

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie

PROJET DE FIN D'ETUDES

En vue de l'obtention du
Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Métallurgie

THEME :

**Etude de la fatigue par flexion de l'acier inoxydable 316 L
dans un milieu physiologique (effet de la fréquence,
comparaison avec d'autres matériaux...)**

Proposé et dirigé par :

➤ M. Fatah HELLAL (Pr-ENP)

Réalisé par :

M. Menad LAMRAOUI

Promotion juin 2012

Remerciements

Je tiens à remercier le Dieu, le tout puissant de m'avoir donné le courage, la patience et l'aide pour mener à bien ce modeste travail.

Au terme de ce travail je tiens à remercier vivement M. F.HELLAL mon encadreur pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail, pour sa disponibilité, ses conseils et son aide précieuse. M. H. SEDJAL mon Co-encadreur mérite également mes remerciements les plus sincères pour le travail qu'il a accompli, son aide et ses conseils.

Je tiens à remercier également M. A.DAIMELLAH pour m'avoir honoré en acceptant de présider le jury et N.MESRATI d'avoir accepté de juger mon travail, cela sera un honneur pour moi.

J'exprime ma gratitude et ma profonde reconnaissance à mes parents qui m'ont toujours soutenu et encouragé.

Je n'oublie pas de remercier les enseignants de l'Ecole Nationale Polytechnique, en particulier ceux du département de métallurgie, pour m'avoir offert un agréable cadre de formation.

Enfin je tiens à remercier toute personne ayant contribué de près ou de loin à l'aboutissement de ce travail, qu'elle trouve ici l'expression de mes vifs remerciements et ma profonde gratitude.

Je dédie tout d'abord mon travail

A :

Mes très chers parents

Mes chers frères et ma chère sœur

Mes chers amis

الملخص

يهدف العمل الحالي الى دراسة تجريبية لسلوك تعب – تآكل عند الانحناء البسيط تحت التحميل الدوري للفولاذ المقاوم للصدأ (316L) في وسط فيزيولوجي باستخدام ترددات مختلفة. دراسة التعب التآكلي بالانحناء التي أجريت على عينتين مسطحتين بالترددين f_2, f_1 حتى ظهور تصدعات و من ثم تتبع ظاهرة انتشارها. دراسة مقارنة تمت على مادة أخرى تتمثل في ألومنيوم (Al) في نفس الظروف العملية لمعرفة سرعة انتشار التصدع.

الكلمات المفتاحية :

التعب, الانحناء الدوري ، الوسط الفيزيولوجي.

Résumé

Ce travail concerne une étude expérimentale du comportement en fatigue-corrosion par flexion simple sous un chargement cyclique de l'acier inoxydable de type (316L), le chargement ayant été appliqué dans un milieu physiologique, en utilisant différentes fréquences.

L'étude de la fatigue corrosion par flexion a été effectuée sur deux éprouvettes entaillées à deux fréquences f_1, f_2 jusqu'à l'apparition des fissures. Par la suite nous avons suivi le phénomène de propagation de la fissure.

Une étude comparative a été faite sur un autre matériau (Aluminium) dans les mêmes conditions opératoires pour étudier la vitesse de propagation des fissures.

Mots clés : Fatigue, flexion cyclique, milieu physiologique.

Abstract

This work concerns an experimental study of the corrosion-fatigue behavior by simple bending under cyclic loading of stainless steel type (316L), loading was applied in a physiological medium, using different frequencies.

The study of corrosion fatigue bending was performed on two notched specimens for both frequencies f_1, f_2 until the appearance of cracks, and then we will follow the phenomenon of crack propagation.

A comparative study was made of another material (aluminum) in the same operating conditions to study the rate of crack propagation.

Keywords: Fatigue, cyclic bending, physiological medium.

Liste des figures

Figure I.1 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome	4
Figure I.2 : Diagramme d'équilibre binaire Fe-Ni	5
Figure I.3 : Système Fe-Cr-Ni	5
Figure I.4 : Effet des éléments d'alliages sur la courbe de polarisation anodique.....	7
Figure I.5 : Effet des éléments d'alliage sur la formation des différents précipités	7
Figure I.6 : Structure martensitique	9
Figure I.7 : Structure ferritique	9
Figure I.8 : Structure Austénitique	10
Figure I.9: Structure biphasée (austénite +ferrite)	10
Figure II.1 : types de contraintes lors d'un essai de fatigue)	18
Figure II.2 : Contraintes alternées	18
Figure II.3 : Contrainte répétés	19
Figure II.4 : Contraintes alternées asymétrique	19
Figure II.5 : Cycle de contrainte de la fatigue	20
Figure II.6 : Définition de la limite de fatigue	21
Figure II.7 : Représentation schématique de la courbe d'endurance de WOHLER (A) et de la courbe de diagramme de FRENCH (B)	22
Figure II.8 : Allure de la courbe de Wöhler	23
Figure II.9 : Allure de la courbe de $da/dN=f(\Delta K)$	25
Figure II.10 : Paramètres définissant une fissure bi-dimensionnelle	26
Figure II.11 : Modes de fissuration	26
Figure II.12 : Principe de la détermination de la vitesse de propagation d'une fissure en fatigue	27
Figure II.13 : Contribution de l'amorçage et de la propagation de fissure	28

Figure III.1 : Courbe anodique de polarisation d'un acier inoxydable en milieu acide (acide sulfurique H ₂ SO ₄)	33
Figure III.2 : Durée de vie d'acier inoxydable (nuance austénitique Cr17-Ni12-mo) en fatigue-corrosion.....	36
Figure III.3 : Représentation schématique de principales fissurations par fatigue -corrosion	37
Figure III.4 : Influence du potentiel sur la propagation de fissures de fatigue-corrosion sur un acier C-Mn en solution NaCl	39
Figure IV.1 : machine d'essai	42
Figure IV.2 : variateur de vitesse	44
Figure IV.3 : carte d'acquisition	44
Figure IV.4 : microscope optique	45
Figure IV.5 : éprouvette de l'acier inoxydable 316L	45
Figure IV.6 : éprouvette en aluminium	46
Figure IV.7 : cellule de corrosion	46
Figure IV.8 : éprouvette de flexion plane	47
Figure IV.9 : application de la force	47
Figure IV.10 : essai de flexion à trois points d'appuis	48
Figure V.1: Micrographie optique sans polissage de l'éprouvette de l'acier inoxydable 316L avant l'essai	52
Figure V.2 : Micrographie optique mettant en évidence l'évolution des facies de ruptures en fonction du nombre de cycle (N) lors d'un essai de fatigue-corrosion, f=2hertz	53
Figure V.3 : L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction du nombre de cycles N lors d'un essai de fatigue-corrosion, f=2hertz	54
Figure V.4 : microscope optique	55
Figure V.5 : Micrographie optique mettant en évidence l'évolution des facies de ruptures en fonction du nombre de cycle (N) lors d'un essai de fatigue-corrosion, f=3hertz	57
Figure V.6 : L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction du nombre de cycles N lors d'un essai de fatigue-corrosion, f=3hertz	58
Figure V.7 : L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction du nombre de cycles N pour l'essai de fatigue-corrosion à une fréquence f=2 et f=3hertz	58

Figure V.8 : L'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz	59
Figure V.9 : L'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz et $f=3$ hertz	60
Figure V.10 : Micrographie optique sans polissage de l'éprouvette avant l'essai	61
Figure V.11 : Micrographie optique mettant en évidence l'évolution des facies de rupture en fonction du nombre de cycle (N) lors d'un essai de fatigue-corrosion	63
Figure V.12 : L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction du nombre de cycles N lors d'un essai de fatigue-corrosion	63
Figure V.13 : Evolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK), $f=3$ hertz	65
Figure V.14 : l'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction de nombre de cycle (N) pour deux matériaux différents a une fréquence $f=3$ hertz	66
Figure V.15 : l'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) pour deux matériaux différents a une fréquence $f=3$ hertz	67

Liste des tableaux

Tableau I.1 : La composition chimique de 316L d'après ASTM	13
Tableau I.1 : Propriétés mécaniques des aciers inoxydables 316L	14
Tableau I.1 : Les propriétés des aciers inoxydables	16
Tableau V.1 : Les valeurs de la largeur des fissures correspondant aux nombre de cycles ...	13
Tableau V.2 : Les valeurs de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2$ hertz	55
Tableau V.3 : Les valeurs de la largeur des fissures correspondant aux nombre de cycles ...	57
Tableau V.4 : Les valeurs de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz	59
Tableau V.5 : Les valeurs de la largeur des fissures correspondant aux nombre de cycles ...	63
Tableau V.6 : Les valeurs de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion	64

Sommaire

Introduction générale	1
------------------------------------	----------

Chapitre I: LES ACIERS INOXYDABLES

I.1. Introduction.....	3
I.2. Étude des aciers inoxydables	3
I.2.1. Système Fer-Chrome	3
I.2.2. Système Fe-Ni	4
I.2.3. System Fer-Chrome-Nickel	5
I.3. Effets des éléments d'addition	5
I.4. Classifications des familles des aciers inoxydables	8
I.4.1. Aciers inoxydables martensitiques	8
I.4.2. Aciers inoxydables ferritiques	9
I.4.3. Aciers inoxydables austénitiques.....	9
I.4.4. Aciers inoxydables austéno-ferritiques	10
I.5. Les aciers inoxydables austénitiques	11
I.5.1. Définition	11
I.5.2. Principaux types d'aciers inoxydables austénitiques	11
I.5.3. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques.....	12
I.5.4. aciers inoxydables austénitiques 316 L	13
I.5.5. Utilisation des aciers inoxydables austénitiques comme biomatériau	14
I.6. Résistance à la corrosion.....	15
I.7. Les propriétés générales des aciers inoxydables	16

CHAPITRE II: GÉNÉRALITÉS SUR LA FATIGUE

II.1. Définition de La fatigue	17
II.2. L'essai de fatigue.....	17
II.3. Classification des sollicitations des essais de fatigue	17
II.3.1. Essai sous amplitude constante.....	18
II.3.2. Essai sous amplitude variable	19
II.4. Contraintes appliqués.....	19
II.4.1. Contrainte nominale	20

II.4.2. Cycle de contrainte	20
II.4.3. Limite de fatigue.....	21
II.4.4. Limite d'endurance	21
II.5. Diagrammes d'endurances	22
II.5.1. Courbe de Wöhler.....	23
II.6. Propagation des fissures par fatigue	24
II.7. Modes de fissuration.....	26
II.8. Méthode de mesure de la vitesse de propagation d'une fissure en fatigue	27
II.9. Principe du calcul de la durée de vie	28
II.10. Données existantes sur un certain nombre de facteurs d'influence	29
II.10.1. Influence du type de sollicitation.....	29
II.10.2. Influence de l'état de surface	29
II.10.3. Influence des contraintes résiduelles	30
II.10.4. Influence de la fréquence.....	30
II.10.5. Influence de milieu corrosif	31

Chapitre III : FATIGUE-CORROSION

III.1. Généralités sur la Corrosion	32
III.1.1. Définition	32
III.1.2. Les types de corrosion.....	32
III.1.3. Facteurs influençant la corrosion	33
III.2. Mécanisme de la fatigue-corrosion	35
III.3. Amorçage des fissures de fatigue-corrosion	36
III.4. Propagation des fissures de fatigue-corrosion.....	36
III.5. Effet des contraintes résiduelles sur la fatigue-corrosion	37
III.6. fatigue-corrosion sur un alliage d'Aluminium	39
III.6.1. Principales propriétés de l'aluminium.....	39
III.6.1.1. Introduction	39
III.6.1.2. Propriétés physiques.....	39
III.6.1.3. Propriétés mécaniques.....	40
III.6.1.4. propriétés chimiques	40
III.6.2. Résistance à la fatigue	41
III.6.3. Résistance à la corrosion	41

CHAPITRE IV : DESCRIPTION DU DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL

IV.1. Introduction	42
IV.2. Machine d'essai de fatigue- Corrosion	42
IV.3. La partie mécanique	43
IV.4. La partie corrosion	43
IV.5. Appareillage	44
IV.6. Dimensionnement des composants du dispositif	45
IV.6.1. Dimensionnement des éprouvettes utilisé	45
IV.6.2. Dimensionnement de la cellule de corrosion	46
IV.7. Le déroulement de l'expérience	46
IV.8. Calcul de la contrainte nécessaire lors d'un essai de flexion plane	47
IV.8.1. Données mécanique	49
IV.8.2. Données électrochimiques	49

CHAPITRE V: RÉSULTATS ET DISCUSSION

V.1. Introduction	51
V.2. Essais de fatigue de l'acier inoxydable 316L dans un milieu physiologique à une fréquence $f=2\text{hz}$	51
V.2.1. Évolution de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2\text{hz}$	52
V.2.2. Vitesse de propagation des fissures lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2\text{hz}$	55
V.3. Essais de fatigue de l'acier inoxydable 316L dans un milieu physiologique à une fréquence $f=3\text{hertz}$	56
V.3.1. Évolution de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles lors d'un essai de fatigue, $f=2\text{hertz}$	56
V.3.2. Vitesse de propagation des fissures lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2\text{hertz}$	59
V.4. Essais de la fatigue sur l'aluminium dans un milieu physiologique à une fréquence $f=3\text{hertz}$	61
V.4.1. Évolution de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3\text{hertz}$	61
V.4.2. Vitesse de propagation des fissures lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2\text{hertz}$	64
V.5. L'évolution de la largeur des fissures en fonction de nombre de cycle (N) pour deux matériaux différents (316L-Al)	66

V.6.vitesse de propagation des fissures lors d'un essai de fatigue-corrosion pour deux matériaux différents (316L-Al)	67
CONCLUSION GENERALE	68
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	69

INTRODUCTION GENERALE

Introduction Générale

Introduction générale

Toute pièce mécanique est soumise à des chargements cycliques et des sollicitations dynamiques même si jugée bien inférieure à sa limite d'élasticité et sa résistance à la rupture, provoquent parfois des endommagements qui se traduisent par la rupture d'un certain nombre de structure.

Le phénomène de la fatigue des matériaux est souvent le responsable de cette rupture qui est caractérisé par trois différents stades : amorçage des fissures, propagation de celles-ci et la rupture finale.

Mon travail concerne l'étude de la fatigue par flexion de l'acier inoxydable 316L dans un milieu physiologique. Cet acier reste le biomatériau métallique le plus utilisé, principalement dans le domaine de la chirurgie orthopédique. Cependant la durée de vie de ces implants dépend essentiellement des sollicitations mécaniques qu'ils subissent lors de l'activité du corps humain, aussi on étudie les différents paramètres jouant sur le comportement de l'acier 316L en fatigue-corrosion, à savoir, le milieu corrosif et la fréquence des sollicitations dynamiques ainsi qu'une étude comparative de l'évolution des fissures sur un autre matériau (Aluminium) dans les mêmes conditions opératoires.

Le présent travail est structuré en Cinq chapitres. Le premier chapitre constitue un bref rappel sur les aciers inoxydables, on y aborde entre autres les éléments et diagrammes des phases, la description des différentes familles d'aciers inoxydables, et on définit l'acier inoxydable 316L qui appartient à la famille austénitique.

Le deuxième chapitre porte sur des généralités sur la fatigue, on définit tout d'abord la fatigue et ses essais avec la classification des sollicitations, ainsi que la propagation des fissures et les facteurs d'influence.

Le troisième chapitre est consacré à l'étude de la fatigue-corrosion, en débutant par des généralités sur la corrosion et en passant par l'étude de l'amorçage et de la propagation des fissures de fatigue-corrosion et enfin un rappel sur les propriétés de l'aluminium.

Le quatrième chapitre est une description du dispositif expérimental et le dernier chapitre est consacré aux résultats expérimentaux obtenus et la discussion.

Introduction Générale

Enfin nous terminons par une conclusion générale suivie par certaines perspectives envisagées.

CHAPITRE I
LES ACIERS INOXYDABLES

Chapitre I : les aciers inoxydables

I.1 Introduction

Les aciers inoxydables comprennent un ensemble de familles d'alliages à base de fer, dont la principale propriété est la résistance à la corrosion généralisée. Toutefois, bien qu'on les qualifie "d'inoxidables", ces aciers ne sont pas dans tous les cas totalement exempts d'une possibilité de corrosion. Le chrome est l'élément essentiel qui, à des teneurs supérieures à 13%, rend l'acier inoxydable en favorisant, en milieu oxydant, la formation d'un film passif à sa surface.

La structure des diverses nuances d'aciers permet de comprendre la dénomination des différentes classes d'aciers inoxydables à savoir: les aciers ferritiques (13% <Cr < 20%), les aciers martensitiques, les aciers austenitiques, les aciers austeno-ferritiques, les aciers super-ferritiques à haute teneur en chrome (>20%), les aciers durcis par précipitation. [1]

I.2. Etude des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer ou plus exactement à base d'acier (*alliage : fer-carbone*) qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome (selon la norme européenne EN 10088-1) et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel (ou son substitut le manganèse) et dans une moindre mesure le molybdène. [2]

I.2.1. Système Fer-Chrome

Le chrome est la cause de la passivation des aciers et constitue au-delà de 11% l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. Le diagramme de phase Fe-Cr (figure I.1) montre que l'étendue du domaine austénitique diminue si la teneur en chrome augmente. Le chrome est un élément alphagène. Au delà de 11 à 13%Cr, le métal est entièrement ferritique. A plus basse température, le diagramme Fe-Cr montre l'apparition d'une nouvelle phase, la phase σ . Cette phase intermétallique riche en chrome, quasiment 50%, est extrêmement dure et a pour effet principal de rendre l'alliage très fragile. [2]

Chapitre I : les aciers inoxydables

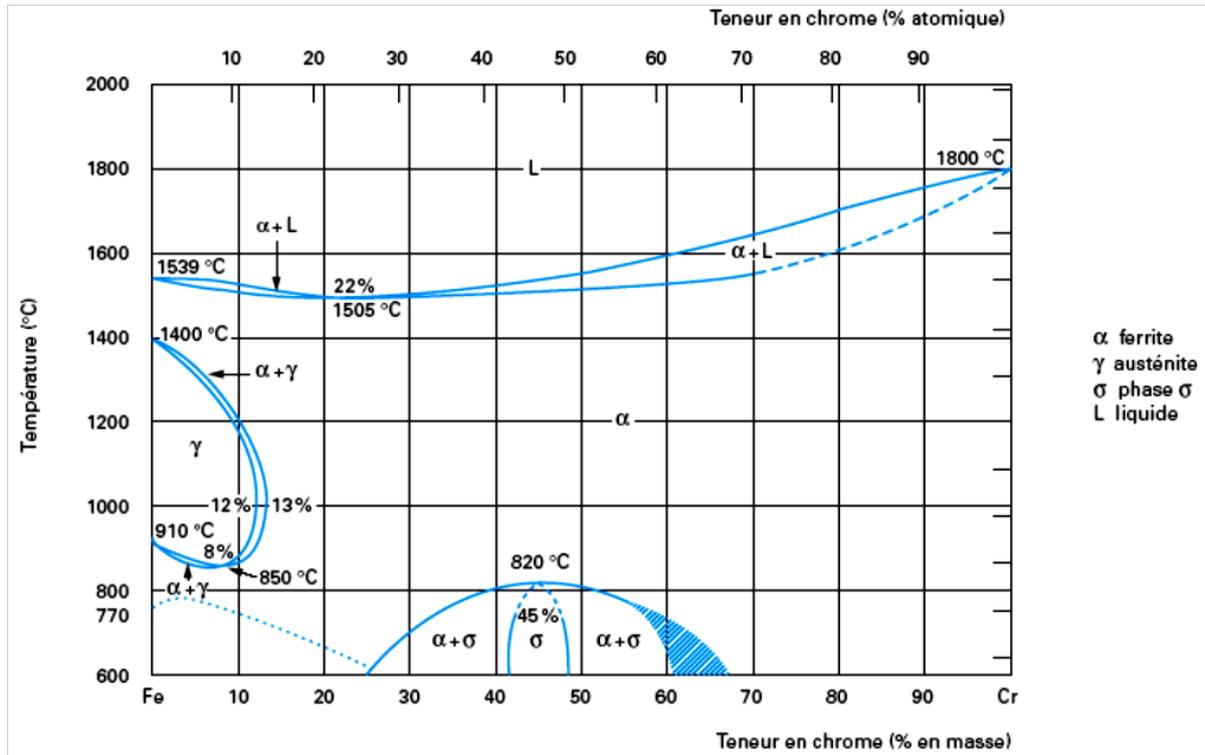


Figure I.1: Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome. [2]

I.2.2. Système Fe-Ni

Le Nickel est de structure cubique à faces centrées, donc il favorise le domaine austénitique (figure I.2). Pour les fortes teneurs en Nickel, la structure est monophasée (austénitique) à température ambiante, tandis que pour des teneurs faibles (< 5 à 6%) la structure peut être ferritique. Entre ces deux teneurs, la structure est biphasée austéno-ferritique suite à un refroidissement lent à partir du domaine austénitique. [1]

Chapitre I : les aciers inoxydables

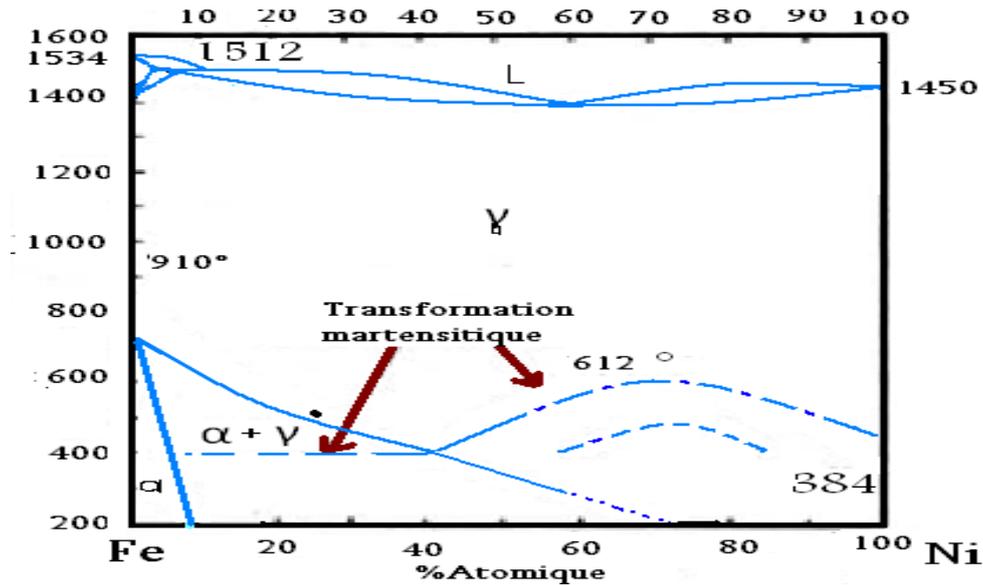


Figure I.2: Diagramme d'équilibre binaire Fe-Ni. [1]

I.2.3. System Fer-Chrome-Nickel

Le nickel, élément gammagène, élargit le domaine d'existence de la phase austénitique. La figure I.3 qui est une coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni montre le déplacement de la boucle γ vers les teneurs élevées en chrome lorsqu'on augmente la teneur en nickel. L'effet gammagène du nickel est cependant beaucoup plus faible que celui du carbone. [3] Si, par convention, l'effet gammagène du nickel est affecté d'un coefficient égal à l'unité, celui du carbone est généralement affecté d'un coefficient égal à 30. [4]

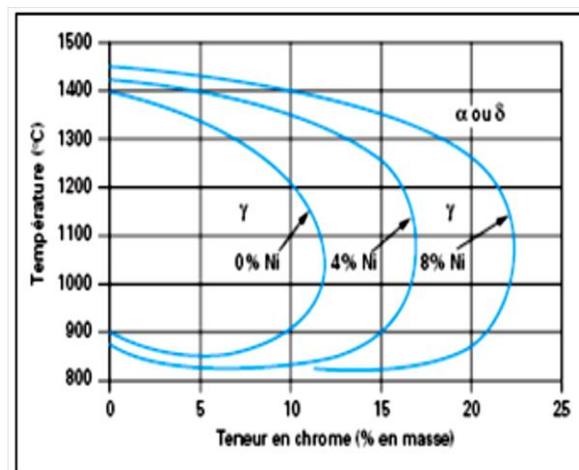


Figure I.3 : système Fe-Cr-Ni. [2]

I.3. Effets des éléments d'addition

Partant du constat que certains éléments d'alliages ont un effet alphasagène, c'est-à-dire qu'ils favorisent la formation d'une structure cristallographique cubique centrée comme le chrome

Chapitre I : les aciers inoxydables

et que d'autres ont un effet gammagène, c'est-à-dire qu'ils favorisent la formation d'une structure cristallographique cubique à faces centrées comme le nickel, on a regroupé ces éléments en deux familles :

- la première est celle des **éléments dits « alphagènes »** ; ce sont : le chrome, le molybdène, le silicium, le titane, le niobium, le vanadium, le tungstène, l'aluminium et le tantale ;
 - la seconde est celle des **éléments dits « gammagènes »** ; ce sont : le nickel, le carbone, l'azote, le cobalt et le manganèse. Suivant la teneur de ce dernier élément dans l'alliage, son comportement est plus complexe et peut mettre en défaut cette classification.
- **Carbone (C)**

Le carbone est ajouté au fer pour former l'acier, cette addition permet d'augmenter sa dureté et sa ténacité. La teneur en carbone recommandée pour les aciers inoxydables austénoferritiques est limitée à 0.02 ou 0.03% à cause du risque de précipitation des carbures riches en chrome qui peuvent servir comme sites favorables pour la corrosion inter-granulaire et par piqûres.

