

LISTE DES ABREVIATION

HSLA	High Strength Low Alloy Steel
HIC	Hydrogen Induced Cracking
WT	Wall Thickness
DWTT	Drop Weight Tear Test
CE	Carbone Equivalent
TNR	Temperature de non recristallisation
API	American Petroleum Institute
PSL	Pipes Steel Line
LT	Sens longitudinale
FOC	Fatigue oligocyclique
FGNC	Fatigue à grand nombre de cycles
OL	Overload (Surcharge)
BM	Métal de base
HAZ	Zone affectée thermiquement
WM	Métal d'apport
Cal	Constant amplitude loading
VAL	Variable amplitude loading
FCGRs	fatigue crack growth rates

LISTE DES SYMBOLES

B	La largeur de bande
D_{ext}	Le diamètre extérieur de tube formé
A	L'angle d'introduction de la bande par rapport au l'axe symétrique
R_e	la limite d'élasticité
K_y	Constante varie
d	La taille de grain
Mg	Magnésiums
Si	Silicium
Ni	Nikel
C	Carbone
Cu	Cuivre
Cr	Crome
Mo	Molybdène
V	Vanadium
R_e	Limite d'élasticité
Pms	Pression maximale de service
\emptyset	Limite d'élasticité
FC	Facteur de Charge
K	Facteur d'intensité de contrainte
J	L'intégrale de contour
G	Le taux de restitution d'énergie
Σ	Contrainte
R	Rayon
K_{IC}	Ténacité du matériau
k_{max}	Facteur d'intensité de contrainte maximale
k_{min}	Facteur d'intensité de contrainte minimal
ΔK	Amplitude du facteur d'intensité de contrainte
K_{crit}	Facteur d'intensité de contrainte critique.
f	La contribution de la fermeture de la fissure
T	Taux de surcharge

k_{pic}	Facteur d'intensité de contrainte atteinte lors de la surcharge
ΔK_{ORL}	Amplitude du facteur d'intensité de contrainte correspondant à la surcharge
C_{pi}	coefficient de retard
r_o	taille de la zone plastifiée monotone juste avant la surcharge
λ	Exposant de Wheeler
C, m	Coefficient de paris dépend du matériau
K_r	facteur de réduction traduisant les effets d'interaction
A	Longueur de la fissure
$a(ol)$	Longueur de la fissure à la surcharge
$SOLR$	Rapport d'arrêt de surcharge
α	Etat de contrainte dans une direction de propagation
Σ_{max}	L'amplitude de chargement cyclique maximale
H_2	Hydrogène
N_2	Azote
Σ_{rr}	Contraintes radiale
$\sigma_{\Theta\Theta}$	Contraintes circonférentielle
Σ_{zz}	Contraintes de traction
P_i	Pression interne
r_e et r_i	Rayon extérieur et intérieure
M	Moment
F	Force
$\sigma_0,2$	Limite d'élasticité (0,2% de déformation plastique)
σ_R	Resistance à la rupture
N	Coefficient de poisson
MPa	Unité de pression

SOMMAIRE

DEDICACE.....	II
REMERCIEMENTS.....	III
RESUME.....	IV
LISTE DES FIGURES.....	VII
LISTE DES TABLEAUX.....	XI
LISTE DES ABREVIATIONS.....	XII
LISTE DES SYMBOLES.....	XIII
SOMMAIRE.....	XV
INTRODUCTION GENERALE.....	1

CHAPITRE I GENERALITES SUR LES PIPELINES

Introduction.....	4
I.1 Fabrication des pipelines.....	5
I.1.1.Les tubes soudés sous la forme spirale.....	5
I.1.2.L'angle d'introduction de la bande.....	6
I.1.3.Les tubes soudés sous forme longitudinale.....	5
I.1.3.1. Le formage.....	7
I.1.3.2.Le soudage.....	8
I.1.3.3.L'Expansion et calibrage.....	8
I.2. Propriétés mécaniques des aciers pour pipeline.....	9
I.2.1 Soudabilité.....	10
I.2.2. Laminage.....	11

