de Lemaître et Chaboche est proposé.

Nous nous sommes intéressés à la catégorie des sollicitations cycliques en fatigue oligocyclique à déformation totale imposée de l'alliage d'aluminium à durcissement structural 7075 à l'état T73 qui conduit au dommage par fatigue.

Nous avons considéré deux types d'endommagement : l'endommagement en surface et l'endommagement en volume.

1. Le processus d'endommagement superficiel entraîne non seulement une modification du micro-relief, mais aussi de la création de micro-fissures en surface. Ces micro-fissures se développent en fonction des cycles appliqués et conduisent finalement à la rupture.

L'analyse de l'endommagement superficiel a été effectuée à l'aide du microscope optique métallographique (Leitz) dans le cas des différents traitements thermiques considérés, qui montrent le stade d'endommagement superficiel.

Les micrographies des Figures III.1, III.2 et III.3 dans le chapitre 3 montrent la microstructure de l'alliage 7075, respectivement dans les trois états T4, T6 et T73. Dans les trois cas de traitements, la microstructure présente des caractéristiques similaires. Elle correspond à des grains allongés dans la direction de laminage, de forme assez irrégulière et de taille variable.

En outre on observe, des inclusions de dimensions relativement importantes, qui vont évoquer des micro-fissures en surface.

Ces micro-fissures se développent en fonction des cycles appliqués et conduisent finalement à la rupture.

2. L'endommagement en volume est caractérisé par la modification des caractéristiques mécaniques (évolution des boucles contraintes – déformations, variation du module de Young et du nombre de cycles à rupture), en utilisant des éprouvettes lors des essais de fatigue.

La réalisation des essais de fatigue permet de donner des indications de la tenue en service des pièces mécaniques en sollicitation.

Conclusion générale

Le suivi de l'endommagement en volume a été réalisé au moyen d'un code de calcul " Damage 90 ", qui nous a été communiqué par le laboratoire du Professeur Lemaître, afin de suivre le processus d'endommagement tout le long des essais de fatigue oligocyclique.

Le modèle numérique est de type d'endommagement continu de La loi de Lemaître et Chaboche décrit dans le chapitre II et que nous avons transcrit sur Fortran.

Ce dernier est un modèle qui exploite des résultants reliant l'endommagement des différentes caractéristiques mécaniques.

Une modification du code a alors été réalisée en incluant plusieurs lignes pour l'affichage des paramètres caractéristiques du phénomène d'endommagement.

Les résultats ont montré un bon comportement du phénomène d'endommagement en volume.

Références bibliographiques

- [1] Jinxia Li. The effect of microstructure and texture on high cycle fatigue properties of alloys. The Graduate School, University of Kentucky, (2006).
- [2] Aurelien Buteri. Thèse de Doctorat. Etude de l'endommagement en fatigue d'alliages d'Aluminium brasés pour échangeurs thermiques automobiles. L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon. (2012).
- [3] Yukitaka Murakami. Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions. Elsevier. (2002).
- [4] Belkacem Meddour. Fatigue des matériaux : Cours et exercices. Université de Laghouat. (2016).
- [5] Matthew Collette. These de Doctorat. Strength and Reliability of Aluminium Stiffened Panels. University of Newcastle. U K . (2005).
- [6] Ulises Snchez-Santana. Thèse de Doctorat. Comportement dynamique des matériaux et structures après sollicitation en fatigue. Université des sciences et technologies de Lille. (2007).
- [7] Mohamad Jabbado. Thèse de Doctorat. Fatigue polycyclique des structures métalliques : durée de vie sous chargements variables. L'Ecole Polytechnique. (2006).
- [8] Abdulkader Zalt. These de Doctorat. Endommagement par fatigue et prediction de la durée de vie des joints soudés de type caisson. L'Université de Lorraine. (2012).
- [9] Henry Proudhon. Thèse de Doctorat. Identification des Mécanismes de Fissuration dans un Alliage d'aluminium Sollicité en Fretting et en Fatigue. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon. (2005).
- [10] S.H. Lee , Y. Saito, T. Sakai, H. Utsunomiya. Microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy processed by accumulative roll-bonding. Materials Science and Engineering A325. (2002).
- [11] Braham bouchnak. Thèse de Doctorat. Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aéronautique : le TI555-3. ENSAM d'Angers (2010).
- [12] Ali Debih. Thèse de Doctorat. Contribution à l'étude de la fatigue des alliages légers. Université de Sétif (2018).
- [13] Bahaa Balout. Thèse de Doctorat. Usinage à sec des alliages légers et des composites. L'école de technologie supérieure de Montréal. (2003).
- [14] Franck Armel Tchitembo Goma. These de Doctorat. Comportement en fissuration par fatigue de l'alliage aéronautique 2099-T83 Al-Li. (Ph.D). Universite LAVAL. Québec, Canada. (2014).
- [15] Hicham Gadouini. Thèse de Doctorat. Influence des défauts sur la tenue en fatigue des métaux soumis à des sollicitations cycliques multiaxiales: application a des éléments de liaison au sol. Ecole supérieure de mécanique et d'aerotechnique, Université de Poitiers. (2007).
- [16] R.Cazaud, G.Pomey, P.Rabbe, Ch.Janssen. La fatigue des métaux. DUNOD, (1969).
- [17] Kimtanger Ngargueudedjim. Thèse de Doctorat. Contribution à l'étude des lois d'endommagement en fatigue, ENSAM de Lyon. (2003).