- **Manganèse (Mn)**

Pour les nuances austénitiques, le manganèse est classé comme élément γ -gène, mais pour les aciers duplex, des résultats mixtes ont été obtenus. On peut expliquer cela par le fait que le manganèse a un effet moindre sur l'équilibre des phases dans les aciers inoxydables duplex, particulièrement à des teneurs que l'on rencontre souvent, il est aussi exclu des formules donnant le Cr (équilibre) et le Ni (équilibre). Néanmoins, il s'avère que le manganèse peut accroître l'intervalle de température et la vitesse de formation de la phase sigma.

- **Chrome (Cr)**

L'avantage principal de l'ajout du chrome aux aciers est l'amélioration de la résistance à la corrosion. La résistance est d'autant plus grande que la teneur en chrome est élevée. Les aciers inoxydables contiennent au minimum 10.5 % de chrome. La résistance à la corrosion est due à la formation d'un film passif riche en chrome à la surface de l'acier. D'un point de vue électrochimique ceci se traduit par l'extension du domaine passif (figure I.4) et la réduction de la vitesse de corrosion. Cependant, l'ajout du chrome aux aciers inoxydables est limité à cause du risque de précipitation des carbures de chrome et des phases intermétalliques

Chapitre I : les aciers inoxydables

(figure I.5). Ces phases provoquent souvent la réduction de la ductilité, la ténacité et la résistance à la corrosion. Aussi, le chrome est un élément α -gène qui stabilise la ferrite.

- **Nickel (Ni)**

Le nickel est un élément γ -gène, il stabilise donc l'austénite et ce afin d'obtenir un équilibre d'environ 40 à 60% de ferrite. C'est pour cette raison que les additions aux aciers inoxydables duplex dépendent principalement de la teneur en chrome. Si le taux du nickel est excessif, la fraction volumique de l'austénite peut atteindre des valeurs parfois supérieures à 0.5, provoquant l'enrichissement de la ferrite en chrome et en molybdène, favorisant ainsi la transformation de la ferrite en phases intermétalliques dans l'intervalle de température de 650 à 950°C de manière importante. De plus, les teneurs élevées en nickel accélèrent la formation de la **ferrite (α)**. [3] Enfin, le nickel influe sur la résistance à la corrosion comme illustrée sur la figure I.4.

- **Molybdène (Mo)**

Le molybdène améliore la résistance à la corrosion par piqûres et par crevasses dans les solutions chlorurées et sulfatées. Comme le chrome, le molybdène élargit le domaine passif et réduit la densité de courant de corrosion (i_{max}) dans la zone active. Cependant, une limite supérieure de 4%Mo a été citée, [3] cette limite provient du grand risque de formation de la phase sigma aux hautes températures.

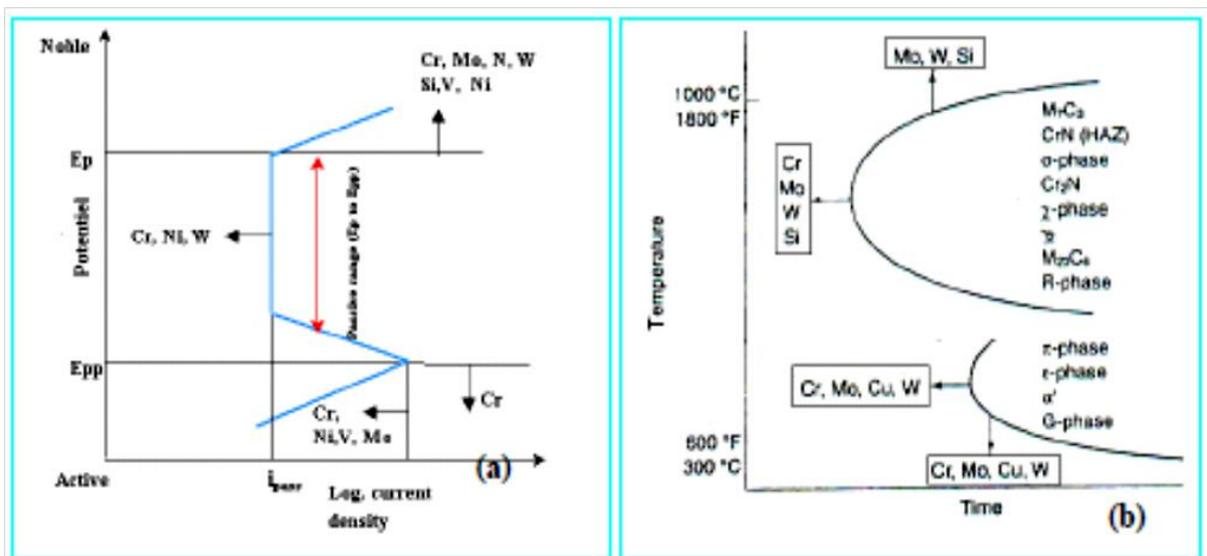


Figure I.4 : Effet des éléments d'alliages sur la courbe de polarisation anodique. [3]

Figure I.5 : Effet des éléments d'alliage sur la formation des différents précipités. [3]

Chapitre I : les aciers inoxydables

- **Cuivre (Cu)**

Le cuivre est ajouté aux aciers inoxydables duplex pour augmenter la résistance à la corrosion dans les environnements non oxydants tels que l'acide sulfurique. Généralement, l'ajout du cuivre aux aciers inoxydables duplex est limité à environ 2%, car des teneurs élevées engendrent la réduction de la ductilité aux hautes températures et provoquant le durcissement structural.

- **Tungstène (W)**

Le tungstène est ajouté aux aciers inoxydables duplex pour améliorer la résistance à la corrosion par piqûres (figure I.4). Le Tungstène favorise la formation des phases intermétalliques dans l'intervalle de température entre 700 et 1000°C (figure I.5), et encourage la formation de l'austénite secondaire dans les structures soudées. Concernant la formation de la phase sigma, le Tungstène est thermodynamiquement équivalent mais cinétiquement non équivalent au Molybdène [3]. Des additions en Tungstène entre 1% et 3% permettant de limiter la formation de la phase sigma.

- **Phosphore (P), Soufre (S) et Silicium (Si)**

Le phosphore et le soufre sont ajoutés pour améliorer l'usinabilité. Mais ils réduisent la résistance à la corrosion et augmentent le risque de fissuration durant le soudage. Le silicium quant à lui est envoyé comme agent désoxydant durant l'élaboration de l'acier. Dans les aciers inoxydables duplex, le silicium est ajouté pour améliorer davantage la résistance à la corrosion par piqûres et la corrosion sous tension. Cependant, du fait qu'il encourage la formation de la phase sigma (figure I.5), on limite son taux à 1%. [3]

I.4. Classifications des familles des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables constituent une grande famille d'alliages métalliques qui ont tous en commun de posséder du fer et du chrome. Suivant leur teneur en chrome et les traitements métallurgiques qu'ils ont subis, ils présentent une large gamme de propriétés. Dans la suite, nous allons brièvement décrire les différentes structures d'aciers inoxydables. [4]

I.4.1. Aciers inoxydables martensitiques

Comme pour tous les aciers non ou faiblement alliés, le carbone joue un rôle fondamental. Pour ces aciers, la teneur maximale en carbone est limitée à 1.2%. Leur teneur en chrome est

Chapitre I : les aciers inoxydables

comprise entre 11.5 et 18%, et ils peuvent contenir jusqu'à 6% de nickel et jusqu'à 1.5% de molybdène. [5]

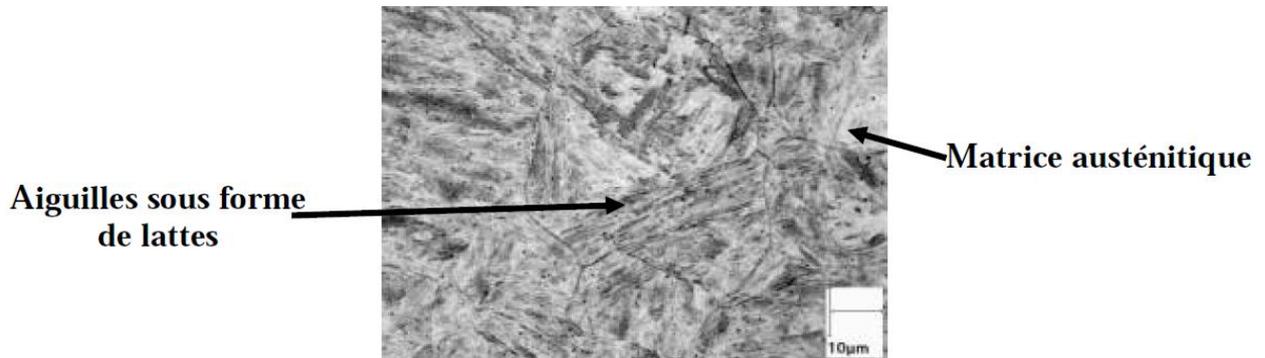


Figure I.6: Structure martensitique. [6]

I.4.2. Aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par une remontée de la température de transition α - δ du diagramme de phase, qui fait qu'en pratique leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température de la gamme thermomécanique. Leur teneur en chrome est de 12-20% pour les aciers inoxydables ferritiques et supérieure à 20% pour les aciers inoxydables super-ferritiques. [5-7]

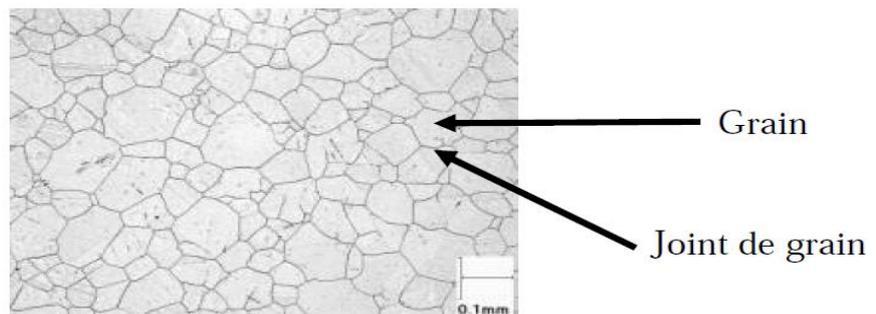


Figure I.7: Structure ferritique. [6]

I.4.3. Aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques contiennent généralement entre 0,02% et 0,1% carbone, 17 à 20% de chrome, 7 à 25% de nickel et 2 à 5% molybdène.

La teneur en nickel sert à donner et à conserver la structure austénitique à ces aciers même à température ambiante, en plus d'augmenter leur résistance à la corrosion. Les aciers austénitiques sont ductiles, résistants au choc et non-magnétiques; ils ne se trempent pas, mais

Chapitre I : les aciers inoxydables

peuvent acquérir une certaine dureté par déformation à froid. A l'état recuit, ils possèdent à ce moment une plus grande ductilité et une meilleure ténacité que les aciers ordinaires. Ils possèdent une très bonne résistance à la corrosion. [5-8]

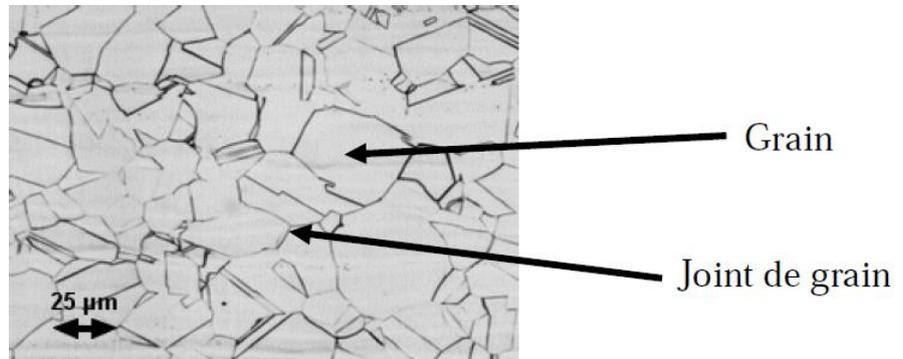


Figure I.8 : Structure Austénitique. [6]

I.4.4. Aciers inoxydables austéno-ferritiques

Ce sont des aciers contenant 22 à 25 % de chrome et 4 à 6,5 % de nickel, qui ont une structure biphasée comportant environ 50 % de ferrite et 50 % d'austénite (fonction de la composition et du traitement thermique). La teneur en nickel est insuffisante pour développer une structure complètement austénitique. [8]

Ces aciers sont constitués de deux phases principales, la ferrite et l'austénite ; ils portent d'ailleurs le nom d'aciers duplex. Leur microstructure peut être très compliquée car chacune des deux donne lieu isolément à toutes sortes de transformations. Grâce à leur haute teneur en chrome, les aciers duplex ont une très bonne résistance à la corrosion.

Aussi la nature biphasée œuvre à améliorer les propriétés mécaniques et fournit une résistance particulière à la corrosion (inter granulaire et sous contrainte). Les aciers austéno-ferritiques ont une limite élastique très élevée associée à une bonne résistance en fatigue. [7-8]

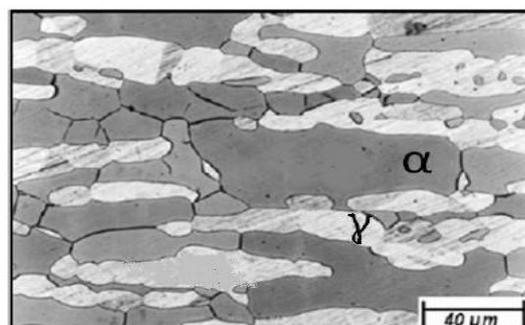


Figure I.9 : Structure biphasée (austénite + ferrite). [6]

I.5. Les aciers inoxydables austénitiques

I.5.1. Définition

Les aciers austénitiques au chrome nickel se caractérisent par leur haute résistance à la corrosion chimique, tant à l'ambiante qu'aux températures élevées. Ils sont les alliages de base pour l'élaboration d'un grand nombre d'aciers réfractaires et d'aciers inoxydables. [9]

Leur relative facilité de fabrication et de mise en oeuvre, leur aptitude à la déformation et une grande résistance à la corrosion expliquent leur utilisation dans des domaines d'application très variés. La grande stabilité structurale des aciers inoxydables austénitiques dans un large domaine de température permet de les utiliser à la fois à basse température pour le stockage de gaz liquides et à haute température dans les échangeurs de chaleur.

Les aciers inoxydables austénitiques ne peuvent pas être durcis par trempe à température ordinaire : quelle que soit la vitesse de refroidissement, l'austénite ne se transforme pas en martensite. Par déformation à froid certains aciers inoxydables austénitiques moins stables subissent une transformation martensitique partielle. [9]

Le soudage ou le maintien prolongé entre 425 et 800°C peuvent entraîner une sensibilisation à la corrosion intergranulaire des aciers inoxydables austénitiques à haute teneur en carbone.

Des phases intermétalliques de type sigma (σ) sont susceptibles de précipiter dans les aciers inoxydables austénitiques à haute teneur en chrome et contenant du molybdène : il s'en suit une fragilisation à la température ambiante. [9]

I.5.2. Principaux types d'aciers inoxydables austénitiques

- La classification générale suivante des aciers inoxydables austénitiques peut être proposée : [9]
- Les nuances de base du type 18-10 contenant 0,02 à 0,15% de carbone, plus ou moins sujettes à la sensibilisation à la corrosion intergranulaire selon leur teneur en carbone ;
- Les nuances dites stabilisées vis-à-vis de la sensibilité à la corrosion intergranulaire par des additions de titane ou de niobium ;
- Les nuances à basse teneur en nickel pour favoriser le durcissement par écrouissage ;
- Les nuances à haute teneur en nickel pour accroître une aptitude à un emboutissage profond et pour les applications cryogéniques ;
- Les nuances à résistance mécanique accrue par addition de l'azote ;

Chapitre I : les aciers inoxydables

- Les nuances où le manganèse est substitué en partie au nickel ;
- Les nuances à résistance à la corrosion générale améliorée par addition de molybdène et par fois de cuivre ;
- Les nuances plus résistantes à l'oxydation à chaud grâce à une addition de N, Mo, W, V, Ti, Nb et B ;
- Les nuances pour électrodes de soudage ;
- Les nuances à usinabilité améliorée par addition de soufre, de sélénium, de cuivre; [9]

I.5.3. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques ont une ductilité élevée, et une résistance à la traction relativement élevée, à comparer à un acier au carbone standard, ils ont un allongement autour de 40 à 50 %. Leur résilience est très bonne, car ils ne présentent jamais un critère de rupture fragile. Les traitements thermiques et le cycle thermique provoqué par la soudure, influencent peu propriétés mécaniques. Toutefois, la résistance à la traction et la dureté peuvent être améliorées par le travail à froid, qui réduira également la ductilité.

Un recuit complet de la solution (chauffage autour de 1045°C suivi d'un refroidissement rapide) reconstituera le matériau à son état original, en enlevant la ségrégation de la phase sigma de l'alliage et reconstituant la ductilité après un travail à froid. Malheureusement le refroidissement rapide réintroduira les contraintes résiduelles, qui pourraient être plus élevée que la limite élastique. Une déformation peut également se produire si l'objet n'est pas correctement soutenu pendant le procédé de recuit. Les températures du service peuvent atteindre 760°C et même plus, mais la ductilité et la résistance à l'oxydation diminuent à des telles températures. [10]

Le traitement thermique après soudage est rarement exigé puisque sa résistance à la rupture est élevée; de temps en temps un traitement de détente est effectué pour réduire le risque de corrosion sous tension. Les aciers austénitiques ont une structure atomique C.F.C qui fournit plus de plans pour l'écoulement des dislocations, combinée avec une teneur basse des éléments interstitiels (éléments qui bloquent la chaîne de dislocation), donne à ce matériau sa bonne ductilité. Ceci explique également pourquoi ce matériau n'a aucune limite élastique clairement définie. Les aciers austénitiques ont une excellente dureté à basses températures, ce qui les rendent très pratiques à des températures cryogéniques. [10]

Chapitre I : les aciers inoxydables

I.5.4. aciers inoxydables austénitiques 316L

316L ou ASTM F139 est la norme américaine. Cet acier contient moins de 0,03% de carbone. Sa teneur en fer varie entre 60 et 65%. Ses principaux éléments d'alliage sont le chrome, le nickel, le molybdène et le manganèse.

- **La composition chimique exacte :**

Tableau I.1 : La composition chimique de 316L d'après ASTM. [11]

Élément	Composition chimique (% massique)
Fe	60 - 65
C	Max 0,03
Cr	17 – 19
Ni	12 – 14
Mo	2 – 3
Mn	Max 2
Cu	Max 0,5
N	Max 0,1
P	Max 0,025
Si	Max 0,75
S	Max 0,01

Chapitre I : les aciers inoxydables

- **Propriétés mécaniques des aciers inoxydables 316L**

Tableau I.2. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables 316L. [10]

Propriétés	Valeurs
Module d'Young	190-200 GPa
Coefficient de Poisson	0,3
Limite élastique	217 MPa
Résistance à la traction	520 - 645 MPa
Allongement à la rupture	40 - 68 %
Coefficient de dilatation thermique moyen de 20 à 1000°C	$16,5 - 19,5 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$
Dureté	95 HRB ou 136 HV

I.5.5. Utilisation des aciers inoxydables austénitiques comme biomatériau

Un biomatériau est un matériau non vivant utilisé et conçu pour interagir avec des systèmes biologiques. Il peut être implanté dans le corps humain ou utilisé dans la construction d'appareils extracorporelles. Les matériaux élus à la vocation de biomatériaux sont biocompatibles ; ils sont capables de fonctionner dans un organisme vivant (notion de biofonctionnalité) avec une réponse appropriée de l'hôte (notion de biosécurité). [12]

Par conséquent, un biomatériau métallique doit être compatible avec l'organisme et résistant aux composants agressifs de l'organisme. Cette condition est remplie par les métaux résistants à la corrosion tel que les aciers inoxydables austénitiques qui, possédant d'excellentes propriétés mécaniques, sont utilisés en biomédecine ; on les utilise en chirurgie ostéoarticulaire comme matériau de restauration et de comblement osseux. Or, les implants articulaires (plaques, vis et clous d'ostéosynthèse) utilisés pour la réparation des fractures ainsi que les prothèses d'articulation sont souvent conçus en aciers inoxydables de la nuance 316L. [12]

Chapitre I : les aciers inoxydables

I.6. Résistance à la corrosion

La résistance à la corrosion des aciers inoxydables est due au phénomène de passivation qui se caractérise par la présence d'un film très mince (de l'ordre de 10 à 20 μm) à la surface de l'alliage métallique qui rend sa vitesse de corrosion négligeable. Le film passif fortement solidaire au substrat métallique empêche ou rend insignifiant le contact entre l'alliage et les agents agressifs du milieu extérieur. Cependant, ils sont susceptibles aux autres types de corrosion. Deux formes de corrosion locale peuvent atteindre les aciers inoxydables à savoir la corrosion par piqûres, et la corrosion par crevasses ; mécaniquement ils sont similaires et ils résultent d'une attaque fortement localisée.