1.2.3 Limite d'élasticité.....	12
I.3.Matériaux utilisés à la fabrication de pipeline.....	14
I.3.1 Dimensionnement des tubes.....	15
I.3.2 Teneur des aciers du pipeline.....	15
I.3.3. Tubes de conduite.....	16
I.3.3.1.Tubes de conduite (Pipes Steel Line 1 'PSL1').....	16
I.3.3.2Tubes de conduite PSL (Pipes Steel Line 2 'PSL2').....	17
I.4.OBSERVATION METALLOGRAPHIQUE DES DIFFERENTS ACIERS ..	17
I.4.1.Microstructure de l'acier API 5L X42.....	18
I.4.2. Microstructure de l'acier API 5L X52.....	18
I.4.3.Microstructure de l'acier API 5L X60.....	19
I.4.4.Microstructure de l'acier API 5L X65.....	20
I.4.5.Microstructure de l'acier API 5L X70.....	21
I.4.6.Microstructure de l'acier API 5L X80.....	21
Références bibliographiques	23

CHAPITRE II Comportement en Fatigue des aciers pour Pipelines

Introduction.....	27
II.1.APPROCHE GLOBALE DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE.....	27
II.1.2.FACTEURS D'INTENSITE DE CONTRAINTE K ET MODE DE RUPTURE.....	28
II.1.3. CHAMP DE CONTRAINTE AU NIVEAU DE LA POINTE DE LA FISSURE.....	29
II.1.4.ZONE PLASTIQUE AU NIVEAU DE LA POINTE DE LA FISSURE.....	30
II.2.Endommagement par fatigue.....	31

II.3.Les fissures en fatigue.....	32
II.3.1. Différents types de fissures.....	33
II.4.Propagation d'une fissure de fatigue.....	33
II.4.1.Domaine de fissuration.....	33
II.5.Paramètres influençant la fissuration par fatigue.....	37
II.5.1. Influence de rapport de charge.....	37
II.6.Modèles de propagation d'une fissure de fatigue.....	38
II.6.1.Modèle de propagation à amplitude constante.....	38
II.6.1.1.Modèle de Paris.....	39
II.6.1.2.Modèle de Walker.....	39
II.6.1.3.Modèle de Forman.....	39
II.6.1.4.Modèle de NASGRO.....	39
II.6.1.5.Modèle d'Elber basé sur la fermeture de la fissure.....	39
II.6.2.Propagation sous chargement à amplitude variable.....	40
II.6.2.1.Aspects phénoménologiques.....	40
II.6.2.1.1.Effet d'une surcharge.....	40
II.6.2.2. Définition du phénomène du retard.....	41
II.6.2.3. Origines de l'effet Retard.....	42
II.6.2.3. Mécanismes dues aux chargements cycliques à amplitudes variables.....	43
II.6.3.1. Contraintes résiduelles induite autour de la pointe de la fissure.....	43
II.6.3.2. Emoussement à la pointe de la fissure.....	44
II.6.3.3. Interaction associée à la plasticité au niveau de la pointe de la fissure.....	44
II.6.3.4. Fermeture de fissure induite par plasticité.....	45
II.6.3.5. Effet de retard dus à l'application d'une surcharge.....	45
II.6.4. Modèles de propagation à effet de surcharges.....	47
II.6.4.1. Modèle de Wheeler.....	47
II.6.4.2 .Modèle de Willenborg.....	48
II.6.4. 3 Modèle de Willenborg Généralisé.....	49
Références bibliographiques	51

Chapitre III ETAT DE L'ART

Introduction.....	55
III.1. Effet de l'amplitude de chargement.....	56
III.2. Effet du rapport de charge.....	57
Références bibliographiques	64

Chapitre IV Simulation numérique de la propagation des fissures par fatigue

INTRODUCTION	67
IV.1.PRESENTATION DU CODE.....	67
IV.2.COMPORTEMENT EN FATIGUE DES ACIERS PIPELINES API 5L X70.....	69
IV.2.1. Modele de Harter	69
IV.3. Matériaux, modèle géométrique & Paramètres de propagations.....	71
IV.3.1. Matériaux d'études	73
IV.3.2. Spectres de chargements cycliques.....	74
Références bibliographique	76