- [18] J. Lemaître, I. Dohri, Damage 90: a post processor for crack initiation. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* 115 (1994) 197-232.
- [19] Souâd Makhfi. Thèse de Magister. Étude de l'endommagement par fatigue des alliages d'aluminium à durcissement structural 7020 – 7075 et ASG.

المخلص:

تم تقديم هذا العمل كمساهمة في دراسة إجهاد وتلف السبائك الخفيفة. نحن مهتمون بفئة الإجهاد الدوري في التعب قليل الحلقات مع الإجهاد الكلي المفروض لسبائك الألومنيوم المتصلب 7075 في حالة T73 والذي يؤدي إلى تلف التعب. عتبرنا نوعين من الضرر: تلف السطح وتلف الحجم.

تم إجراء تحليل تلف السطح باستخدام مجهر ضوئي ميتالوجرافي. في الحالات الثلاث من علاجات T6, T4 و T73 يكون للبنية المجهرية خصائص متشابهة. إنه يتوافق مع حبيبات ممدودة في اتجاه التدرج، ذات شكل غير منتظم تمامًا وحجم متغير. بالإضافة إلى ذلك، لوحظ وجود شوائب ذات أبعاد كبيرة نسبيًا، مما سيؤدي إلى حدوث تشققات صغيرة على السطح. تتطور هذه الشقوق الصغيرة كدالة للدورات المطبقة وتؤدي في النهاية إلى الفشل.

تم إجراء مراقبة حجم الضرر باستخدام كود حساب "Damage 90"، والذي تم إرساله إلينا من خلال مختبر الأستاذ Lemaître، من أجل متابعة عملية التلف خلال اختبارات الإجهاد oligocyclic.

النموذج العددي هو من نوع الضرر المستمر لقانون Lemaître و Chaboche، والذي قمنا بنسخه على Fortran. هذا الأخير هو نموذج يستغل النتائج التي تربط أضرار الخصائص الميكانيكية المختلفة. تم بعد ذلك تعديل الكود بتضمين عدة سطور لعرض المعلمات المميزة لظاهرة الضرر. أظهرت النتائج سلوكًا جيدًا لظاهرة تلف الحجم.

الكلمات المفتاحية: سبائك الألومنيوم، تصلب إنشائي، 7075، حالة T73، إجهاد قليل الحلقي، تلف السطح، تلف الحجم، قانون Lemaître و Chaboche، Damage 90.

Résumé :

Ce travail se présente comme une contribution à l'étude de la fatigue et l'endommagement des alliages légers. Nous nous sommes intéressés à la catégorie des sollicitations cycliques en fatigue oligocyclique à déformation totale imposée de l'alliage d'aluminium à durcissement structural 7075 à l'état T73 qui conduit au dommage par fatigue.

Nous avons considéré deux types d'endommagement : l'endommagement en surface et l'endommagement en volume.

L'analyse de l'endommagement superficiel a été effectuée à l'aide d'un microscope optique métallographique. Dans les trois cas de traitements T4, T6 et T73, la microstructure présente des caractéristiques similaires. Elle correspond à des grains allongés dans la direction de laminage, de forme assez irrégulière et de taille variable. En outre on observe, des inclusions de dimensions relativement importantes, qui vont évoquer des micro-fissures en surface. Ces micro-fissures se développent en fonction des cycles appliqués et conduisent finalement à la rupture.

Le suivi de l'endommagement en volume a été réalisé au moyen d'un code de calcul "Damage 90", qui nous a été communiqué par le laboratoire du Professeur Lemaître, afin de suivre le processus d'endommagement tout le long des essais de fatigue oligocyclique.

Le modèle numérique est de type d'endommagement continu de La loi de Lemaître et Chaboche, que nous avons transcrit sur Fortran. Ce dernier est un modèle qui exploite des résultats reliant l'endommagement des différentes caractéristiques mécaniques. Une modification du code a alors été réalisée en incluant plusieurs lignes pour l'affichage des paramètres caractéristiques du phénomène d'endommagement. Les résultats ont montré un bon comportement du phénomène d'endommagement en volume.

Mots clés : Alliage d'aluminium, Durcissement structural, 7075, État T73, Fatigue oligocyclique, Endommagement superficiel, Endommagement en volume, La loi de Lemaître et Chaboche, Damage 90.

Abstract:

This work is presented as a contribution to the study of fatigue and damage of light alloys. We are interested in the category of cyclic stress in oligocyclic fatigue with imposed total strain of the age hardened aluminum alloy 7075 in the T73 state which leads to fatigue damage.

We considered two types of damage: surface damage and volume damage.

Surface damage analysis was performed using a metallographic light microscope. In the three cases of T4, T6 and T73 treatments, the microstructure has similar characteristics. It corresponds to grains elongated in the rolling direction, of quite irregular shape and variable size. In addition, inclusions of relatively large dimensions are observed, which will evoke micro-cracks on the surface. These micro-cracks develop as a function of the cycles applied and ultimately lead to failure.

The volume damage monitoring was carried out using "Damage 90" calculation code, which was communicated to us by Professor Lemaître's laboratory, in order to follow the damage process throughout the oligocyclic fatigue tests.

The numerical model is of the continuous damage type of Lemaître and Chaboche's law, which we have transcribed on Fortran. The latter is a model that exploits results linking the damage of different mechanical characteristics. A modification of the code was then made by including several lines for the display of the characteristic parameters of the damage phenomenon. The results showed a good behavior of the volume damage phenomenon.

Key words: Aluminum alloy, Structural hardening, 7075, Condition T73, Oligocyclic fatigue, Surface damage, Volume damage, Lemaître and Chaboche's law, Damage 90.