La corrosion par piqûres résulte d'une dégradation locale du film passif, tels que les joints de grain, ou les constituants intermétalliques. Une fois le film passif atteint, l'attaque corrosive sur le métal de base engendre des petites piqûres sur la surface, avec le temps, la solution chimique dans ces piqûres change et devient plus agressive (acide). Ceci résulte d'une rapide attaque sub-surfacique puis la jonction des piqûres adjacentes, qui mène finalement à la détérioration.

La corrosion par crevasses est même mécanisme que celle par piqûres, mais elle ne nécessite pas de facteurs métallurgiques pour se déclencher. Plutôt, une crevasse dans la surface suffit pour engendrer un changement dans la solution chimique, elle est très répandue dans les structures boulonnées. Ces deux types de corrosion localisée se produisent aisément dans des solutions contenant des ions de chlore (eau de mer, par exemple). Le soudage peut aussi engendrer une accélération des attaques par piqûres ou créer une crevasse (manque de pénétration, intrusions des scories ...), ce qui accélère la corrosion localisée. [2]

La corrosion sous tension transe-granulaire est aussi un sérieux problème spécialement dans les aciers austénitiques les plus communs tels que le 304L et le 316L. Comme son nom l'indique, elle n'a rien à voir avec les joints de grains, elle progresse le long des plans des atomes de chaque grain, parfois elle change de direction d'un grain à un autre. La présence du chlore avec des résidus ou d'autres contraintes favorise cette forme de corrosion. [2]

Chapitre I : les aciers inoxydables

I.7. Les propriétés générales des aciers inoxydables

Les propriétés générales des aciers inoxydables dépendent fortement de leurs structures. On a récapitulé les principales propriétés dans le tableau suivant : [9]

Tableau I.3 : Les propriétés des aciers inoxydables. [2-9]

	Ferritiques	Martensitiques	Austénitiques	Austéno ferritiques
Masse volumique (g/cm ³)	7,8	7,8	7,9 à 8	7,87
Coefficient de dilatation à 300°C (10-5K)	10 à 11,5	10,8 à 11,5	16,5	15
Conductivité thermique à 20°C (.m- 1.K-1)	20,98	25,1	14,6	16,7
Capacité thermique (J.kg-1.K-1)	460	460	500	500
Résistivité (μ. .cm)	55	55 à 60	72 à 74	70
Magnétisme	Ferromagnétique	Ferromagnétique	Amagnétique	Ferromagnétique
Limite d élasticité Rp 0.2 (N/mm ²)	370	590 (AISI 420)	270	620
Résistance à la rupture Rm (N/mm ²)	500	730-930 (AISI 420)	620	840
Allongement à la rupture A%	26	> 13 (AISI 420)	56	30
Module d'élasticité en traction 103N/mm ²	220	200 à 220	200	210

CHAPITRE II
GENERALITES SUR LA FATIGUE

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

I.1. Définition de La fatigue

La fatigue est la modification des propriétés des matériaux consécutive à l'application de cycles d'efforts, cycles dont la répétition peut conduire à la rupture des pièces constituées avec ces matériaux.

On distingue généralement trois étapes :

- L'initiation de la fissure, il s'agit là de la création à partir du défaut originel d'une fissure de dimensions détectables par les procédés de contrôle non destructifs utilisables.
- La propagation lente de la fissure de fatigue. Au cours de cette étape, la fissure peut croître plus ou moins rapidement selon le matériau et l'intensité du chargement critique, et atteindre dans certains cas une longueur de plusieurs centimètres, voire de l'ordre du mètre. Dans d'autres cas au contraire, cette étape peut être brève et la fissure peut ne pas croître de façon substantielle.
- La rupture il s'agit là de l'étape finale du phénomène, qui se produit lorsque la taille de la fissure est telle qu'elle ait atteint son seuil d'instabilité. [13]

II.2. L'essai de fatigue

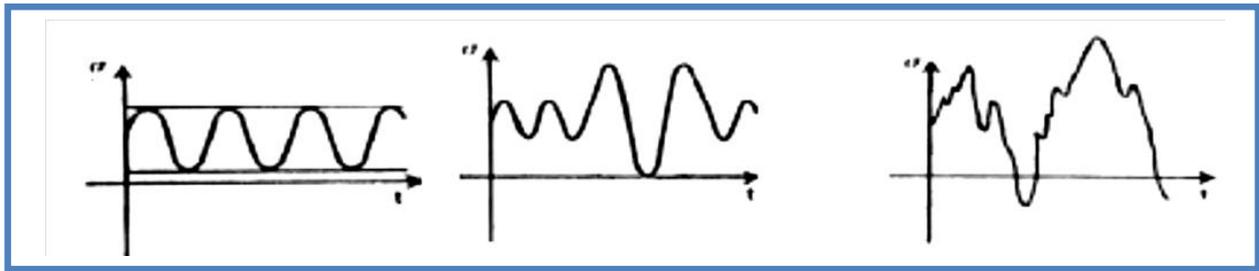
C'est un essai maintenant classique et normalisé qui consiste à appliquer à une éprouvette lisse ou entaillée de forme cylindrique ou prismatique un nombre très élevé de cycle indique de contrainte donné le nombre de cycle à rupture de l'éprouvette testée.

De telles campagnes d'essai conduit sur des éprouvettes identiques et pour des cycles de contrainte de forme identique mais d'amplitude variable pour but de caractériser aussi complètement que possible la tenue dynamique d'un matériau, par la connaissance de :

- La limite de fatigue pour un cycle de contrainte de forme donnée.
- Ses limites d'endurance dans les mêmes conditions. [13]

II.3. Classification des sollicitations des essais de fatigue

On peut distinguer trois catégories d'essai de fatigue (figure II.1) : les essais sous amplitude constante, les essais sous amplitude variable et sous amplitude aléatoire.



Contrainte sinusoïdale
d'amplitude constante

Contrainte sinusoïdale
d'amplitude variable

Contrainte aléatoire

Figure II.1 : types de contraintes lors d'un essai de fatigue. [14]

Généralement, au cours d'essais de fatigue, la contrainte appliquée est une fonction sinusoïdale, ceci en raison des seules possibilités de fonctionnement des machines ou pour des raisons de commodité dans le traitement des résultats d'essais. [14]

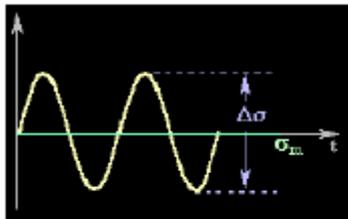
II.3.1. Essai sous amplitude constante

Les sollicitations de service se placent à un seul niveau d'amplitude et elles résultent d'efforts combinés, on peut distinguer trois cas : [15]

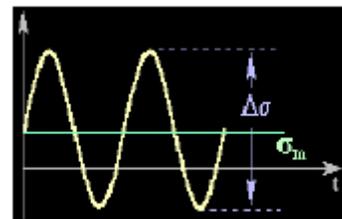
- **Premier cas** : Sollicitations avec efforts statiques et efforts variables de même nature et de même direction, par exemple : traction statique et traction variable alternative.

On peut considérer, quelle que soit la nature des efforts agissant (traction, flexion, torsion), trois sortes de sollicitations en fonction du temps : alternée, répétées, ondulées.

➤ **Effort alternés** pour ($\sigma_m < \sigma_a$), la contrainte évolue entre une valeur maximale positive et une valeur minimale négative, l'effort est symétrique si ($\sigma_m=0, R=-1$), et il est dissymétrique pour ($0 < \sigma_m < \sigma_a, -1 < R < 0$).



a-Contraintes purement alternées



b- Contraintes alternées asymétrique

Figure II.2 : Contraintes alternées. [15]

➤ **Effort répétés** pour ($\sigma_m = \sigma_a, R=0$). La contrainte varie entre la valeur 0 et une valeur maximale positive ou entre 0 et une valeur maximale négative.

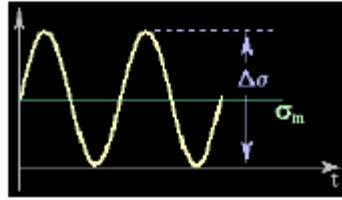


Figure II.3 : Contrainte répétée. [15]

➤ **Effort ondulés** pour ($\sigma_m > \sigma_a$, $0 < R < 1$). La contrainte varie entre les valeurs maximales et minimales qui sont de même signe.

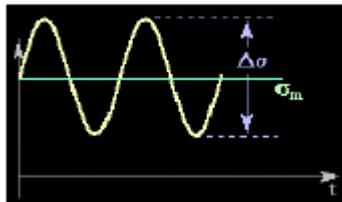


Figure II.4 : Contraintes alternées asymétrique. [15]

- **Deuxième cas** : Sollicitations avec efforts statiques et variables de nature différente, par exemple :
 - traction statique et torsion variable, alternative.
 - torsion statique et traction variable, alternative.
- **Troisième cas** : Sollicitations avec efforts combinés variables de nature différente, par exemple :
 - traction et torsion alternatifs, en phase.
 - traction et torsion alternatifs, déphasés.

II.3.2. Essai sous amplitude variable

Actuellement, on utilise de plus en plus, en pratique, les résultats d'essais effectués sous programme de charge, de manière à se rapporter davantage des conditions réelles de service. Des expérimentateurs ont imaginé des essais avec modulation d'amplitude, sinusoïdale ou à programme. [15]

II.4. Contraintes appliqués

En service ou au cours d'essai de laboratoire, les efforts appliqués peuvent être des sollicitations de type simples, par exemple de traction-compression, de flexion ou de torsion, ou résulter d'une combinaison de ces sollicitations. [13]

Généralement, au cours d'essais de fatigue, la contrainte appliquée variera suivant une fonction du temps approximativement sinusoïdale, ceci en raison des seules possibilités de fonctionnement des machines ou pour des raisons de commodité dans le traitement des résultats d'essai.

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

II.4.1. Contrainte nominale

La contrainte prise en charge au cours de l'essai de fatigue est une contrainte nominale. Elle est calculée par rapport à la section nette de la pièce ou de l'éprouvette considérée, à l'aide de formules usuelles de la résistance des matériaux et relative au domaine élastique. Elle ne fait pas intervenir la concentration de contrainte due à des entailles, ou à d'autres causes. [13] La contrainte calculée est exprimée en newton par millimètre carré (N/mm^2) ou en pascal ($1Pa = 1 N/mm^2$).

II.4.2. Cycle de contrainte

Il y a cycle de contrainte quand une contrainte d'amplitude variable dans le temps se répète périodiquement.

Les contraintes sinusoïdaux sont les seules que nous considérons dans ce paragraphe on peut considérer que tout se passe comme si l'on avait affaire à deux contraintes superposées :

- L'une constante, que l'on appelle contrainte moyenne notée σ_m considérée comme statique et peuvent prendre des valeurs négatifs, positifs, ou nulles.
- L'autre purement alternée σ_a considérée comme dynamique. [13]

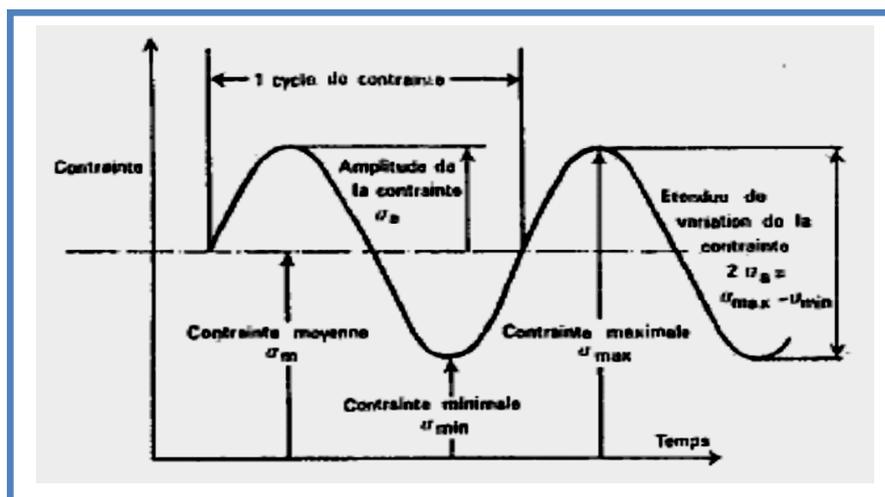


Figure II.5 : cycle de contrainte de la fatigue. [16]

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

II.4.3. Limite de fatigue

Pour une contrainte moyenne σ_m , la limite d'endurance est la plus grande amplitude de contrainte pour laquelle il est constaté 50 % de rupture après un nombre fini N (appelé censure) de sollicitations. La limite d'endurance en contraintes purement alternées s'écrit $\sigma_D(N)$. La limite de fatigue se notée σ_D lorsque la contrainte σ_m est nulle (limite de fatigue purement alternée) et σ_a lorsque σ_m est différent de zéro (limite de fatigue alternée, répétée ou ondulée).

Dans dernier cas la valeur de σ_m doit impérativement être associée à celle de σ_a dans le cas particulier des aciers, on a expérimentalement constaté que ce nombre infini peut être ramené à 10^7 cycles. [16]

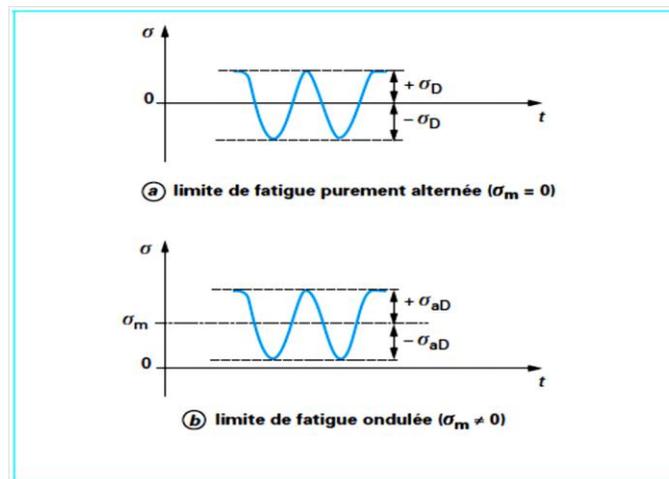


Figure II.6 : Définition de la limite de fatigue. [16]

II.4.4 Limite d'endurance

Pour une contrainte moyenne σ_m la limite d'endurance est la plus grande d'amplitude de contrainte pour la quelle il est constaté de 50% de rupture après un nombre fini N (appelé censure) de sollicitation. La limite d'endurance en contrainte purement alternées s'écrit $\sigma_d(N)$.

Cette définition est tout à fait générale puisqu'elle couvre tout le domaine de la fatigue dite classique (5×10^4 à 10^7 voire 10^9 cycles).

Quand on considère les limites d'endurances à 10^5 et 10^7 cycles, on devrait donc écrire $\sigma_d(10^5)$ et $\sigma_d(10^7)$ dans le cas des aciers, pour les raisons de commodité d'écriture et parce qu'en fait la limite d'endurance à 10^7 cycles se confond pratiquement avec la limite de fatigue, on notera cette valeur par σ_d réservant la notion $\sigma_d(N)$ aux valeurs de limite d'endurance à moindre de cycles (domaine d'endurance limitée ou la rupture sûres).

II.5 Diagrammes d'endurances

L'essai de fatigue le plus simple consiste à soumettre chaque éprouvette à des efforts périodiques (*généralement sinusoïdaux*) d'amplitude maximale (σ) et de fréquence constante, et à noter le nombre de cycles au bout duquel la rupture se produit (N). A chaque éprouvette correspondant un point du plan (σ, N) et à partir d'un lot d'éprouvettes soumises à des contraintes maximales différentes, on obtient une courbe qui à l'allure de celle repris sur (la figure II.7). Sur cette courbe, connue sous le nom de WOHLER, courbe $S-N$ (stress-number of cycles) ou courbe d'endurance on peut distinguer trois domaines :

- Une zone de fatigue (ou endurance limitée) où la rupture survient après un très petit nombre d'alternances est précédée d'une déformation plastique notable.
- Une zone de fatigue (endurance limitée) où la rupture est atteinte après un très petit nombre de cycles, nombre qui croît quand la contrainte décroît.
- Une zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité, sous faible contrainte, pour la quelle la rupture ne se produit pas avant un nombre donné de cycles, 10^7 à 3×10^7 , supérieure à la durée de vie envisagée pour la pièce. [17]

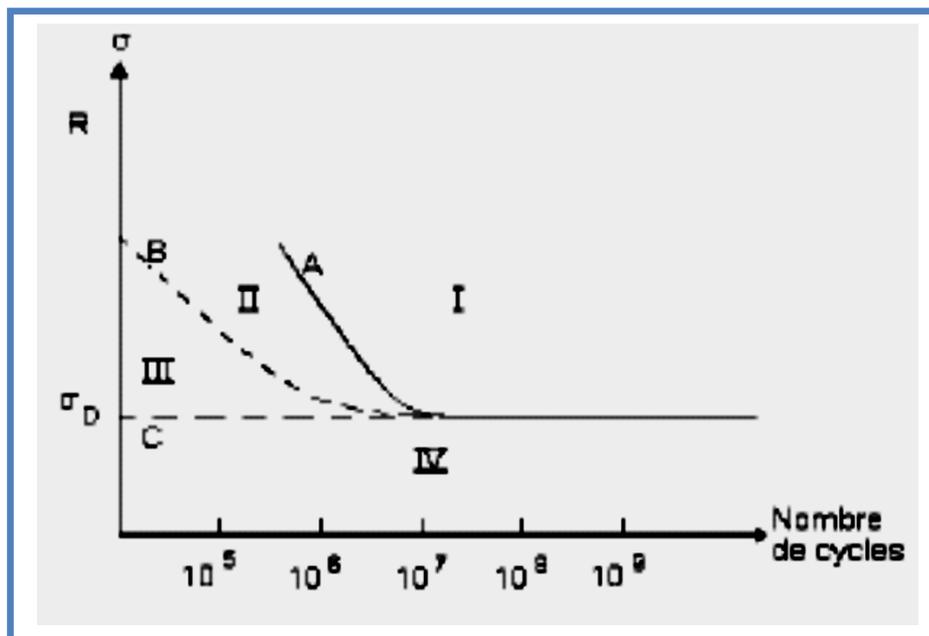


Figure II.7 Représentation schématique de la courbe d'endurance de WOHLER (A) et de la courbe de diagramme de FRENCH (B). [17]

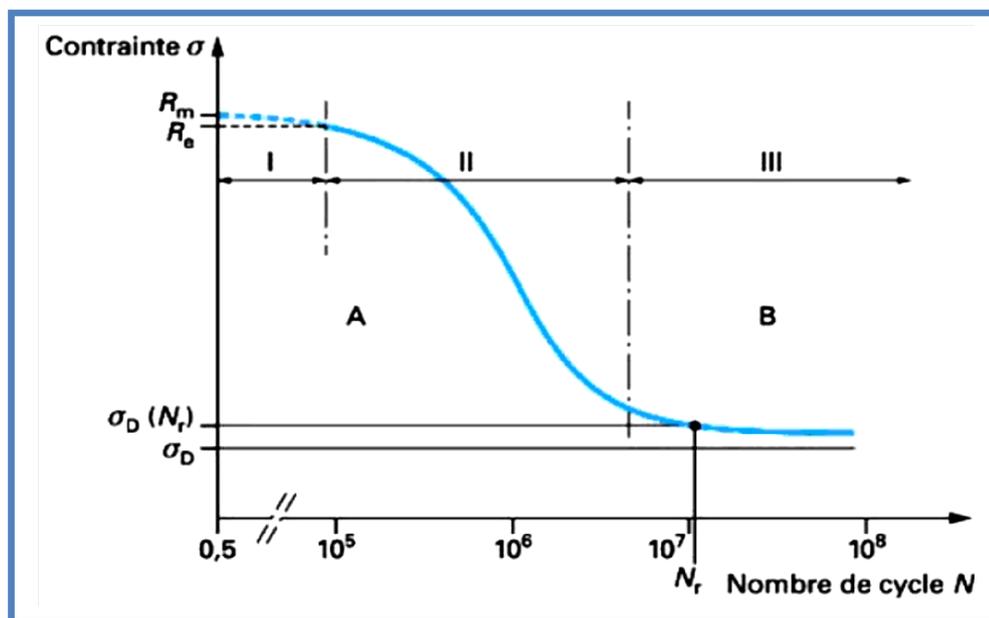
Il existe un certain nombre de représentations possibles de résultats obtenus au cours d'essais de fatigue, suivant l'arrangement que l'on adapte pour les paramètres intervenant dans la mesure.

- Les contraintes : Statique R_e, R_m , et dynamique $\sigma_{min}, \sigma_{max}, \sigma_a$

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

II.5.1 Courbe de Wöhler

Lorsqu'un matériau est soumis, un grand nombre de fois, à des amplitudes de contraintes cycliques, pour des niveaux de contraintes inférieurs à la limite d'élasticité, l'endommagement par fatigue apparaît. La courbe donnant la durée de vie exprimée en nombre de cycles à rupture N_R , portée en abscisse, en fonction de la contrainte maximale, est appelée courbe de Wöhler ou courbe d'endurance ou courbe S-N (Stress-Number of cycles), (Figure II.8). Elle est déterminée à partir d'un lot d'éprouvettes où chacune est soumise à un effort périodique de fréquence constante, la rupture se produisant au bout d'un nombre de cycles N_R . A chaque éprouvette correspond un point du plan (σ, N_R) . La rupture est atteinte après un nombre de cycles qui croît quand la contrainte décroît. Les résultats des essais de fatigue sont analysés de façon statistique, de telle sorte que l'on puisse définir des courbes correspondant à des probabilités de rupture données selon la valeur de la contrainte et du nombre de cycles.



- I** : domaine plastique oligocyclique.
- II** : domaine d'endurance limitée.
- III** : domaine d'endurance et illimité.
- A** : zone de non rupture probable.
- B** : zone de rupture probable.

- R_e : Limite d'élasticité.
- R_m : Charge de rupture.
- σ_d : Limite de fatigue.
- $\sigma_D(N_f)$: Limite d'endurance Conventionnelle à N_r cycles.