Chapitre V Résultats Et Discussion

Introduction	78
--------------------	----

V.1.PROpagAtion A AMPLITUDE CONSTANTE.....	78
V.1.1.Effet Du Rapport De Charge R.....	78
V.1.2.Effet de l'amplitude de chargement.....	80
V.2. PROPAGATION A AMPLITUDE VARIABLE.....	82
V.2.1.Effet d'une seule surcharge – niveau de surcharge	82
CONCLUSION GENERALE.....	88

Introduction générale

La mécanique de la rupture est une science assez récente qui a eu la majeure partie de des développements théoriques durant le *XX ème siècle*. En parallèle, le phénomène de fatigue a intéressé la communauté scientifique une centaine d'années plus tôt, dès le début du *XIX ème siècle*. La problématique de ces deux domaines de la mécanique est identique : il s'agit pour le chercheur de prévoir le comportement des structures jusqu'à leur ruine. Les avancées scientifiques dans la prévision du comportement des structures et le besoin de réduire les coûts rendent ces problématiques de plus en plus importantes dans le processus de conception au sein de l'industrie mécanique, par exemple les pipelines.

L'étude du comportement en fatigue des structures dépend de la nature des chargements appliqués (chargement à amplitude constante/chargement avec surcharges). Ces chargements sont caractérisés par plusieurs paramètres dont leurs influences sur la durée de vie en fatigue et la vitesse de fissuration est très significative du point de vue intégrité mécanique des structures. Le chargement à amplitude constante est caractérisé par l'amplitude de la contrainte et le rapport de charge.

Le chargement variable joue un rôle prépondérant et est caractérisé par des variations de spectres de chargement soit par des surcharges ou des sous charges permettant ainsi de retarder ou accélérer l'avancée de la fissure de fatigue. Le spectre avec surcharges est caractérisé par le niveau de surcharge, le nombre de cycles de surcharge, le nombre de cycles avant et après surcharge et le rapport de charge.

Ce mémoire intitulé " Effets des chargements variables sur la fissuration par fatigue des aciers pour pipelines " se situe dans ce contexte. L'objectif principal est d'étudier les effets de chargement à amplitude variable sur la fissuration des aciers pour pipelines.

Ce mémoire s'articule autour de cinq chapitres :

- Le premier chapitre est réservé à la présentation des caractéristiques mécaniques et chimiques des aciers ainsi les différentes procédures de fabrication des tubes des pipelines.
- Le deuxième chapitre présente une étude bibliographique et généralités sur les outils fondamentales qui régissent la mécanique de la rupture et les concepts de fissuration par fatigue.
- Le troisième chapitre est consacré à l'état de l'art des effets de chargement sur la fissuration par fatigue : rapport de charge, l'amplitude de contrainte et le chargement variable (taux de surcharge).
- Le quatrième chapitre présente l'outil de simulation ainsi que la géométrie, le matériau étudié et le modèle de prédiction de la durée de vie en fatigue.
- Le cinquième chapitre présente les différents résultats obtenus de l'effet des paramètres de chargement cycliques sur la fissuration par fatigue de l'acier API 5L X70

CHAPITRE I

GENERALITES

SUR

LES PIPELINES

Introduction

Un pipeline (originaire de l'anglais) est une canalisation formée par un ensemble de tubes en acier soudés bout à bout, destinée à l'acheminement de matières gazeuses, liquides. Revêtus extérieurement voire intérieurement et généralement enfouis dans le sol. Ces pipelines s'avèrent coûteux et parfois difficiles à mettre en œuvre selon les caractéristiques des terrains traversés en zone de risques sismique ou politiquement instable. Au contraire de leur investissement initial ; leur utilisation est relativement peu coûteuse par rapport à d'autres formes de transport concurrentes, au moins sur de petites et moyennes distances.



Figure. I.1.Pipeline dans l'environnement

CHAPITRE I-GENERALITES SUR LES PIPELINES

Selon le produit transporté, les pipelines sont nommés différemment :

- Les gazoducs (pour le transport du gaz naturel)
- Les oléoducs (pour le transport du pétrole)
- Les aqueducs (pour le transport de l'eau)

I.1 Fabrication des pipelines :

La fabrication des tubes pour pipelines est la transformation des plaques d'acier en tubes en vu de son utilisation qui peut changer d'un produit à un autre et d'une région à une autre. La diversité des diamètres et des épaisseurs de tubes ainsi que le développement avec le temps de leurs techniques de fabrication, on retrouve :

- Les tubes soudés sous la forme en spirale (petite diamètre)
- Les tubes soudés sous forme longitudinale (grand diamètre)

I.1.1 Les tubes soudés sous la forme spirale

Les tubes soudés en spirale sont obtenues par enroulement et soudure hélicoïdale d'un ruban de tôle approvisionné sous forme de bobines (figure. I.2); ce procédé exige un contrôle très sévère de la soudure en usine, en raison des nombreuses reprises qu'il entraîne, et impose un appareillage très étudié et une très bonne qualité des tôles, pour garantir une bonne fiabilité de la fabrication. [1]



Figure. I.2.tubes soudés sous la forme spirale

CHAPITRE I-GENERALITES SUR LES PIPELINES

La fabrication des tubes spirale peut être subdivisée en opérations principales (La préparation de la bande, La bande de raboutage, cintrage, soudage) figure I-3

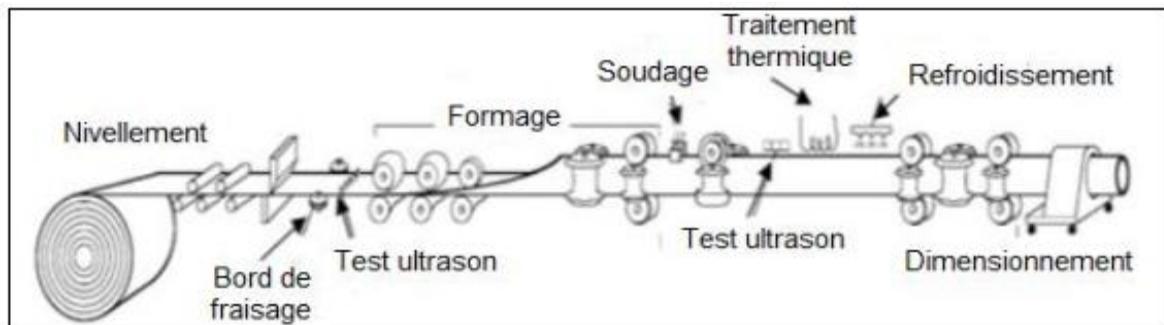


Figure. I.3. Technique de fabrication des tubes soudés en spirale [2]

I.1.2 L'angle d'introduction de la bande

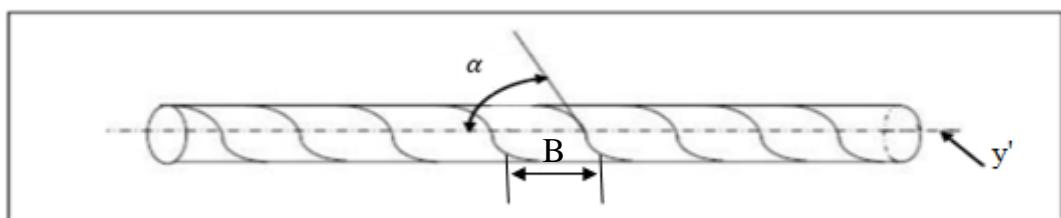


Figure. I.4. L'angle d'introduction de la bande [2]

Le processus de formage ou de cintrage du tube est conditionné par l'angle d'introduction de la bande selon la relation :

$$\sin \alpha = \frac{B}{\pi * D_{ext}} \quad (1.1)$$

Avec

B : La largeur de bande

D_{ext} : Le diamètre extérieur de tube formé

α : L'angle d'introduction de la bande par rapport au l'axe symétrique

I.1.3 Les tubes soudés sous forme longitudinale :

Les tubes de grand diamètre soudés longitudinalement sont fabriqués selon le procédé "UOE", désignation qui reprend la variation de forme au cours de la fabrication.