Figure II.8 Allure de la courbe de Wöhler. [18]

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

Les essais classiques de détermination d'une courbe de Wöhler donnent une information globale sur l'endurance d'un matériau : amorçage d'une fissure de fatigue et sa propagation jusqu'à la rupture. Cette courbe peut généralement être décomposée en trois zones distinctes :

Zone I : Zone de fatigue plastique oligocyclique, qui correspond aux contraintes les plus élevées, supérieures à la limite d'élasticité σ_E du matériau. La rupture survient après un très petit nombre de cycles variant généralement d'un demi-cycle à environ 10^4 à 10^5 cycles. Dans cette zone, on observe très rapidement une déformation plastique importante suivie d'une rupture de l'éprouvette ;

Zone II : Zone de fatigue ou d'endurance limitée, où la rupture est atteinte après un nombre limité de cycles, nombre qui croît lorsque la contrainte décroît (compris entre 10^5 à 10^7 cycles environ). Cette zone est souvent linéaire en échelle semi-logarithmique ;

Zone III : Zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité, sous faible contrainte, pour laquelle la rupture ne se produit pas après un nombre donné de cycles (10^7 voire 10^8), supérieur à la durée de vie envisagée pour la structure.

Dans certains cas, les courbes de Wöhler peuvent être représentées en fonction d'autres paramètres :

- Le nombre de cycles à l'amorçage défini à partir de la création d'une fissure de dimensions détectables.
- Des essais sur éprouvettes entaillées. La limite d'endurance diminue alors en fonction de la sévérité de l'entaille (lorsque le facteur de concentration de contrainte augmente).

Dans de nombreux cas, on peut tracer une branche asymptotique horizontale à la courbe de Wöhler : l'asymptote étant appelée limite d'endurance ou limite de fatigue et notée σ_D . En revanche, dans certains cas, par exemple lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion, 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).

La notion de limite d'endurance est relative et non absolue, puisque sa définition dépend du problème traité, par exemple, les limites d'endurance en traction et en torsion alternées sont différentes. [18]

II.6 Propagation des fissures par fatigue

Certaines pièces ou structures présentent des défauts plans à l'état brut de fabrication ou des fissures amorcées en service à partir de défaut ou de zone de concentration de contrainte.

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

La détermination de la durée de vie de tels éléments passe par la connaissance de la vitesse de propagation de la fissure en fonction des conditions de chargement.

La propagation d'une fissure en fatigue apparaît lorsque la variation ΔK au cours d'un cycle de chargement est supérieure au seuil de propagation ΔK_s . Cette propagation est limitée par la rupture brutale de la pièce lorsque le facteur d'intensité de contrainte atteint une valeur supérieure à K_c au cours d'un cycle (figure II.9) entre ces deux extrêmes il existe un domaine de propagation qui peut s'exprimer par une relation linéaire entre le logarithme de la vitesse de propagation et le logarithme de l'amplitude de la variation du facteur d'intensité de contrainte (Fig. II.9 *région II* de la propagation).

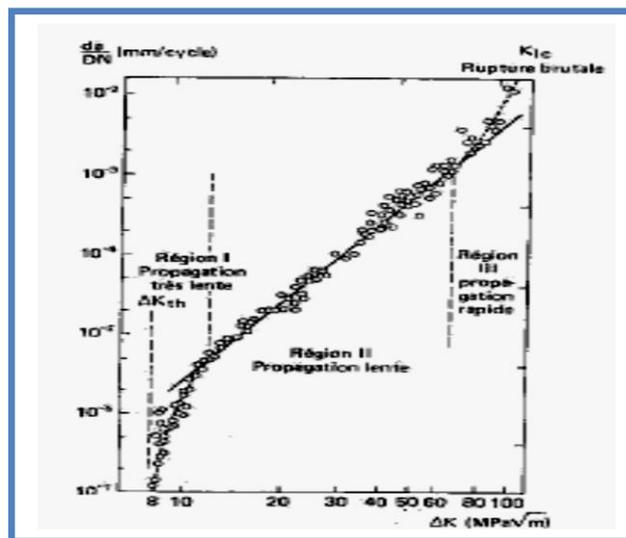


Figure II.9 : Allure de la courbe de $da/dN=f(\Delta K)$. [19]

De nombreuses relations empiriques permettent de relier la vitesse de propagation da/dN à ΔK pour la *région II* de la propagation.

Pour un matériau donné et pour un même ΔK , la vitesse de propagation est influencée par les conditions de chargement (rapport $R=K_{max}/K_{min}$), la fréquence, les contraintes résiduelles, la température et l'environnement.

La vitesse de propagation d'une fissure en fatigue exprimée en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte, caractérise la résistance à la propagation stable d'une fissure sous chargement cyclique pour un matériau donné.

Cette caractéristique du matériau a différentes applications :

- Choix d'un matériau en fonction des conditions de chargement et l'environnement.
- Détermination de durée de vie d'une structure.
- Détermination des défauts admissibles dans une structure, en parallèle avec une analyse en rupture brutale. [19]

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

Pour décrire la partie linéaire de cette courbe (domaine II), Paris proposa la relation empirique :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (II.1)$$

Où C et m sont des constantes dépendant du matériau, des conditions de chargement et de l'environnement.

Pour le calcul de Newman et Raju, une relation où ils tiennent compte des dimensions géométriques.

$$\Delta K = \frac{2}{\pi} \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \left[1.04 + 0.201 \left(\frac{a}{h}\right)^2 + 0.106 \left(\frac{a}{h}\right)^4 \right] \cdot \left[1.1 + 0.35 \left(\frac{a}{h}\right)^2 \right] \dots\dots\dots (II.2). [20]$$

II.7. Modes de fissuration

Une fissure plane se définit par les paramètres suivants, son plan (n), sa frontière (v) et le déplacement relatif de ses faces (u) (Figure II.10). La fissure se propage dans la direction normale à sa frontière (v) selon trois modes élémentaires de fissuration, ouverture (I), cisaillement plan (II) et cisaillement anti-plan ou déchirure (III).

Le mode d'ouverture, ou mode I, correspond à la composante du déplacement relatif des faces de la fissure selon la normale au plan de la fissure (n). Le mode de cisaillement plan, ou mode II, correspond à la composante du déplacement relatif selon la direction de propagation (v). Enfin le mode de cisaillement anti-plan ou mode III, correspond à la composante tangente au front de la fissure (Figure II.11). En élasticité linéaire, la sollicitation à l'extrémité de la fissure est la superposition linéaire des contributions de ces trois modes élémentaires. [21]

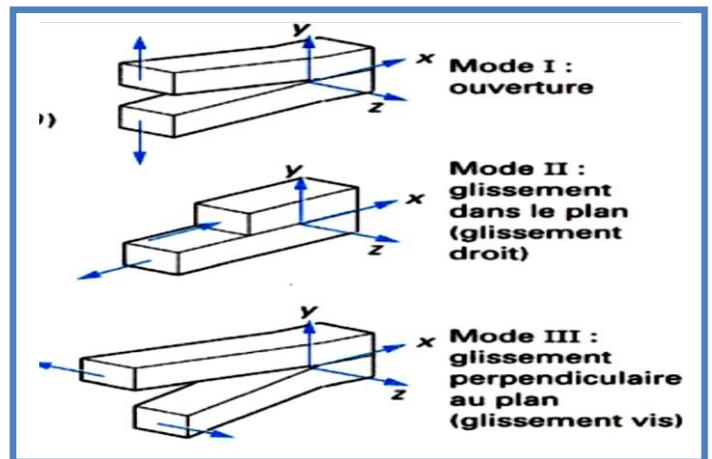
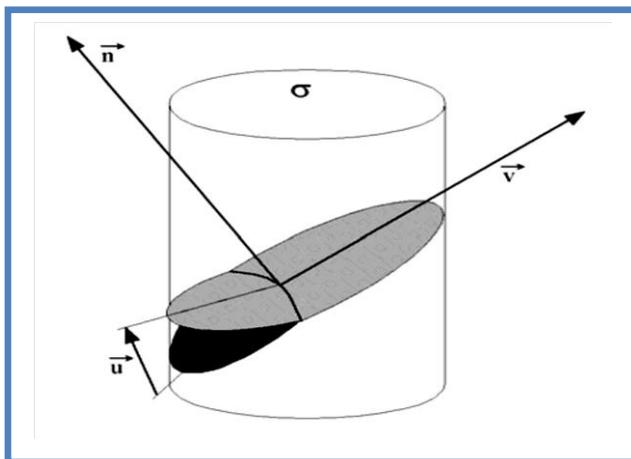


Figure II.10 : Paramètres définissant une fissure bi-dimensionnelle. [21]

Figure II.11 : modes de fissuration. [18]

II.8. Méthode de mesure de la vitesse de propagation d'une fissure en fatigue

La mesure de la vitesse de propagation d'une fissure est réalisée sur une éprouvette classique de mécanique de la rupture, pré fissuré en fatigue. La longueur de la fissure est mesurée optiquement ou par une autre méthode en fonction de nombre de cycles. Ces données font ensuite l'objet d'une analyse numérique pour déterminer la vitesse de propagation exprimée en fonction de nombre de cycles da/dN , pour chaque longueur de fissure pour la quelle la vitesse de propagation a été calculée, on calcule l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK le principe de cette mesure est indiqué sur la (figure II.12). [19]

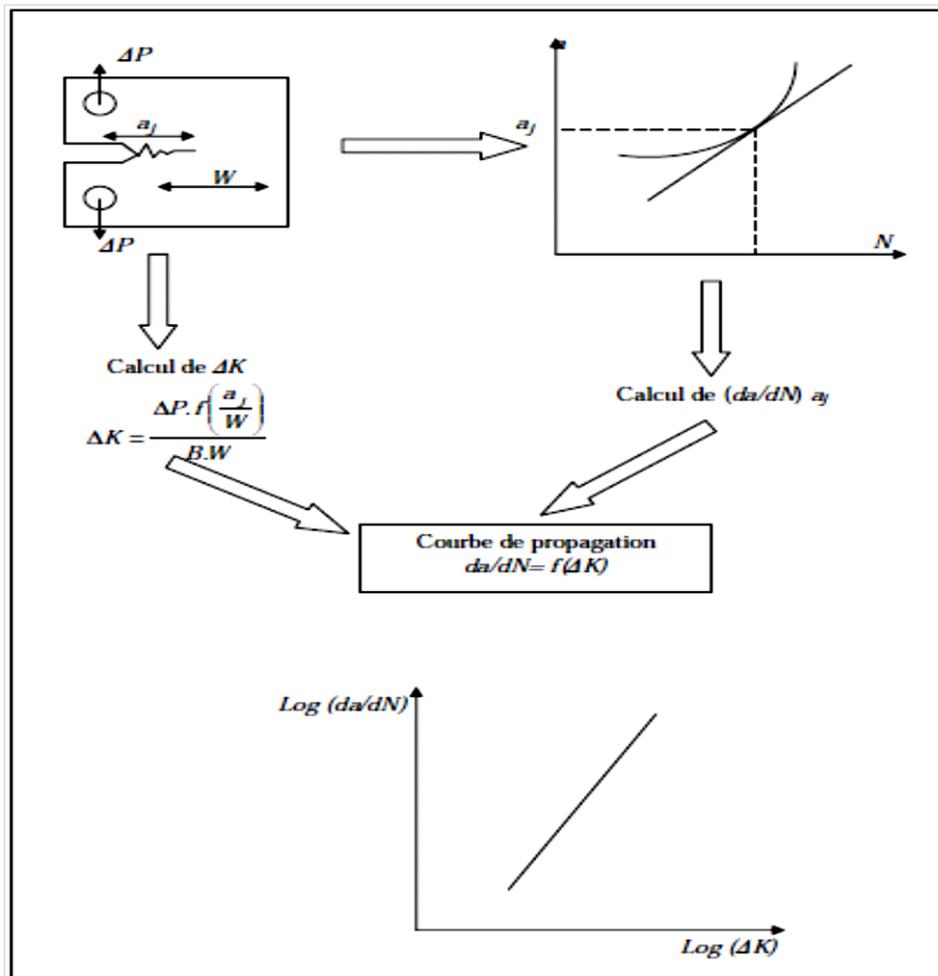


Figure II.12 : Principe de la détermination de la vitesse de propagation d'une fissure en fatigue. [19]

De nombreuses relations empiriques permettent de relier la vitesse de propagation dN/da à ΔK pour la *région II* de la propagation.

Pour un matériau donné et pour un même ΔK , la vitesse de propagation est influencée par les conditions de chargement (rapport $R=K_{max}/K_{min}$), la fréquence, les contraintes résiduelles, la température et l'environnement.

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

La vitesse de propagation d'une fissure en fatigue exprimée en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte, caractérise la résistance à la propagation stable d'une fissure sous chargement cyclique pour un matériau donné.

Cette caractéristique du matériau a différentes applications :

- Choix d'un matériau en fonction des conditions de chargement et l'environnement.
- Détermination de la durée de vie d'une structure.
- Détermination des défauts admissibles dans une structure, en parallèle avec une analyse en rupture brutale. [19]

II.9. Principe du calcul de la durée de vie

La durée de vie d'une pièce ou d'une structure peut être estimée en calculant le nombre de cycles d'amorçage d'une fissure et le nombre de cycles de propagation jusqu'à rupture.

Sur une éprouvette lisse ou sur une pièce ne présentant pas d'entaille ou de défaut préexistant, la phase d'amorçage représente 80% à 90% de la durée de vie pour le domaine d'endurance (grand nombre de cycles) et 10 à 20% de la durée de vie pour la fatigue oligocyclique (fig. II.13) dans la pièce où les structures présentent une entaille aiguë ou un défaut, la phase d'amorçage est réduite, en particulier les structures soudées, on a habitude de considérer que la phase d'amorçage est négligeable et le calcul de la durée de vie se fait en propagation. D'une manière plus générale bien souvent les calculs en fatigue par la mécanique de la rupture sont effectués uniquement en propagation, cette pratique va dans le sens de la sécurité.

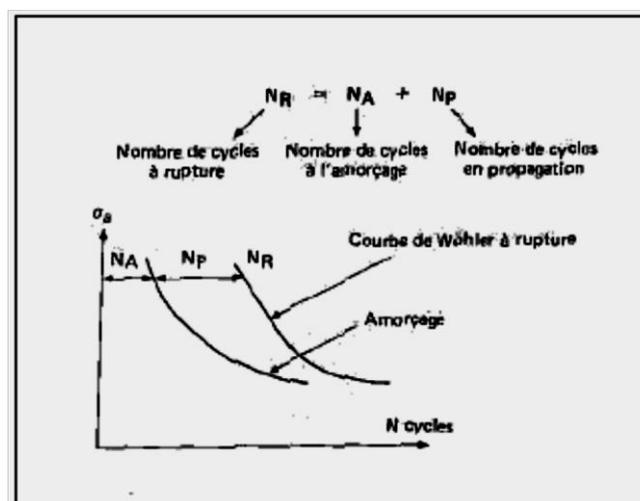


Figure II.13 : Contribution de l'amorçage et de la propagation de fissure. [19]

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

II.10. Données existantes sur un certain nombre de facteurs d'influence

II.10.1. Influence du type de sollicitation

Lorsque l'on mesure la limite de fatigue d'un matériau avec des éprouvettes d'un type usuel, on n'obtient pas la même valeur (toujours avec $\sigma_{m=0}$) en flexion rotative (éprouvette la plus usuelle) qu'en flexion plane ou en traction compression, en torsion, comme on détermine un cisaillement, on trouve une valeur plus faible sensiblement dans le rapport $1/\sqrt{3}$. C'est ainsi qu'en prenant un coefficient l pour la flexion rotative, un certain nombre de facteurs de passage notés Kp ont été proposés:

- Flexion plane : $Kp=1,05$.
- Traction compression : $Kp = 0,9$.
- Torsion: $Kp = 0,6$.

Par exemple, pour un acier ayant une charge de rupture R_m comprise entre 800 et 1300Nmm^{-2} , la limite d'endurance purement alternée en traction–compression s'écrit alors :
 $\sigma_D = 0,9. R_m (0,57- 1,2.10^4)$.

A notre que toute fois nous répétons à dessein, que ces valeurs sont déduites de résultats très dispersés et parfois contradictoires. De ce fait, elles sont contestables.

Nous n'insisterons pas, d'autant plus que nous verrons ultérieurement comment il est possible de ne pas en tenir compte. [18]

II.10.2 Influence de l'état de surface

Toujours de façon expérimentale, on constate que l'état de surface (caractérisé par sa rugosité) à une influence importante sur la limite d'endurance, une éprouvette avec un état de surface fini et plus endurante que la même éprouvette présentant un état de grossier. De plus, pour la même différence de rugosité, la perte d'endurance est d'autant plus grande que premier temps, il apparaît donc que le facteur état de surface que nous noterons Ks est fonction, non seulement de la rugosité (Rt par exemple), mais aussi de Rm . Le traitement mathématique d'un abaque donnant les valeurs moyennes de Ks en fonction de la rugosité totale Rt et la résistance Rm .

A notre que sous son apparente simplicité, le facteur Ks cache une réelle complexité, car il prend en compte l'influence des contraintes résiduelles dues à l'usinage, or, dans la plupart des cas, ces contraintes résiduelles ont des valeurs et des signes inconnus. C'est ainsi qu'une opération de

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

rectification peut du meilleur des choses, si elle est réalisée dans bonnes conditions, devenir la pire des choses si elle est réalisée de façon trop brutale. Il apparaît donc que la gamme d'usinage doit être définie avec précision, et ce d'autant mieux que le matériau a des caractéristiques élevées.

En fin dans le cas d'une entaille, où il est par ailleurs très délicat de mesure une rugosité, on constate une influence moindre de celle-ci que ce qui pourrait être attendu du traitement antérieur. Toute fois, nous ne proposerons pas de coefficient correctif sue K_s de façon à rester de coté de la plus grande sécurité possible.

Toujours par souci de sécurité, nous conseillons au lecteur lors de la prise en compte de ce facteur K_s dans un calcul prévisionnel de travailler avec la courbe immédiatement inférieure à celle correspondant à la rugosité demandée sur le plan, les courbes de l'abaque n'étant pas des courbes moyennes. [18]

II.10.3. Influence des contraintes résiduelles

Toute contrainte résiduelle stable ayant un sens opposé à la contrainte de travail aura une influence bénéfique sur la limite d'endurance. Dans le cas où cette contrainte résiduelle stable peut être quantifiée, sa valeur est donc ajoutée algébriquement à la contrainte moyenne σ_m si elles sont dans le même plan, et géométriquement si elles sont dans des plans différents (traction et flexion /torsion).

Une étude détaillée et préalable du problème est toujours nécessaire. Dans le cas où elle ne peut être estimée, mais où il existe de bonnes raisons de croire qu'elle se soustrait à la contrainte de travail. Sa non prise en compte ira dans le sens de la sécurité.

À noter, et nous insistons, que les contraintes résiduelles doivent être prises en compte en tant que contraintes moyennes. [18]

II.10.4. Influence de la fréquence

Dans un domaine de fréquences restreint recoupant, par exemple, celui des machines d'essais classiques (5 à 200 Hz, soit pour une machine tournante entre 300 et 12 000 tr/min), on considère qu'en l'absence d'échauffement ou de corrosion, la fréquence d'essai n'a *aucune influence* sur la limite d'endurance des aciers.

Toutefois, lorsque la fréquence augmente dans des proportions importantes, on observe en règle générale une amélioration de la limite d'endurance. Ce renforcement du métal aux fréquences élevées est dû à la diminution de la durée d'application de la contrainte maximale. Ne pas tenir

Chapitre II : Généralités sur la fatigue

compte de cette augmentation de tenue va donc dans le sens de la sécurité. Cependant, la proposition de Neppiras d'utiliser la courbe $S-N$ des matériaux par fatigue vibratoire a provoqué de nombreuses recherches sur l'endurance des matériaux.

Les résultats montrent qu'il n'y a pas de limite de fatigue à 10^7 cycles pour de nombreux métaux. La rupture par fatigue peut se produire jusqu'à 10^9 cycles et la différence entre les résistances de fatigue à 10^6 et 10^9 cycles peuvent atteindre 100 ou 200 MPa dans certains cas. [16]

II.10.5. Influence de milieu corrosif

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

Il résulte des expériences que la diminution de résistance à la fatigue par corrosion, avant l'essai est en général faible, tandis que l'influence de la corrosion exercée durant l'essai de la fatigue est considérable.

L'influence de la corrosion peut donc être envisagée de deux points de vue, selon que :

- Les efforts de fatigue s'exercent sur les pièces préalablement corrodées.
- La fatigue et la corrosion agissent simultanément. Ce processus est appelé fatigue sous corrosion. [15]

CHAPITRE III
FATIGUE -CORROSION

III.1. Généralités sur la Corrosion

III.1.1. Définition

La corrosion est le phénomène suivant lequel les métaux ont tendance, sous l'action d'agents atmosphériques ou de réactifs chimiques, à retourner à leur état original d'oxydes, de sulfures, de carbonates, et ainsi, à subir une détérioration de leurs propriétés. C'est donc un processus de dégradation des métaux qui, à l'exception des métaux tels que l'or et le platine, ont toujours tendance à s'altérer au contact de l'atmosphère, des eaux et des divers milieux corrosifs. On estime, que chaque année, le quart de la production d'acier est détruite par la corrosion. Cette corrosion qui apparaît soit en milieu sec, soit en milieu humide, a de tels effets que l'utilisation des aciers inoxydables constitue la solution idéale pour la prévenir. [22]

III.1.2. Les types de corrosion [22]

Il existe différents types de corrosion :

➤ **Corrosion uniforme**

C'est une perte de matière plus ou moins régulière sur toute la surface. Cette attaque est observée, par exemple, sur les métaux exposés aux milieux acides.

➤ **Corrosion galvanique**

Appelée aussi corrosion bimétallique, elle est due à la formation d'une pile électrochimique entre deux métaux qui diffèrent par leur potentiel de corrosion. Le métal ayant le potentiel de corrosion le plus négatif subit une corrosion accélérée par l'autre métal.

➤ **Corrosion caverneuse**

Elle est due à une différence d'accessibilité de l'oxygène entre deux parties d'une structure, créant ainsi une pile électrochimique. Cette attaque sélective du métal est observée dans les fissures et autres endroits peu accessibles à l'oxygène. [22]

➤ **Corrosion par piqûres**

La corrosion par piqûres est une forme de corrosion caverneuse très locale, généralement due à la stagnation d'espèces chimique dépassivantes (fluorures, chlorures, bromures et iodures) piégées à la surface du métal. Ces hétérogénéités aboutissent à la détérioration du

Chapitre III : Fatigue -Corrosion

film passif qui protège le métal. Des inclusions non métalliques distribuées à la surface d'un acier inoxydable peuvent constituer le point d'amorçage de piqûres. [2-22]

➤ Corrosion intergranulaire

C'est une autre forme de corrosion localisée s'attaquant aux joints de grains, rendant la structure mécaniquement fragile.

➤ Corrosion sous-contrainte

C'est une fissuration du métal qui résulte de l'action conjointe d'une contrainte mécanique et d'une réaction électrochimique. [22]

III.1.3. Facteurs influençant la corrosion

Les courbes de polarisation potentiodynamique sont sensibles à certains facteurs tels que l'état de surface, l'état structural du métal, l'agitation de la solution, la présence des traces d'impuretés dans le réactif.

Les aciers non passivables se caractérisent par une branche cathodique et une branche anodique. Par contre, un acier passivable sa courbe anodique se caractérise par trois domaines (actif, passif et transpassif) (**figure III.1**). [22]

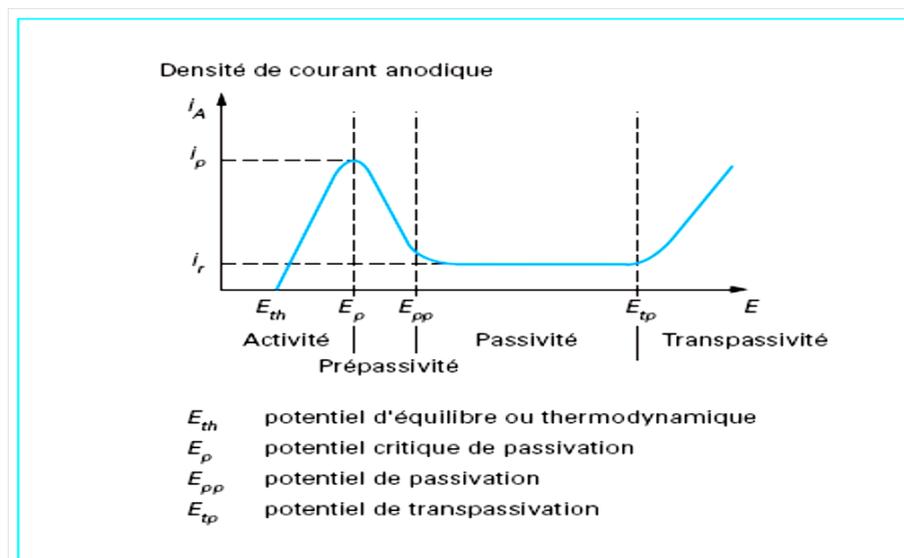


Figure III.1 : Courbe anodique de polarisation d'un acier inoxydable en milieu acide (acide sulfurique H_2SO_4). [2]

➤ Influence de l'oxygène

L'oxygène joue un rôle important dans les mécanismes de corrosion du fer et des alliages de fer en milieu aéré. Dans l'eau de mer aérée, la concentration en oxygène dissous est très variable puisqu'elle dépend des facteurs physiques, chimiques et biologiques suivants: échanges à l'interface air/océan, diffusions et mélanges au sein de la masse d'eau, phénomènes de photo-oxydation, réactions d'oxydation chimique, etc. La dissolution de l'oxygène est gouvernée par des lois physiques et dépend de la pression atmosphérique, de la température et de la salinité de l'eau. La solubilité de l'oxygène décroît lorsque la température et la salinité augmentent, mais elle s'accroît avec la pression. La solubilité de l'oxygène est de $2,8 \cdot 10^{-4}$ mol/l à 20°C en eau pure alors qu'elle est réduite à $2,3 \cdot 10^{-4}$ mol/l à 20°C pour une salinité de 35‰. En général, la concentration en oxygène dissous est comprise entre 0 et $5 \cdot 10^{-3}$ mol/l. [5]

➤ Influence du pH

Le pH de la solution est un facteur susceptible d'affecter la stabilité du film passif, l'augmentation de l'acidité et donc la quantité de protons à tendance à déstabiliser le film passif. Un milieu très acide freine la déprotonisation à laquelle la formation du film passif conduit et peut même provoquer la dissolution d'un film déjà formé. [5]

➤ Salinité

Les chlorures sont des ions agressifs, souvent à l'origine de corrosions localisées. Leur présence en solution aqueuse s'accompagne de deux effets complémentaires: d'une part, leur concentration locale induit une acidification du milieu, et, d'autre part, le film passif en surface du métal devient moins efficace car plus instable et donc plus susceptible de se rompre localement. Un autre effet de la salinité sur la corrosion résulte de son influence sur la conductivité du milieu aqueux. La résistivité du milieu corrosif limite la distance sur laquelle le couplage est effectif. Cependant, la forte conductivité des milieux salins tels que l'eau de mer (0,5 M NaCl) implique que la résistivité de l'électrolyte va jouer un rôle mineur dans la cinétique des réactions de corrosion. [23]

➤ **Température**

Généralement, l'augmentation de la température accélère les phénomènes de corrosion car elle diminue les domaines de stabilité des métaux et accélère les cinétiques de réactions et de transport. L'importance de son influence diffère cependant en fonction du milieu corrosif.

[5-23]

➤ **Facteurs métallurgiques**

Les facteurs métallurgiques sont nombreux et ont de grandes influences sur les processus réactionnels de la corrosion. Nous ne citerons sommairement que les plus importants, à savoir:

- composition de l'alliage.
- procédé d'élaboration.
- impuretés.
- traitements thermiques.
- traitements mécaniques.
- additions protectrices.

-caractéristiques cristallographiques (il s'agit essentiellement du type de structure à l'échelle du réseau et de la dimension des grains). [23]

III.2. Mécanisme de la fatigue-corrosion

La fatigue-corrosion dépend à la fois de paramètres, mécaniques et électrochimiques, ce qui conduit à des comportements complexes dépendant des processus dominants : [24]

➤ Les dommages mécaniques, essentiellement liés au nombre de cycles, sont dominants sous forte sollicitation mécanique et à fréquence élevée.

➤ Les dommages par corrosion, dépendants du temps, sont souvent dominants à sollicitation mécanique modérée et à faible fréquence. A très faible fréquence ou à faible caractère cyclique de la sollicitation ($\Delta\sigma$ faible, $\sigma_{\max}/\sigma_{\min}$ proche de 1), la morphologie des fissures peut même se rapprocher de celle de la corrosion sous contrainte.

En conséquence, la description des phénomènes de fatigue-corrosion doit prendre en compte non seulement le niveau de sollicitation mécanique, mais aussi la fréquence et la forme des cycles dont dépendent les vitesses locales de déformation et la durée d'application des contraintes. A la représentation des vitesses de fissuration en termes d'avancée de la fissure

Chapitre III : Fatigue -Corrosion

par cycle (da/dN), universellement utilisée en fatigue, devrait se substituer, ou moins s'adjoindre, une représentation en fonction du temps (da/dt) pour la fatigue-corrosion. [24]

III.3. Amorçage des fissures de fatigue-corrosion

La présence d'un milieu corrosif accélère pratiquement toujours l'amorçage des fissures, ce qui se traduit par la diminution, voire la disparition, de la limite d'endurance (au moins dans la limite des nombres de cycles expérimentalement possible), même en l'absence de tout risque identifié de corrosion sous contrainte. [24]

La figure.III.2 illustre cet effet sur un acier inoxydable.

On notera l'effet très défavorable de la dissolution en milieux acide.

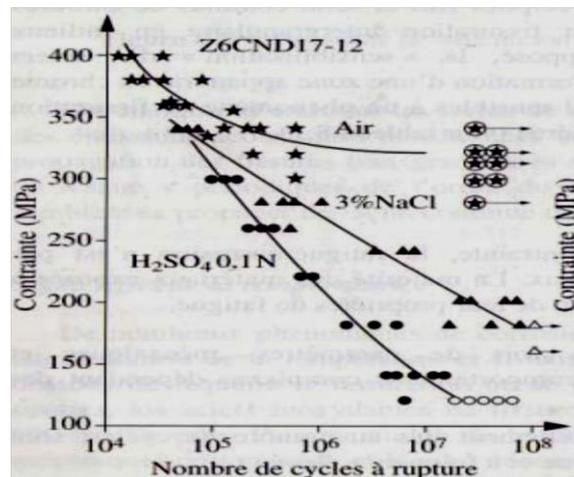


Figure III.2 : Durée de vie d'acier inoxydable (nuance austénitique Cr17-Ni12-mo) en fatigue-corrosion. [24]

III.4. Propagation des fissures de fatigue-corrosion

Selon certains auteurs [Novak 1983, Laird 1963, Hordon 1969], la croissance des fissures en fatigue-corrosion résulte principalement de l'augmentation de la vitesse de fissuration par rapport à celle observée dans un milieu inerte. La formation de stries de fatigue, principale conséquence caractéristique des essais de fatigue, se produit aussi lors d'un essai de fatigue-corrosion.

Les modèles de propagation de fissure valides pour la propagation des fissures par fatigue pure, semblent donc ne pas être beaucoup modifiés en présence d'un milieu corrosif.

Cependant, la vitesse de propagation de fissures peut s'accroître en présence d'hydrogène externe ou par une décohésion plus grande dans un milieu agressif que dans un milieu inerte, probablement à cause d'une diminution de l'énergie de création de surface libre.

Chapitre III : Fatigue -Corrosion

Par ailleurs, il existe plusieurs modèles quantitatifs qui décrivent les influences de l'environnement sur l'accélération de propagation des fissures à la pointe des fissures. Dans ce qui suit, les derniers développements des modèles utilisés pour l'étude de la fatigue-corrosion seront présentés. [25] Ceci conduit à différents comportements qui ont été séparés en trois catégories (figure.III.3) : [24]

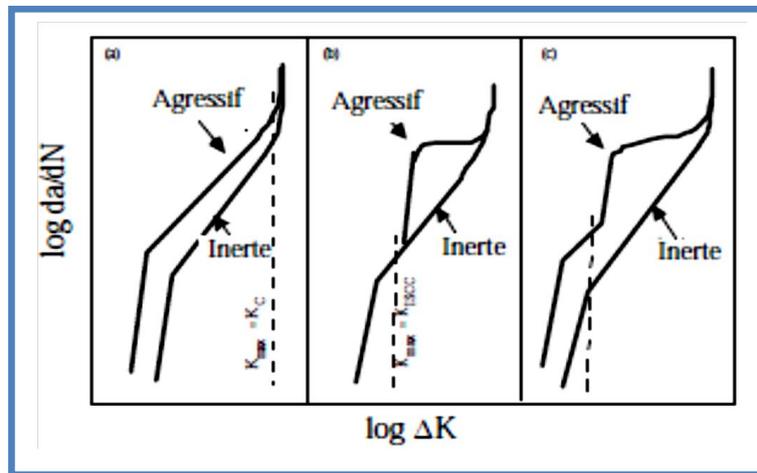


Fig.III.3 : Représentation schématique de principales fissurations par fatigue Corrosion.

[25]

- **Type a** : La vitesse de fissuration en fatigue est augmentée en présence d'un environnement agressif par un effet synergique de la corrosion et d'une sollicitation cyclique.

Ce comportement s'applique aux matériaux qui ne subissent pas la corrosion sous contrainte. Il est dénommé "fatigue - corrosion vraie".

- **Type b** : Le deuxième cas correspond à un processus de corrosion sous contrainte dans des conditions de sollicitation cyclique. Le tracé de la courbe est obtenu par superposition de l'effet de corrosion sous contrainte. Et celui de la fatigue pure. Il est dénommé "fatigue-corrosion sous contrainte. [25]

- **Type c** : Le comportement C est une combinaison des comportements A et B. [24]

III.5. Effet des contraintes résiduelles sur la fatigue-corrosion

Okido et al. [26] Ont vérifié l'effet des contraintes de compression induites par le grenailage aux billes ("shot-peening") sur la corrosion sous contrainte de l'acier inoxydable 304. Une nette amélioration a été trouvée par les auteurs dans le cas des échantillons meulés

Chapitre III : Fatigue -Corrosion

puis grenillés par rapport à ceux simplement meulés. L'amélioration est expliquée par le fait que l'oxyde de surface n'est pas rompu par la charge appliquée dans les échantillons grenillés du fait qu'une forte contrainte de compression est présente en surface.

Prabhugaunkar et al. [26] Ont aussi étudié l'effet du grenillage aux billes sur la corrosion sous contrainte et sur la fatigue-corrosion d'un acier martensitique à 12%Cr (la composition exacte n'est pas spécifiée) dans une solution aqueuse de 3,5%. L'amélioration notable des échantillons grenillés s'expliquerait par le temps nécessaire à une piqûre pour sortir de la zone de contraintes résiduelles de compression. Aucune fissure de corrosion sous contrainte ne se formerait avant que cette zone de compression ne soit traversée. L'auteur expliqua des résultats divergents par le fait que les billes utilisées pour l'étude étaient alors de dimension plus faible et que la profondeur de la zone en compression était moindre.

La relation entre les contraintes résiduelles de soudage et la fatigue-corrosion ne semble pas avoir fait l'objet d'étude en tant que tel. Par contre, comme il a déjà été mentionné, Ohta et al [26].

Ont fait des essais de propagation dans l'eau de mer synthétique sur un acier à haute résistance. Leurs résultats montraient une diminution de moitié du seuil de propagation et une insensibilité au ratio R. Cette insensibilité serait liée à l'absence de fermeture elle-même reliée à la présence de contraintes résiduelles de tension. [26]

L'exemple de la (figure.III.4) montre que le même acier peut avoir des comportements de type A et B (ou C) selon le potentiel appliqué, le comportement C étant associé à une fragilisation par l'hydrogène due à la polarisation cathodique.

Cette figure montre aussi un effet très fréquemment observé de la fréquence de la sollicitation mécanique : la diminution de la fréquence augmente la vitesse de propagation par cycle da/dN (mais diminue la vitesse de propagation par unité de temps da/dt) et augmente le facteur seuil d'intensité de contrainte ΔK_{th} . [24]

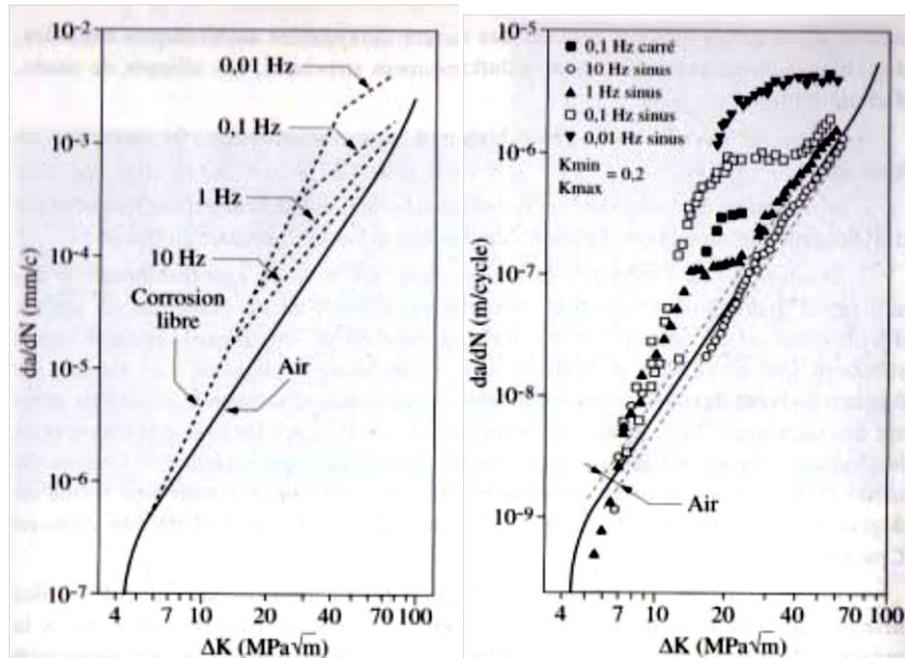


Figure III.4 : influence du potentiel sur la propagation de fissures de fatigue-corrosion sur un acier C-Mn en solution NaCl. [24]

a) potentiel libre : propagation de type A b) potentiel cathodique: propagation de type B

III.6. fatigue-corrosion sur un alliage d'Aluminium

III.6.1. Principales propriétés de l'aluminium

III.6.1.1. Introduction

En 1854: première apparition de l'aluminium lors d'une présentation à l'Académie des sciences par le chimiste français Sainte-Claire Deville, sous la forme d'un lingot. Cette pièce avait été obtenue par voie chimique.

En 1886: invention du procédé d'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult (France) et Charles Martin Hall (USA)

Depuis l'aluminium a connu un développement très important grâce notamment à son utilisation dans les industries ayant attrait au transport : aviation, automobile, marine. Il est aussi employé dans l'emballage, le bâtiment, l'électricité, la mécanique etc.... [27]

III.6.1.2. Propriétés physiques

L'aluminium est un élément du groupe III de la classification de MENDELEEV. Il cristallise dans une structure cubique à faces centrées ($a = 0.4041 \text{ nm}$), fond à 660°C . C'est un

Chapitre III : Fatigue -Corrosion

métal léger de masse atomique de $26,97 \text{ g.mole}^{-1}$, de numéro atomique $Z=13$ et de masse volumique de $2,7 \text{ g.cm}^{-3}$ à 20°C .

Il est caractérisé aussi par :

-Un coefficient de dilatation tel que :

$\alpha = 23.8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ pour l'intervalle de température de 20°C à 100°C ,

$\alpha = 25.4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ pour l'intervalle de température de 20°C à 300°C ,

$\alpha = 28.7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ pour l'intervalle de température de 20°C à 600°C .

-Une capacité thermique massique à 20°C : $C=950 \text{ J.Kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$.

-Une conductibilité thermique à 20°C : $\lambda=217.6 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$.

-Une résistivité électrique à 20°C : $\rho=2.63 \mu \Omega.\text{cm}$. Ce qui correspond à 65% de celle du cuivre. [28]

III.6.1.3. Propriétés mécaniques

Les propriétés de l'aluminium non allié recuit sont très faibles ; ainsi pour l'aluminium à 99.5% : une résistance mécanique $R_m=70\text{-}80 \text{ MPa}$, une limite élastique conventionnelle

$R_{p\ 0.2}=10\text{-}20 \text{ MPa}$, un allongement $A\%=50\text{-}60$, un module de Young $E=65\ 000 - 70\ 000 \text{ MPa}$ et un coefficient de poisson $\nu=0,36$. [28]

En effet, les propriétés mécaniques sont fortement modifiées par la déformation plastique à température proche de l'ambiante ; ainsi après écrouissage, le chauffage entraîne des phénomènes de restauration et de recristallisation analogues à ceux décrits dans le cas des aciers.

III.6.1.4. propriétés chimiques

L'aluminium est fortement oxydable ($\varepsilon_{\text{Al/Al}^{+3}}^0=-1.66 \text{ V/ENH}$), mais il se retrouve d'une pellicule d'oxyde (Al_2O_3) épaisse, adhérent, qui protège le métal. [27]

Par contre, cette alumine n'a qu'une résistance chimique limitée ; elle résiste cependant bien dans les solutions d'acide chlorhydrique, sulfurique et nitrique. Cependant les bases attaquent violemment le métal. Cette protection peut être améliorée par anodisation : il s'agit d'un traitement qui permet d'obtenir une couche épaisse de Al_2O_3 mais poreuse, et qui est ensuite colmatée par un traitement à l'eau chaude. Cette anodisation a un but décoratif, car une coloration est possible par des colorants spéciaux avant le colmatage. [27-28]

III.6.3. Résistance à la fatigue

Les courbes de Wöhler des alliages d'aluminium présentent les caractéristiques générales ci après

- absence de coude marqué contrairement à la plupart des aciers et alliages de titane ;
- tendance à ne donner une asymptote qu'à partir de 108 cycles, d'où la nécessité de Conduire les essais de fatigue jusqu'à 108 cycles pour connaître la limite de fatigue ; des essais réalisés par flexion rotative à la fréquence de 3 000 cycles/min ont toutefois montré qu'une légère baisse de la limite de fatigue pouvait être observée si l'expérimentation était conduite jusqu'à 109 cycles ;

Exemple :

- alliage 2024-T4: Limite de fatigue à 108 cycles : ± 170 mpa,

Limite de fatigue à 109 cycles : ± 165 mpa ;

- alliage 5056-0 : Limite de fatigue à 108 cycles : ± 125 mpa,

Limite de fatigue à 109 cycles : ± 110 mpa.

- rapport entre la limite de fatigue à 108 cycles (en contraintes alternées) et la charge de

Rupture en traction – ou rapport d'endurance : égal à :

- 0,35 à 0,45 dans le cas des alliages sans durcissement structural (alliages séries 1000, 3000 Et 5000),

- 0,25 à 0,35 dans le cas des alliages avec durcissement structural (Alliages séries 2000, 6000 et 7000) ; d'une façon générale, ce rapport diminue lorsque la charge de rupture augmente.

Différents facteurs conditionnent l'initiation des fissures de fatigue et, par suite, la limite de Fatigue. [29]

III.6.4. Résistance à la corrosion

L'aluminium présente en pratique une excellente résistance à la corrosion puisqu'on peut

Souvent l'utiliser sans revêtement. Convenablement choisi, l'aluminium – ou l'alliage d'aluminium – non protégé résiste notamment aux intempéries, à l'eau douce, à l'eau de mer Et à de nombreux produits alimentaires et chimiques. [29]

CHAPITRE IV

DESCRIPTION DU DISPOSITIF

EXPERIMENTAL

IV.1. Introduction

Pour étudier expérimentalement le comportement des métaux en fatigue-corrosion, on applique une contrainte ou une déformation périodique.

Les machines sont semblables à celles que l'on utilise pour les tests de fatigue, mais dans ce cas les essais se déroulent dans un milieu corrosif.

On compare généralement les résultats obtenus pour différentes fréquences puis avec un autre matériau.

IV.2. Machine d'essai de fatigue-Corrosion

Afin d'étudier la fatigue d'un acier inoxydable 316L et d'un alliage d'aluminium dans un milieu physiologique (corrosif), ces matériaux sont soumis à des tests de Fatigue-Corrosion. Le choix du type de test dépend des éprouvettes utilisées. Puisque les éprouvettes qui font l'objet de ces tests sont des éprouvettes planes de 1mm d'épaisseur pour l'acier inoxydable 316L et de 3mm pour l'aluminium, le test qui convient c'est la flexion plane cyclique (figure IV.1).

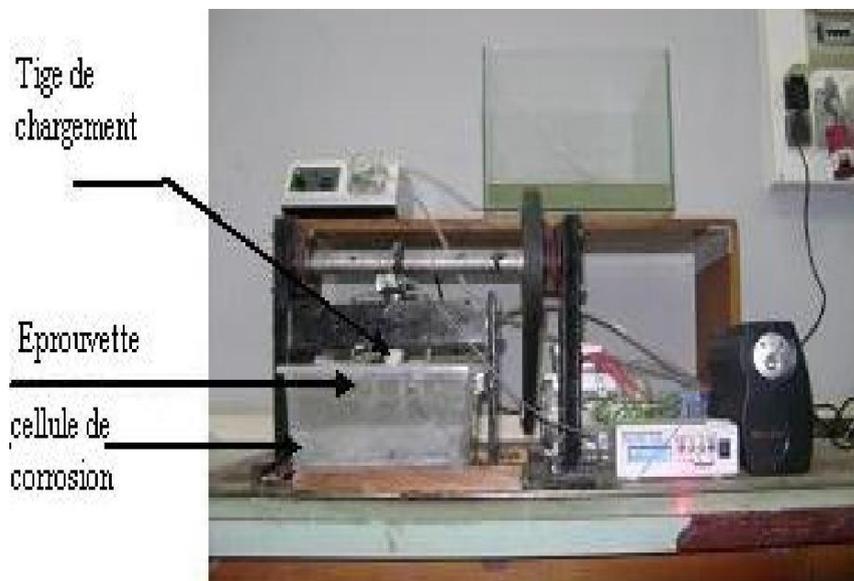


Figure IV.1 : machine d'essai

IV.3. La partie mécanique

Le mouvement circulaire engendré par la rotation du moteur qui peut tourner à une vitesse maximale de 1330 tours/mn se transforme à un mouvement rectiligne cyclique avec une fréquence maximale de 50 Hertz, avec une réduction de vitesse de rotation.