- le croquage, la forme « U »
- la forme « O »
- l'expansion « E»

Ce procédé comporte trois étapes principales qui sont [3]:

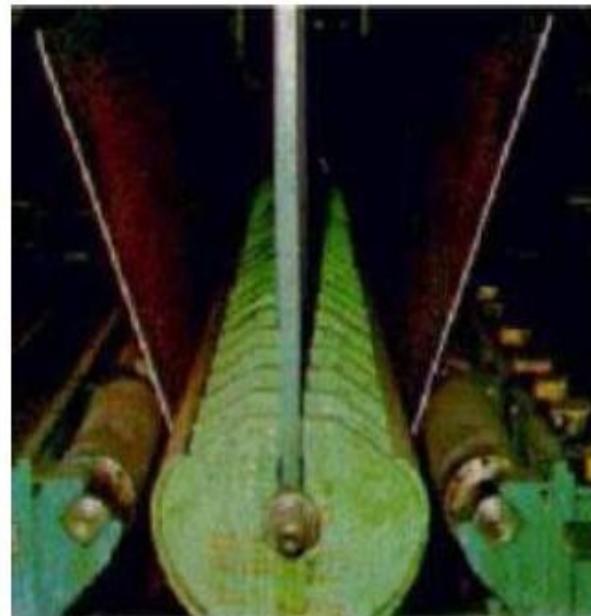
I.1.3.1 Le formage

Le formage représente les trois étapes pour passer de la plaque à la forme cylindrique.

- le croquage à l'aide d'une machine appelée croqueuse afin de fixer la plaque et d'amorcer le pliage

- la déformation en forme de « U » à l'aide d'une presse

- la déformation en forme de « O » toujours par une autre presse



Formage en « U »



Formage en « O »

Figure. I.5.représente la mise en forme des tubes par le procédé « UOE »

I.1.3.2 Le soudage

Le soudage du tube est effectué intérieurement et extérieurement à l'aide de têtes soudeuses automatiques en utilisant la technique de soudage à l'arc sous flux. Le cordon intérieur est en général réalisé le premier figure suivante :