Pour cela, on opte pour le système de transmission (courroie-poulie) pour la réduction de vitesse et le système arbre à cames pour la transformation du mouvement.

Le dimensionnement de la partie mécanique se base sur trois paramètres :

- **Le type d' éprouvettes**

Les éprouvettes utilisées sont des éprouvettes plates de dimensions (75x10x1)mm pour les éprouvettes de l'acier inoxydable 316L et (75x10x3)mm pour les éprouvettes de l'aluminium.

- **La flèche maximale de flexion**

Pour rester dans le domaine élastique du matériau, on prévoit une petite valeur de la flèche. Cette dernière est liée aussi à la petite épaisseur. Le choix de la flèche est fixé à **3mm**. Donc, cette valeur va déterminer les dimensions de la tige poussoir, du ressort, la came ainsi que les logements et supports de la tige.

- **La fréquence de rotation de la came**

Le dispositif est conçu de telle manière qu'en fait varier la vitesse de rotation de moteur on provoque la variation de la fréquence de rotation de la came qui est elle aussi liée à la variation de la fréquence de flexion.

IV.4. La partie corrosion

La solution est généralement composée d'eau distillée et de chlorure de sodium (NaCl) dilué à 9 pour 1000 (= solution à 0,9 % de poids/volume de NaCl, soit 9 g/l).

IV.5. Appareillage

Un variateur de vitesse de marque HITACHI modèle X200, qui est relié au moteur pour permettre de varier sa vitesse (figure IV.2).



Figure VI.2 : variateur de vitesse

Une carte d'acquisition joue le rôle de l'interrupteur



Figure IV.3 : carte d'acquisition

Un microscope optique type OLYMPUS à différents grossissements, allant de 50 à 1000, équipé d'une camera numérique qui sert à prendre des photos vues au microscope optique, et liée au micro-ordinateur équipé d'un logiciel d'acquisition des photos ATLAS avec lequel on peut transférer les images à l'écran du micro-ordinateur (figure IV.4). Le grossissement utilisé pour nos échantillons est de 50



Figure IV.4 : microscope optique

IV.6. Dimensionnement des composants du dispositif

IV.6.1 Dimensionnement des éprouvettes utilisé

Les éprouvettes en acier inoxydable 316L de dimension :

- Longueur : $L=75\text{mm}$
- Largeur : $b=10\text{mm}$
- Hauteur : $h=1\text{mm}$

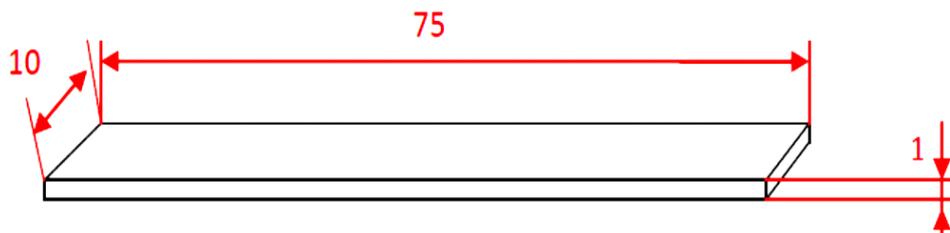


Figure IV.5 : éprouvette de l'acier inoxydable 316L

L'éprouvette en Aluminium de dimension :

- Longueur : $L=75\text{mm}$
- Largeur : $b=10\text{mm}$
- Hauteur : $h=3\text{mm}$

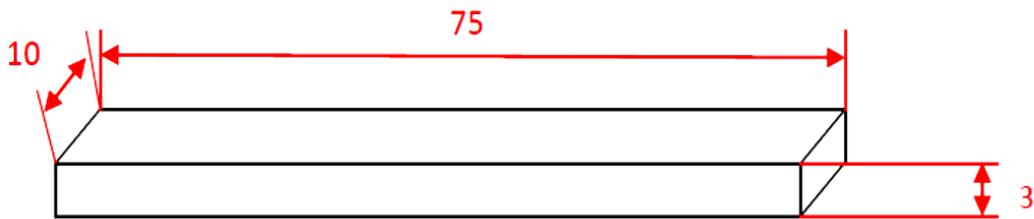


Figure IV.6 : éprouvette en aluminium

IV.6.2. Dimensionnement de la cellule de corrosion

La cellule est en plexiglas de dimension :

- Longueur : $L=250\text{mm}$
- Largeur : $b=100\text{mm}$
- Hauteur : $h=150\text{mm}$

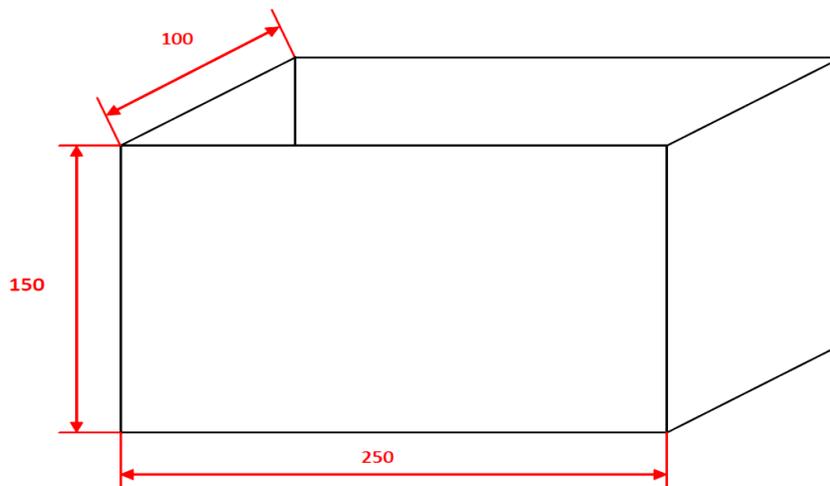


Figure IV.7 : cellule de corrosion

IV.7. Le déroulement de l'expérience

Après avoir préparé l'éprouvette et notre cellule de corrosion avec les dimensionnements indiqués ci-dessus, on commence par placer notre éprouvette dans la machine. On utilise le variateur de vitesse pour régler la vitesse de rotation de moteur ainsi que la fréquence de flexion, et on suit l'évolution de l'état de surface jusqu'à l'apparition de la fissure à l'aide d'un microscope optique, puis on continue à observer la propagation de la fissure à des

intervalles de temps de 30 min pour la fréquence de 3 Hz, et de 2 heures pour la fréquence de 2 Hz, sachant que pour l'éprouvette en aluminium la fréquence de flexion est de 3Hz.

IV.8. Calcul de la contrainte nécessaire lors d'un essai de flexion plane

Lors d'un essai de flexion plane à trois points d'appuis, l'éprouvette repose sur deux supports (figure IV.8).

On applique une force F (figure IV.9) dont le niveau est bien inférieur aux caractéristiques mécaniques du matériau (la limite d'élasticité R_e et la résistance à la rupture R_m).



Figure IV.8 : éprouvette de flexion plane [15]

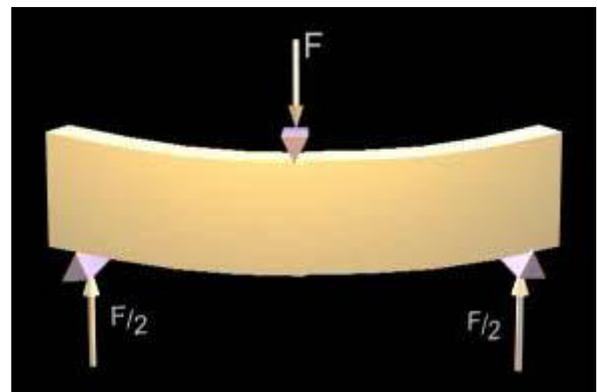


Figure IV.9 : application de la force [15]

➤ Calcul de la contrainte nécessaire lors d'un essai de flexion à trois points d'appuis

La force est appliquée une distance $\frac{L}{2}$ (figure IV.10).

La contrainte nécessaire est donnée par l'équation (IV.1)

$$\sigma_{\max} = \frac{3}{2} \left(\frac{FL}{bh^2} \right) \dots \dots \dots (IV.1)$$

-L = 75mm.

-b = 10 mm.

-h = 3 mm.

A.N:

Après remplacement, l'équation (IV.1) devient :

$$\sigma_{\max} = \frac{45}{36} \cdot F \dots\dots\dots (IV.2)$$

F : la force appliquée

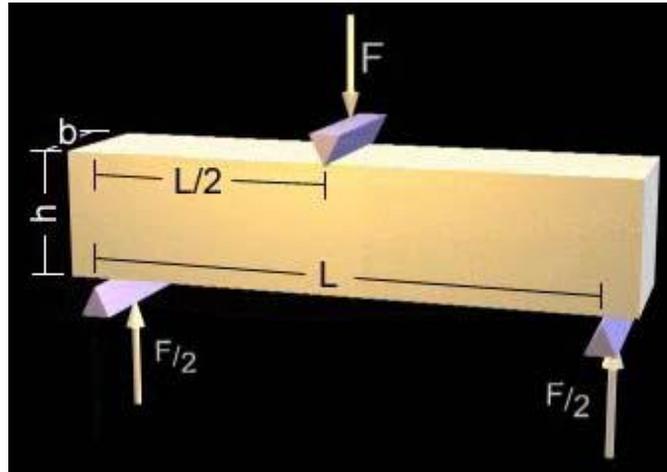


Figure IV.10 : essai de flexion à trois points d'appuis [15]

➤ **Calcul de la force appliquée lors d'un essai de flexion à trois points d'appuis**

Soit **Y** la flèche lors de l'essai.

Le **Y** est donné par l'équation (IV.3) :

$$Y = \frac{F.l^3}{6.E.I} \dots\dots\dots (IV.3)$$

E: module de Young

I: moment d'inertie

Hors

$$I = \frac{b.h^3}{12} \dots\dots\dots (IV.4)$$

Après remplacement l'équation (IV.3) par l'équation (IV.4) devient :

$$Y = \frac{F.l^3.12}{6.E.b.h^3} \dots\dots\dots (IV.5)$$

IV.8.1. Données mécanique

Pour aluminium :

Les essais réalisés sont de flexion plane, avec déplacement imposé $Y_{\max} = 3\text{mm}$.
Après remplacement, l'équation (IV.5) pour l'aluminium devient :

$$Y = \frac{3125}{E} \cdot F \dots\dots\dots (IV.6)$$

D'où

$$F = \frac{E}{3125} \cdot Y \dots\dots\dots (IV.7)$$

Ce déplacement nous donne une charge appliquée d'une valeur de 62.4 N. La contrainte appliquée est calculée par la formule (IV. 1), elle donne valeur de **78 MPa** largement inférieur à la limite élastique du matériau.

Pour l'acier inoxydable 316L :

Les essais réalisés sur l'acier sont aussi de flexion plane, avec déplacement imposé $Y_{\max} = 3\text{mm}$. La valeur de la contrainte appliquée est de **200 MPa** largement inférieure à la limite élastique du matériau.

IV.8.2. Données électrochimiques

La solution est généralement composée d'eau distillée et de chlorure de sodium (NaCl) diluée à 9 pour 1000 (= solution à 0,9 % de poids/volume de NaCl, soit 9 g/l). Elle contient 154 mEq/l de Na⁺ et de Cl⁻

Certaines solutions physiologiques d'usage commun sont commercialement disponibles à diverses concentrations à des fins différentes.

Pour l'étude de certains organes ou préparations cellulaires (humains ou animaux), le liquide physiologique est plus complexe, contenant par exemple également du KCl, CaCl₂, MgSO₄. Il

Chapitre IV : Description du dispositif expérimental

est alors commun de l'appeler Liquide de Ringer, en référence à Sydney Ringer, le premier scientifique à avoir utilisé une telle solution.

Pour d'autres il existe le liquide de Pawou, en référence à Pawou, le deuxième scientifique à avoir utilisé une telle solution.

CHAPITRE V
RESULTATS ET DISCUSSION

Chapitre V : Résultats et discussion

V.1.Introduction

Après avoir mis au point notre dispositif, nous avons procédé à des essais de fatigue dans un milieu physiologique sur des éprouvettes entaillées en acier inoxydable 316L et en aluminium.

Le suivi de l'évolution de la dégradation du matériau s'est fait à travers l'observation de la naissance, croissance et la propagation de la fissure en fonction du temps.

Les essais de fatigue dans un milieu physiologique ont trois objectifs principaux :

- Etudier l'influence du nombre de cycles sur la propagation de la fissure.
- Comparer le comportement en fatigue des éprouvettes en acier inoxydable 316L pour différentes fréquences de flexion.
- Comparer le comportement en fatigue de cet acier à celui de l'aluminium pour une même fréquence.

V.2. Essais de fatigue de l'acier inoxydable 316L dans un milieu physiologique à une fréquence $f=2$ hertz

Dans ce genre d'essais l'effet combiné de la fatigue et d'un environnement agressif agissant simultanément, ce qui conduit à une dégradation du comportement en fatigue.

La fatigue dans un milieu physiologique dépend à la fois de paramètres mécaniques et électrochimiques. Mais pour ces fréquences de flexion ($f=2$ hz, $f=3$ hz), une étude de l'influence de la fréquence de sollicitations est notre objectif. Le changement de la fréquence a un effet sur le nombre de cycles à rupture ainsi que le mode de propagation et l'apport du milieu corrosif. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes plates d'acier inoxydable 316L dont la microstructure est montrée dans la figure V.1.

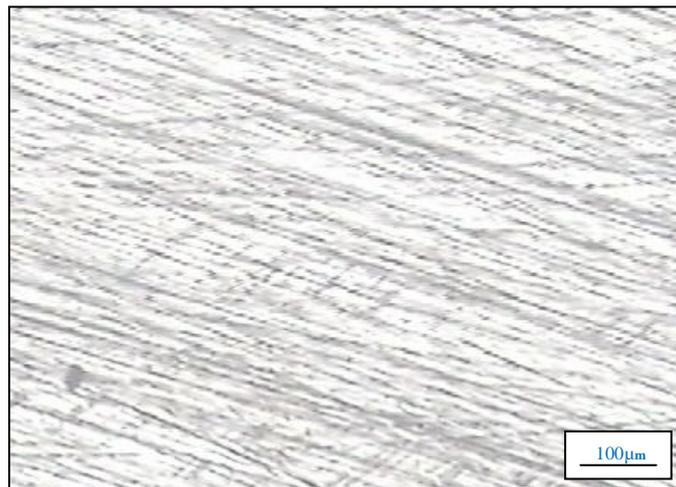
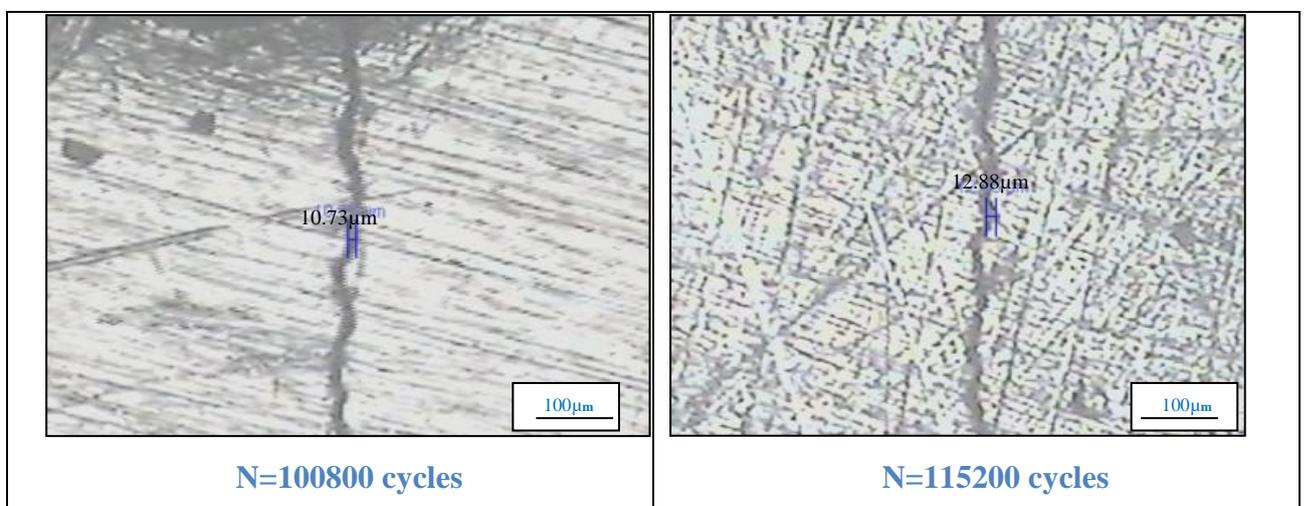


Figure V.1 : Micrographie optique sans polissage de l'éprouvette de l'acier inoxydable 316L avant l'essai

V.2.1. Evolution de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2$ hertz

Sur la figure V.2 sont présentées les morphologies de la fissuration de l'éprouvette en alliage de l'acier inoxydable 316L, respectivement après 100800 cycles, 115200 cycles, 129600 cycles, 151200 cycles, 172800 cycles et 194400 cycles, 208800 cycles, 223200 cycles, de sollicitation dans un milieu physiologique.

Les valeurs de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles sont représentées sur Le tableau V.1 et elles sont rassemblées sous forme graphique sur la figure V.3.



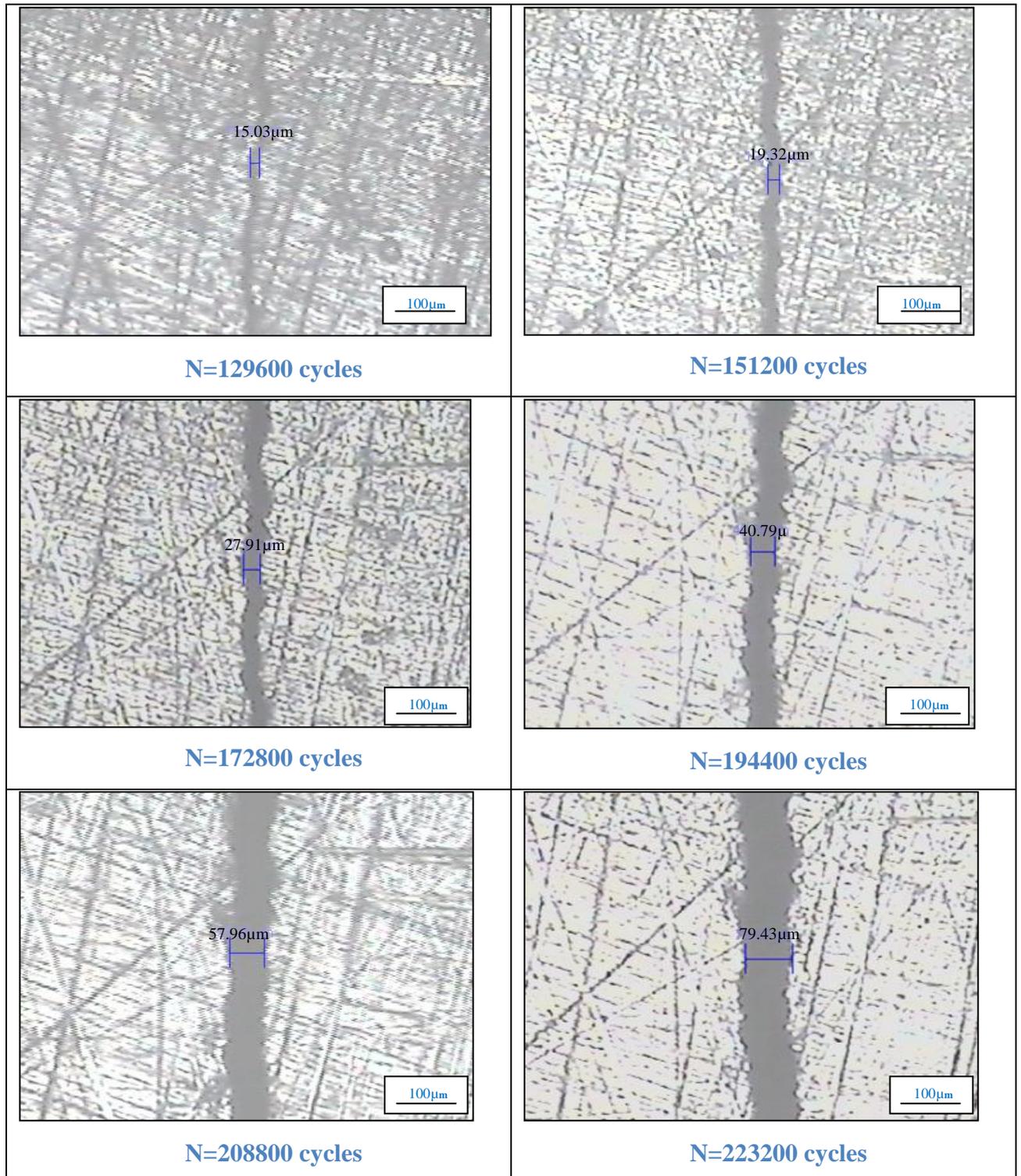


Figure V.2 : Micrographie optique mettant en évidence l'évolution des facies de ruptures en fonction du nombre de cycle (N) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2$ hertz.

Chapitre V : Résultats et discussion

Tableau V.1: Les valeurs de la largeur des fissures correspondant aux nombre de cycles.

Largeur des fissures a (μm)	10,73	12,88	15,03	19,32	27,91	40,79	57,96	79,43
Nombre de cycles N	100800	115200	129600	151200	172800	194400	208800	223200

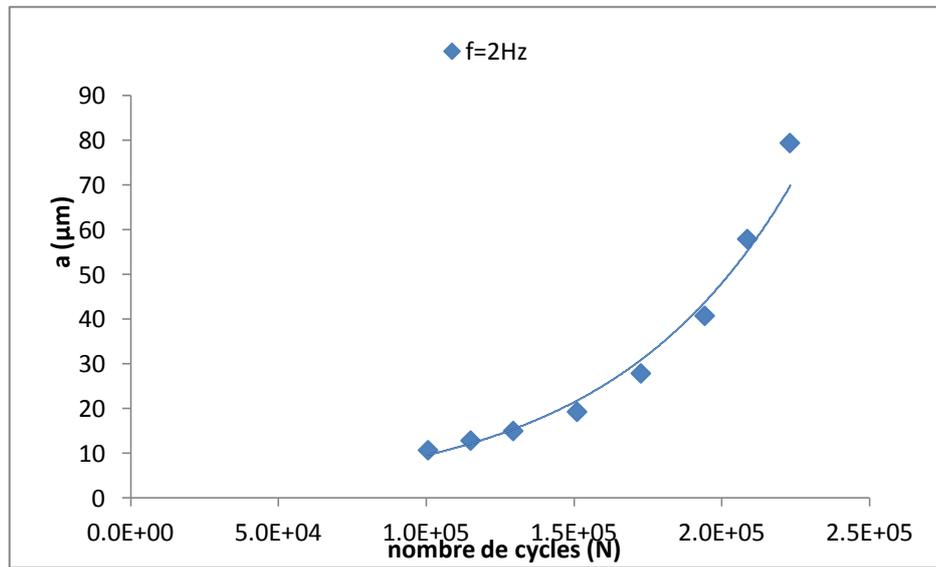


Figure V.3 L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction du nombre de cycles (N) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2\text{hertz}$

Nous pouvons observer :

-Un accroissement constant de l'ouverture de la fissure jusqu'à 150000 puis une accélération jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

-Un phénomène de décrochement entre grains de l'acier inoxydable 316L, qui semble suivre les joints de grains.

Ceci peut s'expliquer par le fait que les endommagements de fatigue sont intergranulaires et caractérisée par une fissuration des joints de grains, là où il y a une concentration de contraintes élevées. La fissure se présente sous forme de décrochements entre grains. Ainsi, la fissure se manifeste à travers la décohésion entre grains, qui est aggravée par la sollicitation mécanique et un peu moins par le milieu physiologique.

Chapitre V : Résultats et discussion

V.2.2. Vitesse de propagation des fissures lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2$ hertz

On peut, à partir des enregistrements de la largeur des fissures a en fonction du nombre de cycles N , tracer la vitesse de fissuration da/dN en fonction du facteur d'intensité des contraintes K .

En substituant les valeurs de a dans l'équation de Newman et Raju (chapitre II) pour le calcul du facteur d'intensité des contraintes on aura :

Tableau V.2 : Les valeurs de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=2$ hertz

Nombre de cycles N	100800	115200	129600	151200	172800	194400	208800	223200
$\Delta a/\Delta N \cdot 10^{-10}$ (mm/cycle)	1,06	1,49	1,49	1,98	3,976	5,96	11,92	14,90
$\Delta K \cdot 10^{-2}$ (MPa.m ^{1/2})	84,59	92,67	100,11	113,50	136,43	164,92	196,60	230,15

Les valeurs du tableau V.2 sont rassemblées sous forme graphique sur la figure V.4

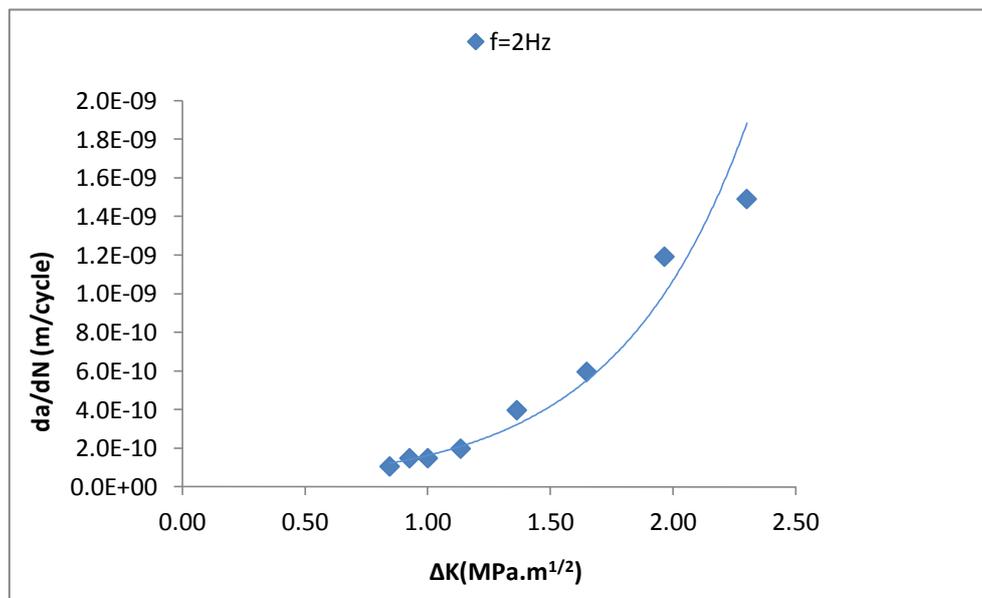


Figure V.4 : Evolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK), $f=2$ hertz

Chapitre V : Résultats et discussion

Quand l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK croît, on constate une accélération de l'augmentation de la vitesse de propagation, d'une façon générale.

On constate deux régions dans ce graphe, la première est la zone de l'amorçage des fissures comprise entre (0.80 et 1.30 MPa.m^{1/2}), caractérisée par une faible propagation de la fissure.

La deuxième région commence à partir de 1.30 MPa.m^{1/2} jusqu'à l'endommagement de l'éprouvette.

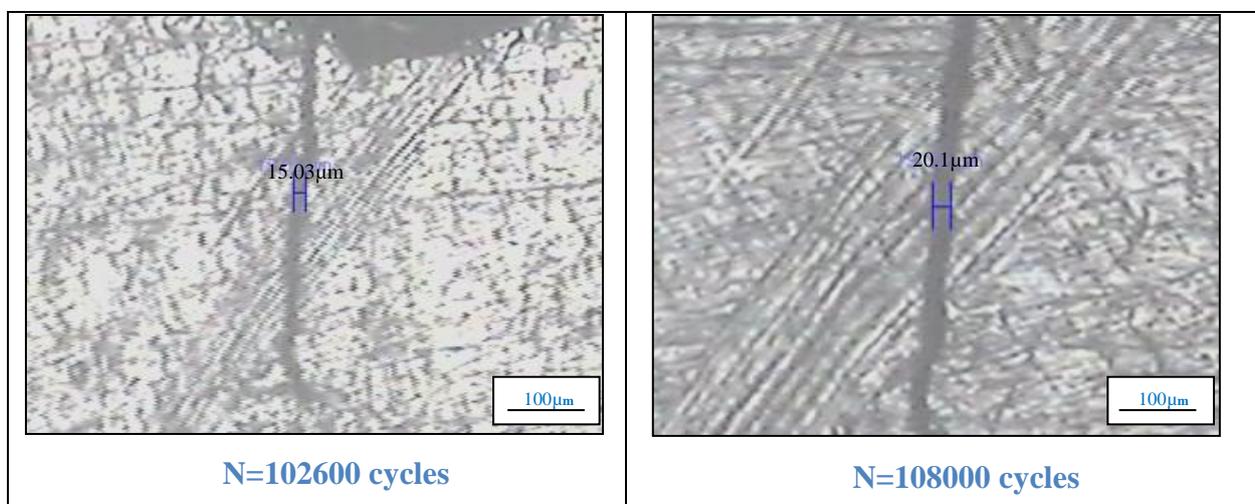
V.3. Essai de fatigue de l'acier inoxydable 316L dans un milieu physiologique, à une fréquence f=3hertz

La fatigue est définie comme étant la dégradation ou la rupture d'un matériau provoqué par chargement cyclique.

V.3.1. Evolution de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles lors d'un essai de fatigue-corrosion, f=3 hertz

Sur la figure V.5 sont présentées les morphologies du faciès de rupture de l'éprouvette en acier inoxydable 316L, respectivement après 102600 cycles, 108000 cycles, 118800 cycles, 129600 cycles, 135000 cycles et 140400 cycles, de sollicitation dans un milieu physiologique.

Les valeurs de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles sont représentées sur, Le tableau V.3 et elles sont rassemblées sous forme graphique sur la figure V.6.



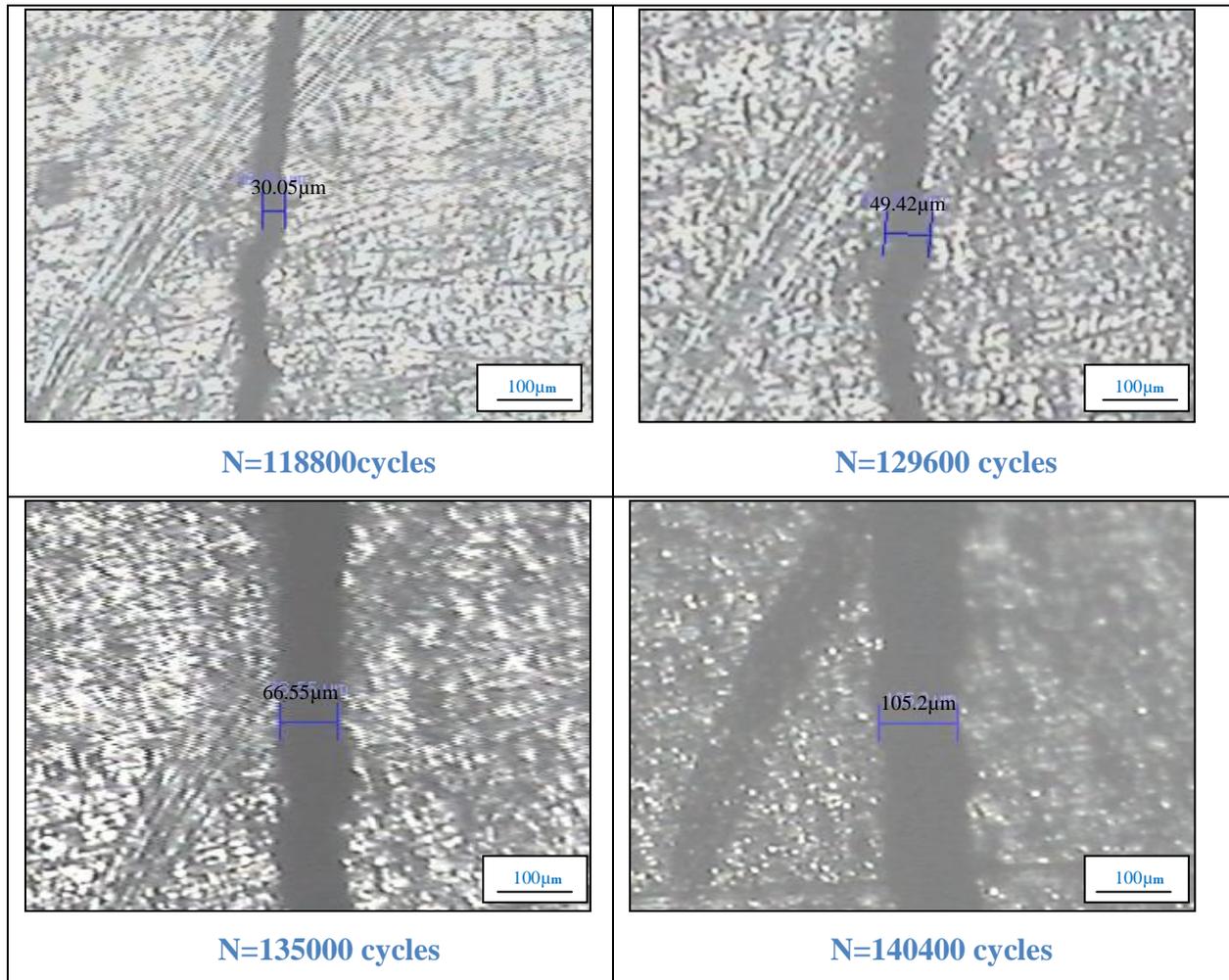


Figure V.5 : Micrographie optique mettant en évidence l'évolution des facies de ruptures en fonction du nombre de cycle (N) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz.

Tableau V.3 : Les valeurs de la largeur des fissures correspondant aux nombre de cycles.

Largeur des fissures $a(\mu\text{m})$	12,2	15,03	20,1	30,05	49,42	66,55	105,2
Nombre de cycles N	97200	102600	108000	118800	129600	135000	140400

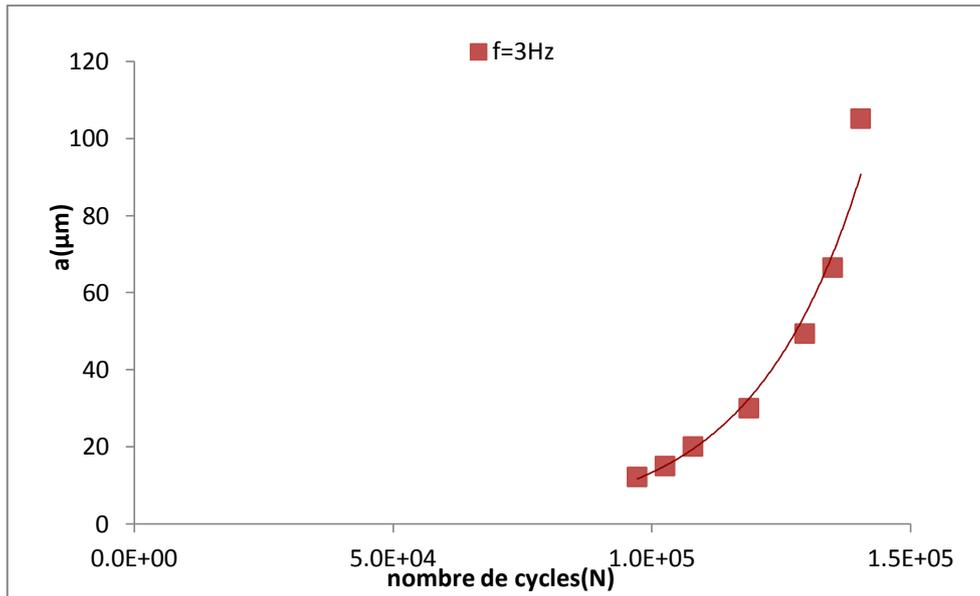


Figure V.6 : L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction du nombre de cycles N lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz.

Nous pouvons observer un accroissement accéléré de l'ouverture de la fissure. Cependant l'évolution de cette augmentation est plus importante que celle qui a été constatée lors de l'essai de fatigue à 2Hz. (figure V.6)

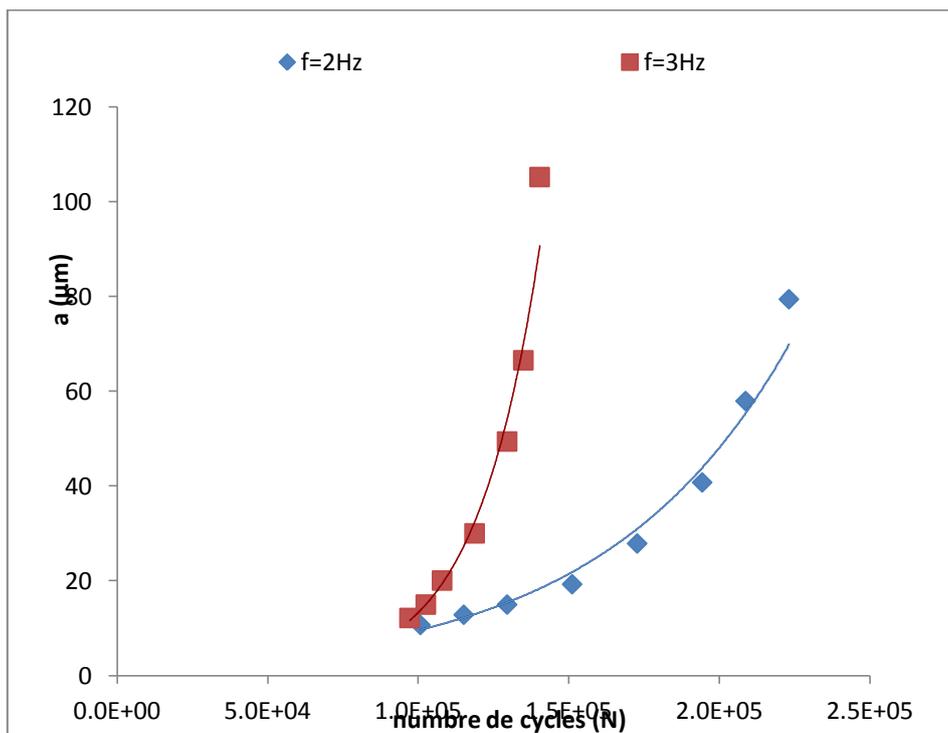


Figure V.7 : L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction du nombre de cycles N pour l'essai de fatigue-corrosion à une fréquence $f=2$ et $f=3$ hertz.

Chapitre V : Résultats et discussion

On constat que l'accélération de l'évolution de la largeur des fissures augmente avec l'augmentation de la fréquence

V.3.2. Vitesse de propagation des fissures lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz

En substituant les valeurs de a dans l'équation de Newman et Raju (chapitre II) pour le calcul du facteur d'intensité des contraintes on aura :

Tableau V.4 : Les valeurs de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz.

Nombre de cycles N	97200	102600	108000	118800	129600	135000	140400
$\Delta a/\Delta N \cdot 10^{-10}$ (mm/cycle)	1,25	5,24	9,38	9,21	17,93	31,72	71,57
$\Delta K \cdot 10^{-2}$ ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	90,19	100,11	115,77	141,56	181,54	210,66	264,86

Les valeurs du tableau V.4 sont rassemblées sous forme graphique sur la figure V.8

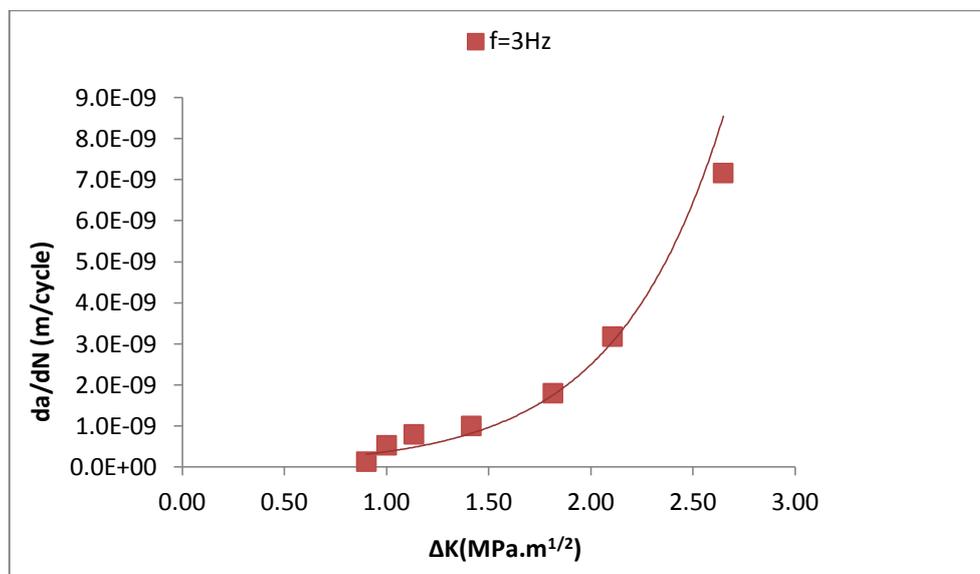


Figure V.8 : L'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz.

Quand l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK croît, on constate une accélération de l'augmentation de la vitesse de propagation, d'une façon générale. Cette variation de la vitesse est plus rapide que celle de la figure V.4.

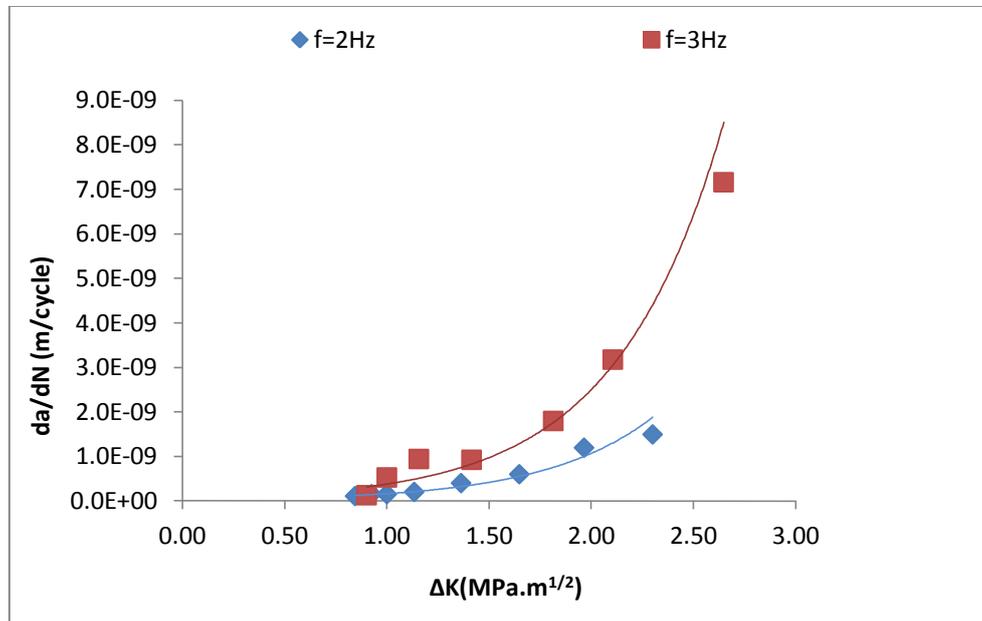


Figure V.9 : L'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) pour l'essai de fatigue-corrosion, $f=2$ hertz et $f=3$ hertz.

La figure nous montre que, pour des fréquences élevées, la vitesse de la propagation de la fissure augmente.

Malgré l'augmentation la durée de l'exposition de la fissure aux attaques chimiques qui accélèrent la dégradation de matière pour des fréquences basses, la vitesse de la propagation de la fissure diminue.

V.4. Essais de fatigue sur l'aluminium dans un milieu physiologique a une fréquence $f=3$ hertz

Dans ce genre d'essais l'effet combiné de la fatigue et d'un environnement agressif agissant simultanément, ce qui conduit à une dégradation du comportement en fatigue.

La fatigue-corrosion dépend à la fois de paramètres mécaniques et électrochimiques.

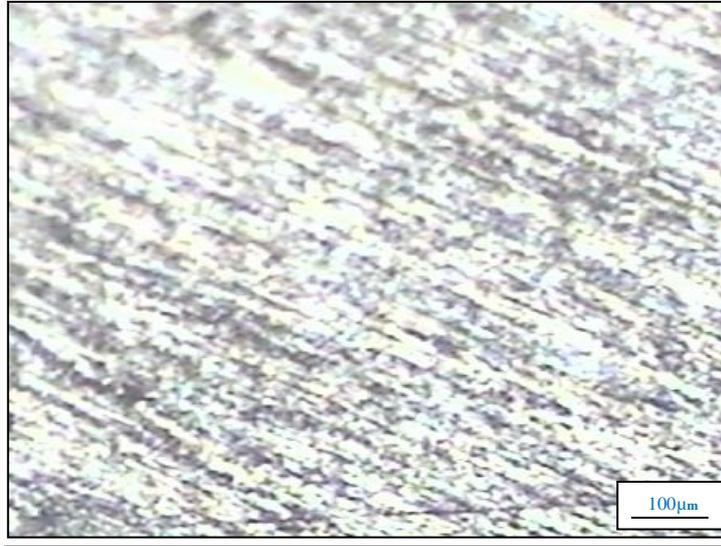


Figure V.10 : Micrographie optique sans polissage de l'éprouvette avant l'essai.