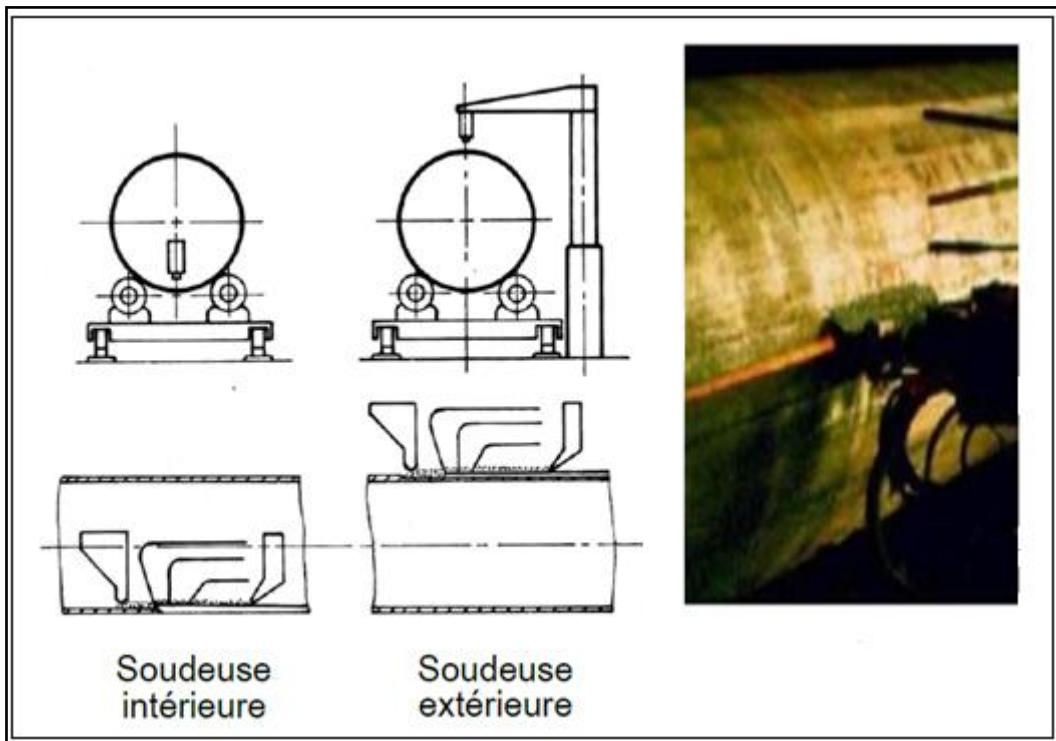


Figure. I.6. Soudage des tubes par le procédé « UOE », [4]

I.1.3.3 L'Expansion et calibrage

Dans le but d'obtenir des tubes de section parfaitement circulaire, les tubes après être soudés sont soumis à une expansion mécanique ou hydraulique qui leur fait subir une augmentation de diamètre de 1 à 1.5 %. Cette opération a pour conséquence de relaxer les contraintes résiduelles.

Enfin une opération de Chan freinage est effectuée par une Lameuse afin de faciliter le raccordement des tubes entre eux. Figure. I.7

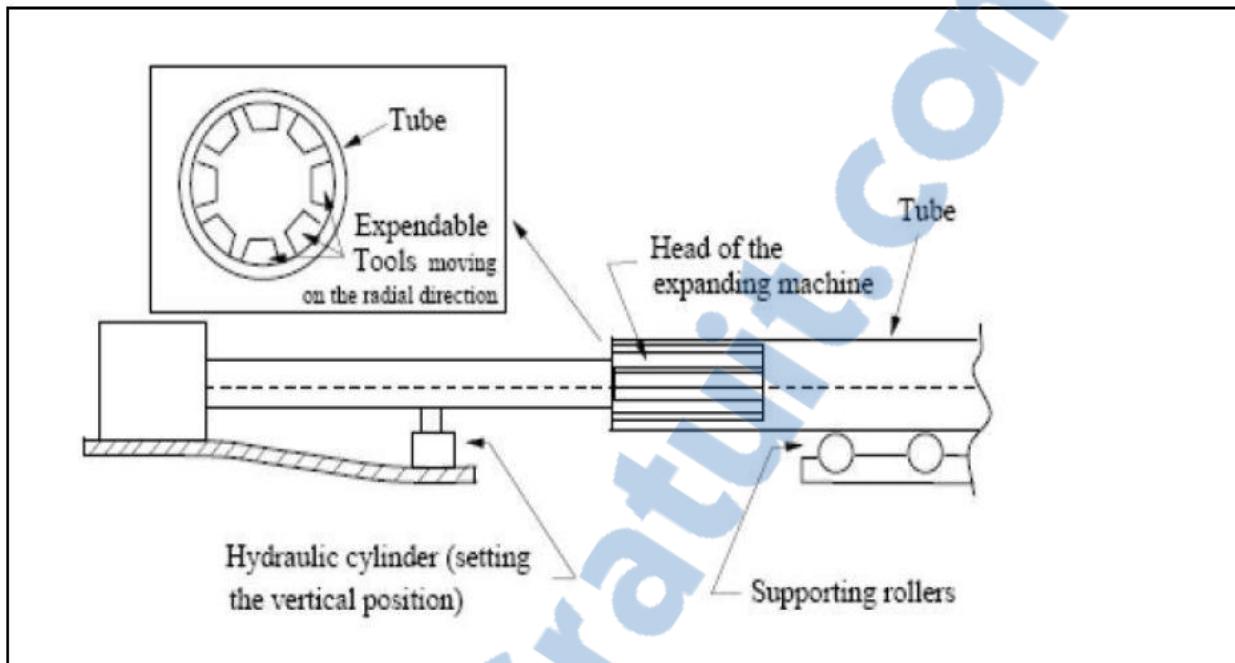


Figure. I.7. Machine d'expansion

I.2. Propriétés mécaniques des aciers pour pipeline

L'une des exigences du cahier des charges que doit remplir l'acier pour pipeline est la réconciliation des propriétés d'emploi ; une limite d'élasticité maximale, une bonne ténacité, ainsi qu'une bonne soudabilité, une bonne résistance à la corrosion et un faible coût de revient.