V.4.1. Evolution de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles lors d'un essai de fatigue-corrosion, $f=3$ hertz

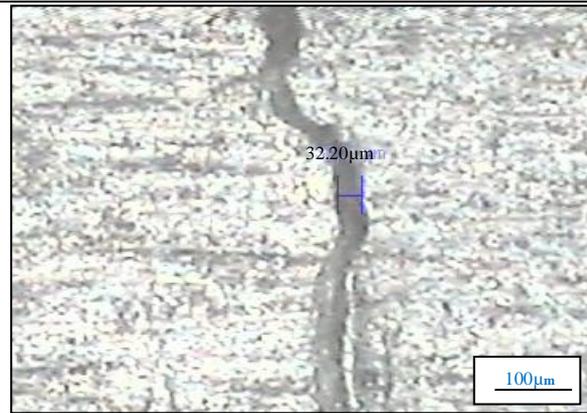
Sur la figure V.11 sont présentées les morphologies du faciès de rupture de l'éprouvette en alliage d'aluminium, respectivement après 86400 cycles, 97200 cycles, 118800 cycles, 140400 cycles, 162000 cycles et 172800 cycles, 183600 cycles et 194400 cycles de sollicitation.

Les valeurs de l'ouverture des fissures en fonction du nombre de cycles sont représentées sur le tableau V.5 et elles sont rassemblées sous forme graphique sur la figure V.12.

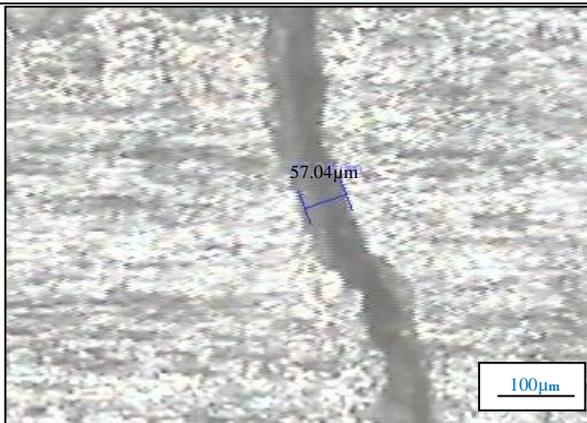
Chapitre V : Résultats et discussion



N=86400 cycles



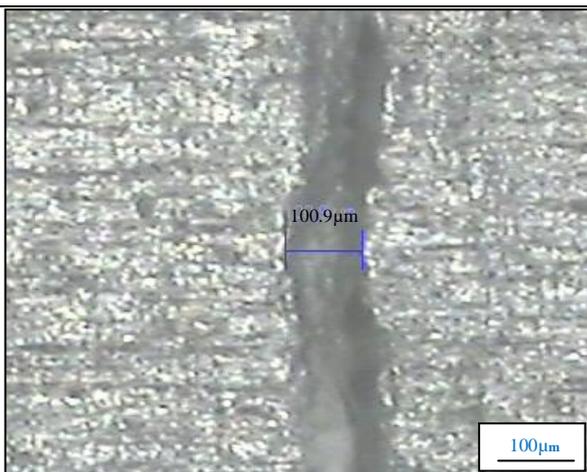
N=97200 cycles



N=118800 cycles



N=140400 cycles



N=162000 cycles



N=172800 cycles

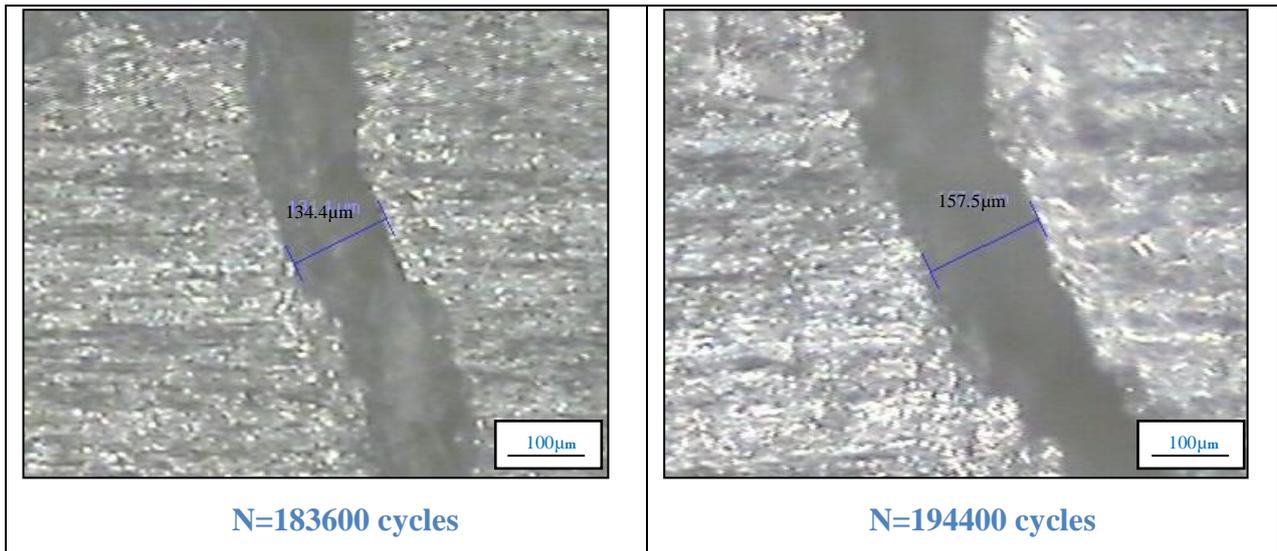


Figure V.11 : Micrographie optique mettant en évidence l'évolution des facies de rupture en fonction du nombre de cycle (N) lors d'un essai de fatigue-corrosion.

Tableau V.5 : Les valeurs de la largeur des fissures correspondant aux nombre de cycles

Largeur des fissures a (μm)	13,58	32,20	57,04	74,67	100,90	116,70	134,40	157,50
Nombre de cycles N	86400	97200	118800	140400	162000	172800	183600	194400

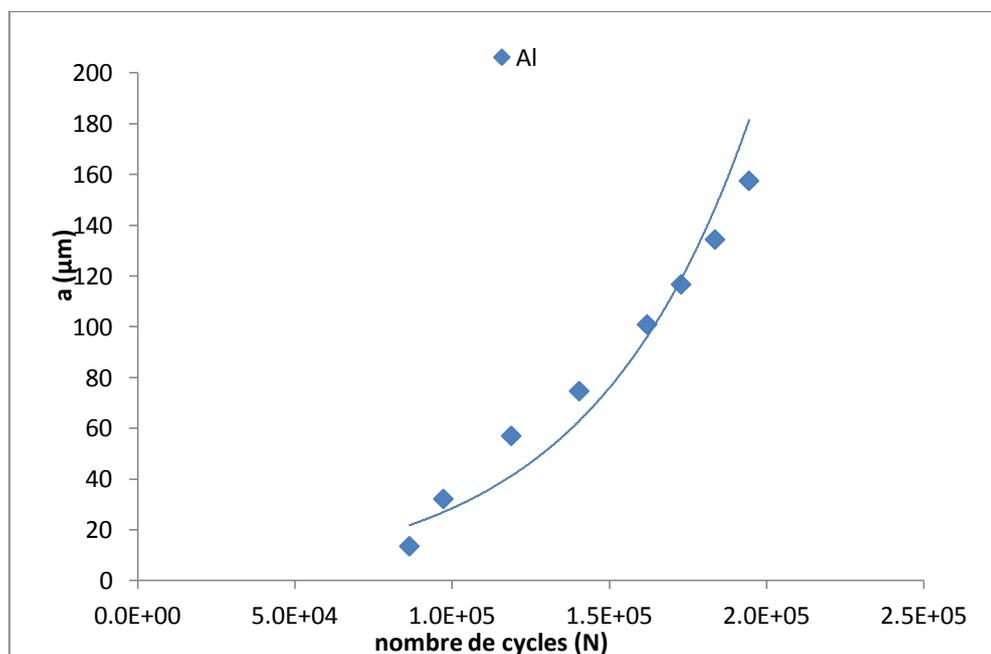


Figure VI.12 : L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction du nombre de cycles N lors d'un essai de fatigue-corrosion.

Chapitre V : Résultats et discussion

Nous pouvons observer :

- Un accroissement constant de l'ouverture de la fissure
- Un phénomène de décrochement entre grains de l'alliage d'aluminium, qui semble suivre les joints de grains.

Ceci peut s'expliquer par le fait que les endommagements de fatigue sont concentrés aux entailles, là où il y a une concentration de contraintes élevée. Le faciès de rupture se présente sous forme de décrochements entre grains, qui sont le signe d'une corrosion feuilletante. Celle-ci est due à la microstructure typique de tels alliages d'aluminium. Ainsi, la fissure se manifeste à travers la décohésion entre grains, qui est aggravée par la sollicitation mécanique.

Le taux de progression dépend fortement de la microstructure locale, de l'environnement et de la sollicitation.

V.4.2. Vitesse de propagation des fissures lors d'un essai de fatigue-corrosion

On peut, à partir des enregistrements de la largeur des fissures a en fonction du nombre de Cycles N , tracer la vitesse de fissuration da/dN en fonction du facteur d'intensité des contraintes K .

En substituant les valeurs de a dans l'équation de Newman et Raju (chapitre II) pour le calcul du facteur d'intensité des contraintes on aura :

Tableau V.6 : Les valeurs de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) lors d'un essai de fatigue-corrosion.

Nombre de cycles N	86400	97200	118800	140400	162000	172800	183600	194400
$\Delta a/\Delta N \cdot 10^{-10}$ (mm/cycle)	1,57	17,24	11,50	8,16	12,14	14,62	16,38	21,38
$\Delta K \cdot 10^{-2}$ (MPa.m ^{1/2})	37,11	57,14	76,03	87,02	101,16	108,76	116,75	126,39

Les valeurs du tableau VI.2 sont rassemblées sous forme graphique sur la figure VI.4

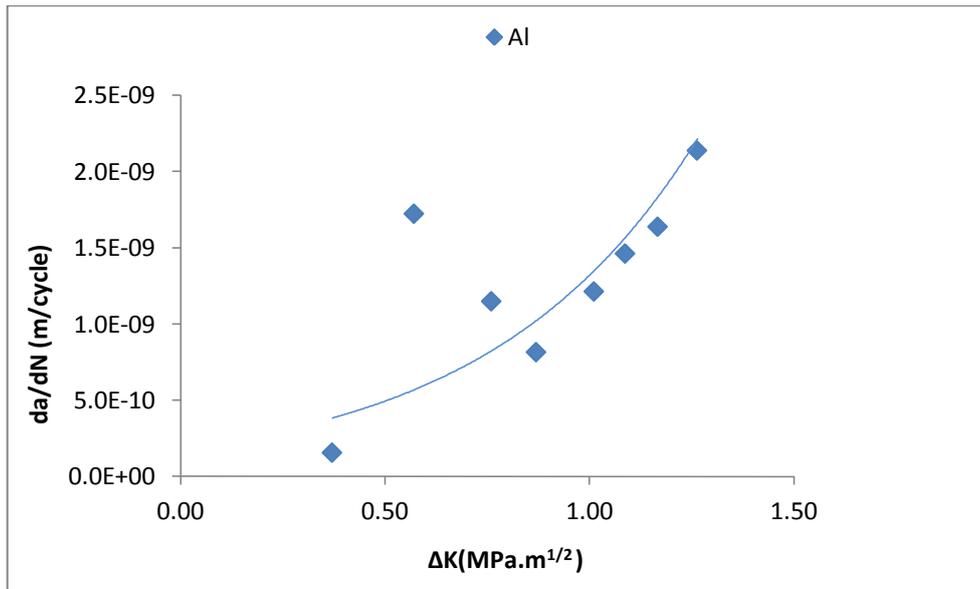


Figure V.13 : Evolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK), $f=3$ hertz

Quand l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK croît, on constate l'augmentation de la vitesse de propagation, d'une façon générale. Un point singulier est toutefois observé, à 97200 cycles, et peut s'expliquer par un comportement microstructural particulier de l'alliage d'aluminium.

La variation de la vitesse de propagation peut être liée à la cohésion des grains. Lorsque l'énergie locale du joint de grain est supérieure à celle du front de fissure, celle-ci peut se traduire par un décrochement entre grains, tel que les morphologies observées l'indiquent.

V.5. L'évolution de la largeur des fissures en fonction de nombre de cycle (N) pour deux matériaux différents (316L-Al)

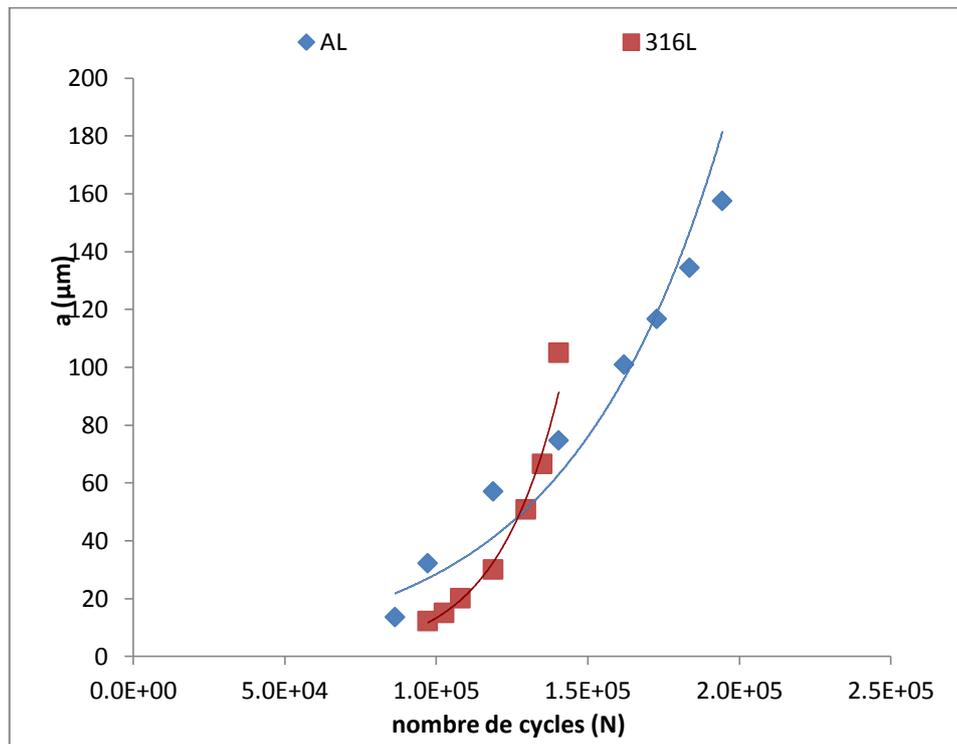


Figure V.14 : L'évolution de la largeur des fissures (a) en fonction de nombre de cycle (N) pour deux matériaux différents a une fréquence $f=3$ hertz.

L'effet de la corrosion est dominant, puisque, l'aluminium est plus sensible a ce phénomène que l'acier inoxydable, la croissance de la taille de fissure est plus grande pour l'éprouvette d'aluminium.

Après une certaine taille critique il y'a propagation de fissure, l'effet mécanique est plus important. L'épaisseur de l'éprouvette de l'acier qui l'agrément petite par rapport à celle de l'aluminium. On observe une augmentation plus rapide de la taille de fissure dans l'éprouvette de l'acier inoxydable 316L.

V.6. Vitesse de propagation des fissures lors d'un essai de fatigue pour deux matériaux différents (316L-Al)

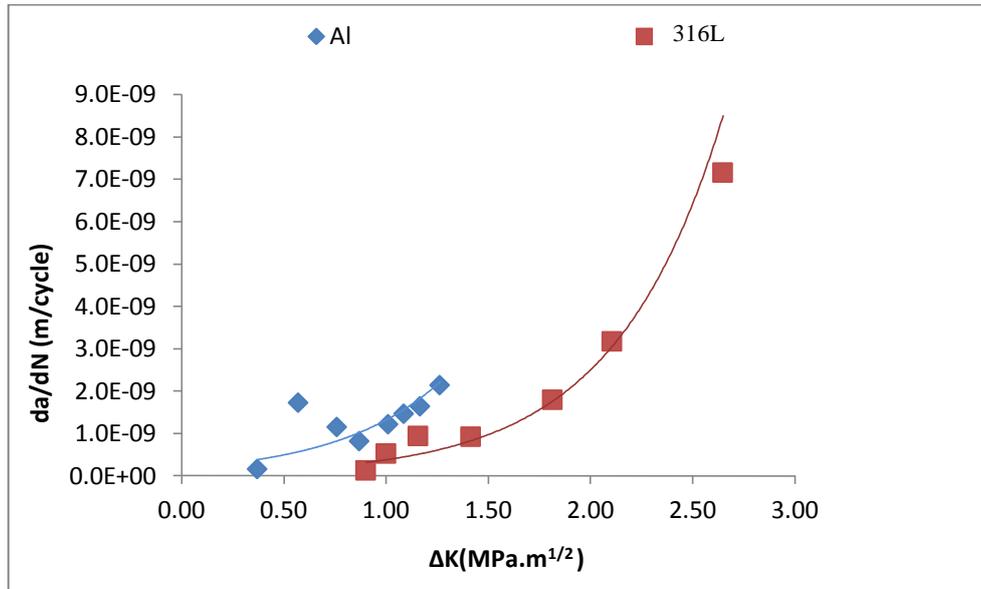


Figure V.15 : L'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) pour deux matériaux différents à une fréquence $f=3$ hertz.

L'effet de la corrosion est dominant, puisque, l'aluminium est plus sensible à ce phénomène que l'acier inoxydable. On observe une augmentation plus rapide de la vitesse de fissure dans l'éprouvette de l'acier inoxydable 316L.

On constate que l'évolution de la vitesse de propagation est plus élevée pour un matériau sous une contrainte σ_{max} plus grande.

CONCLUSION GENERALE

Conclusion Générale

Conclusion générale

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés à la fatigue-corrosion par flexion plane en tant que phénomène dépendant à la fois de paramètres mécaniques et électrochimiques.

Après avoir défini le phénomène dans tous ses aspects et tous les facteurs influant, nous avons procédé à des essais de fatigue-corrosion sur des éprouvettes entaillées de l'acier inoxydable 316L et de l'aluminium dans notre milieu physiologique, aux fréquences de 2 ou de 3Hertz.

Les conclusions que nous pouvons tirer de cette étude sont :

- L'endommagement de la structure se caractérise par l'amorçage au fond de l'entaille puis la propagation de la fissure. Celle-ci est de type inter-granulaire.
- La présence d'un milieu corrosif accélère l'amorçage des fissures et augmente leur vitesse de propagation, mais pour les fréquences élevées utilisées dans notre étude (2 et 3 Hz), l'effet de la corrosion diminue et ainsi c'est l'effet de la fatigue qui l'emporte.

Ce travail peut être poursuivi afin de se rapprocher des conditions industrielles et pour affiner les résultats pour permettre une meilleure interprétation des phénomènes.

Nous recommandons la poursuite des travaux suivants :

- Etendre l'étude sur d'autres microstructures afin de caractériser l'influence de celles-ci sur la fatigue.
- Affiner l'étude de la fissuration inter-granulaire, par exemple on peut utiliser la microscopie électronique pour déterminer la densité et la profondeur des microfissures au cours de l'essai.
- Effectuer des essais sur d'autres matériaux dans des milieux divers.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Bibliographie

- [1] **LACOMBE, G. BERANGER**, structures et diagrammes d'équilibre des diverses nuances des aciers inoxydables, édition de physique, les Ulis, (1990).
- [2] **P. J. CUNAT**. **Aciers inoxydables : Critères de choix et structure**, Techniques de l'Ingénieur. M4540, (2002).
- [3] **R. N. GUNN**. Duplex Stainless Steels. 2000.
- [4] **M. Colombie et coll**, **Matériaux métalliques**, DUNOD. Paris 2000
- [5]- **N. Lebozec**, Réaction de réduction de l'oxygène sur les aciers inoxydables en eau de mer naturelle. Influence du biofilm sur les processus de corrosion, Thèse Docteur de l'université de Bretagne Occidentale (2000).
- [6] **R. BLONDEAU**, Procédés et applications industrielles du soudage, Paris, hermès science publications (2001).
- [7] **G. Murry**, Aciers, Généralités, Techniques de l'ingénieur, M 300, (2000).
- [8] **Madeleine Durand-Charre**, La microstructure des aciers et des fontes, Paris (2003).
- [9] **T.BERGUIGA**, Caractérisation de l'état de déformation et comportement à la recristallisation des soudures en acier inoxydable 316L, Mémoire de Magister de l'Ecole National Polytechnique, (2007).
- [10] **D.T LLEWELLYN & RC MUDD**, STEels Metallurgy & applications, third Edition chapter 9, (1998).
- [11] **Frederick, J. Schoen, E. Jack**, Biomaterial Science, Lemons, 1996.
- [12] **R.SCHMIDT**, Traité des Matériaux, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (1999).
- [13] **A.PINEAU P.PETREQUIN C. BATHIAS, JEAN-PAUL. BAÏLON**, La fatigue des matériaux et des structures, Hermes, Paris, 2e édition (1997).
- [14] **R.Cazaud**, la fatigue des métaux DUNOB, Paris (1969).
- [15] **J.P Bailon, J.M Dorlot**, presse internationale polytechnique(2001).
- [16] **Jian LU**, Fatigue des alliages ferreux, Technique de l'ingénieur BM 5 043, (2012).
- [17] **C. W. WEGST**, La clé des aciers, STAHLSCHÜSSEL (1989).
- [18] **A. ALHUSSEIN**, Transport et stockage des dérives pétroliers problématique d'endommagement des pipes par érosion de sable et par hydrogène, Thèse Docteur de l'université de Metz (2010).
- [19] **C. BOUHELIER**, Mécanique de la rupture. Seuil de propagation. Propagation des fissures par fatigue, CETIM 3e édition (1989).

- [20] **S.Pommier**, propagation de fissures de fatigue sous chargement aléatoire, LMTCachan/ENS-Cachan/université de Paris VI/CNPS UMR8535.
- [21] **S. Pommier**, Mécanique et Technologies, Science des Matériaux (LA 314), Marie curie (2006).
- [22] **V. Nobel**, Etude du mécanisme d'action du monofluoro-phosphate de sodium comme inhibiteur de la corrosion des armateurs métalliques dans le biton, Thèse Docteur de l'université de Paris 6 (université de Pierre et Marie Curie), (2004).
- [23] **S. Payan**, Fissuration en relaxation des aciers inoxydables austenitiques, Thèse Doctorat, de l'université de Bordeaux (2001).
- [24] **G.Beranger, H.Mazille**, corrosion des métaux et alliages LAVOISIER 2002.
- [25] **F.Iacoviello**, Fragilisation par l'hydrogène de l'acier inoxydable austeno - ferritique z2cnd22 05 - rôle de la microstructure, thèse Doctorat de l'école centrale Paris (1997).
- [26] **D.THIBAULT**, Quantitative analysis of fatigue fracture surface in the duplex steel, Thèse Doctorat de l'université du Québec (2010)
- [27] **Raymond Loewy**, L'Aluminium. Série de technologie, (2009).
- [28] **BARRALIS, MEADER** Précis de métallurgies 5eme édition, afnor, Nathan (1990)
- [29] **B. DUBOST Pierre et SAINFORT**, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M 240. (2003).