Pour répondre à ces exigences la classe des aciers dits (HSLA) (Haigh Strength Low Alloy Steels) a été développée au fil des quarante dernières années. Ces aciers à bas teneur en carbone et micro-alliés dont la microstructure ferrito-perlitique ou ferrito-bainitiques (figure I.8) ont connus des progrès considérables liés au développement des schémas de traitements thermomécaniques de laminages à température contrôlée. 95% des aciers utilisés pour gazoducs sont des aciers micro-alliés à haute résistance (HSLA). La figure I.2 illustre les différentes propriétés d'emploi à concilier pour les aciers HSLA pour gazoducs.

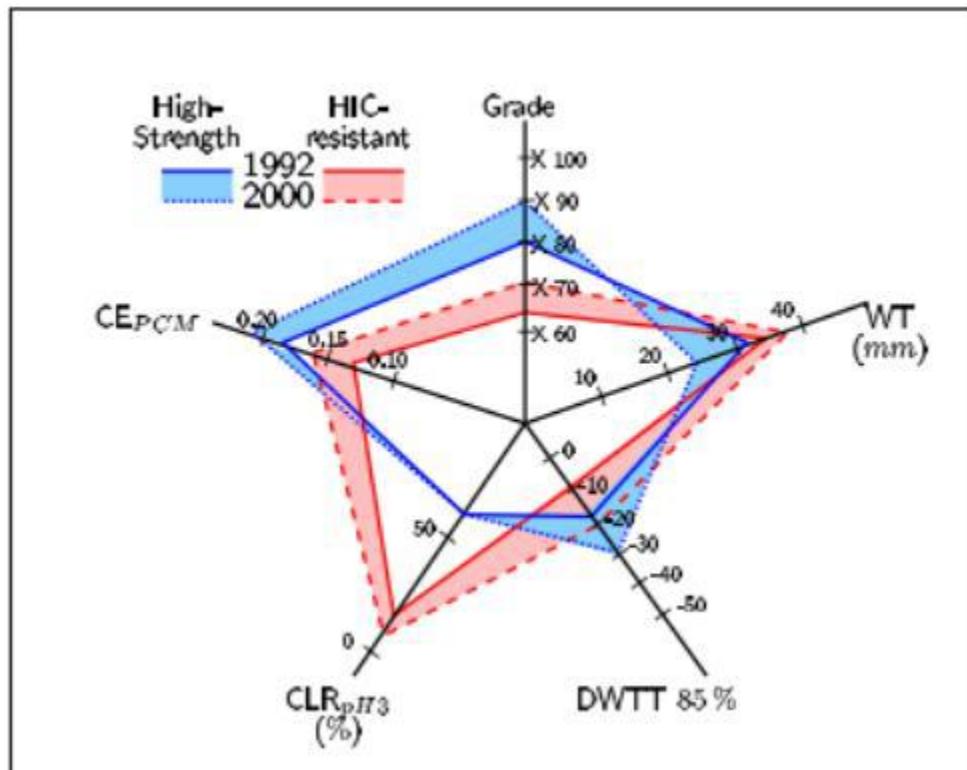


Figure. I.8. Exemple de propriétés à concilier dans un acier HSLA [5]

Grade : limite d'élasticité, WT : Wall Thickness : épaisseur ; DWTT 85% : Température de transition à 85% de rupture ductile (C°), CLR : Indice de résistance au test Hid (%), CE PCM : Carbone équivalent (soudabilité)

I.2.1 Soudabilité

On définit la soudabilité de l'acier comme son aptitude à ne pas former de structures de trempe fragilisant durant l'opération de soudage. Compte tenu du procédé de fabrication d'un gazoduc, les propriétés de soudabilité de l'acier sont très importantes. Elles seront meilleures si la teneur en carbone est faible. Le rôle des autres éléments d'alliages n'est cependant pas négligeable. On a donc défini la notion de carbone équivalent C_{eq} qui intègre l'effet des principaux éléments d'alliage :

$$C_{eq} = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (1.3)$$

Les propriétés de soudabilité sont meilleures si ce paramètre C_{eq} est plus faible.

Ceci explique l'évolution des aciers pour tubes, constatée au cours des 40 dernières années et présentée dans un diagramme (C, C_{eq}), figure. I.9. Aujourd'hui, la plupart des aciers utilisés pour fabriquer des tubes ont une teneur en carbone de l'ordre de 0.05%. [6]

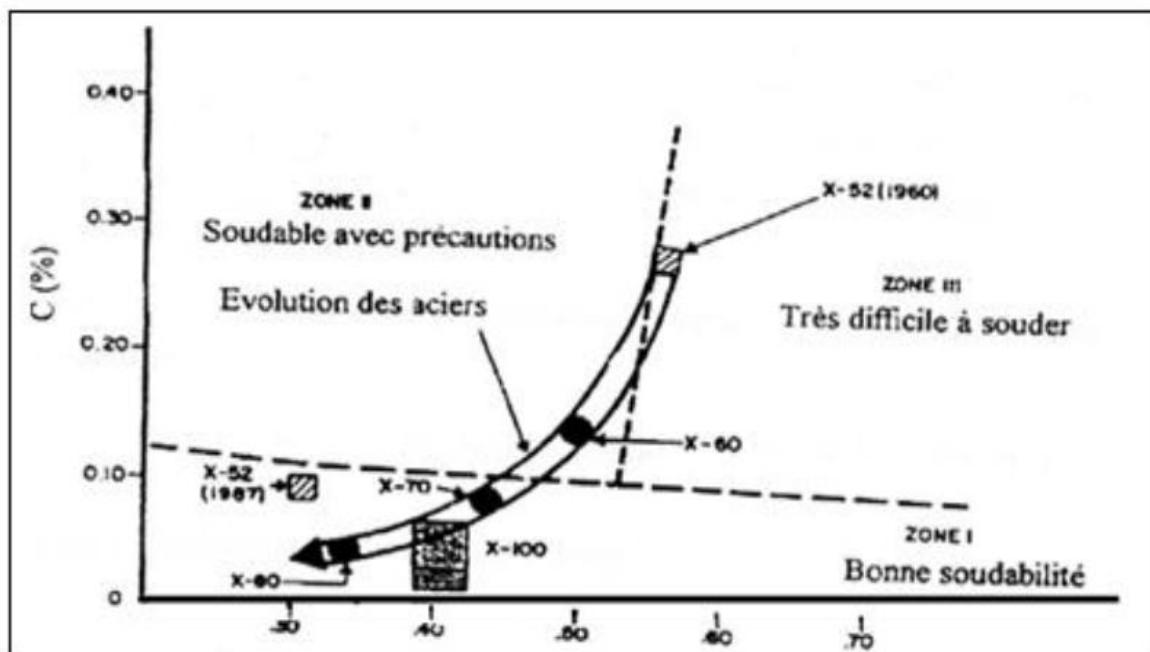


Figure. I.9.évolution des compositions des aciers pour tubes en fonction de la soudabilité [6]

1.2.2. Laminage

Le laminage est conduit en deux temps (figure. 1.10).la première étape est effectuée à haute température. L'austénite recristallise vite et de manière homogène. Une partie très importante de la réduction d'épaisseur de la brame est appliquée dans ce domaine. au fur et à mesure que la température baisse, la recristallisation devient de plus en plus difficile. en maîtrisant bien la température et le temps entre chaque passe, on aboutit à une austénite recristallisée fine et homogène .Au cours de l'étape suivant, on amène progressivement la tôle à l'épaisseur désirée, et on confère à l'austénite de bonnes caractéristiques en vue du changement de phase $\gamma \rightarrow \alpha$. la dernière phase du laminage, pratiquée en dessous de la température T_{NR} de non recristallisation de l'austénite, permet d'écrouir cette phase. L'écrouissage de l'austénite favorise la germination de nombreux grains de ferrite et affiner la microstructure finale [7]

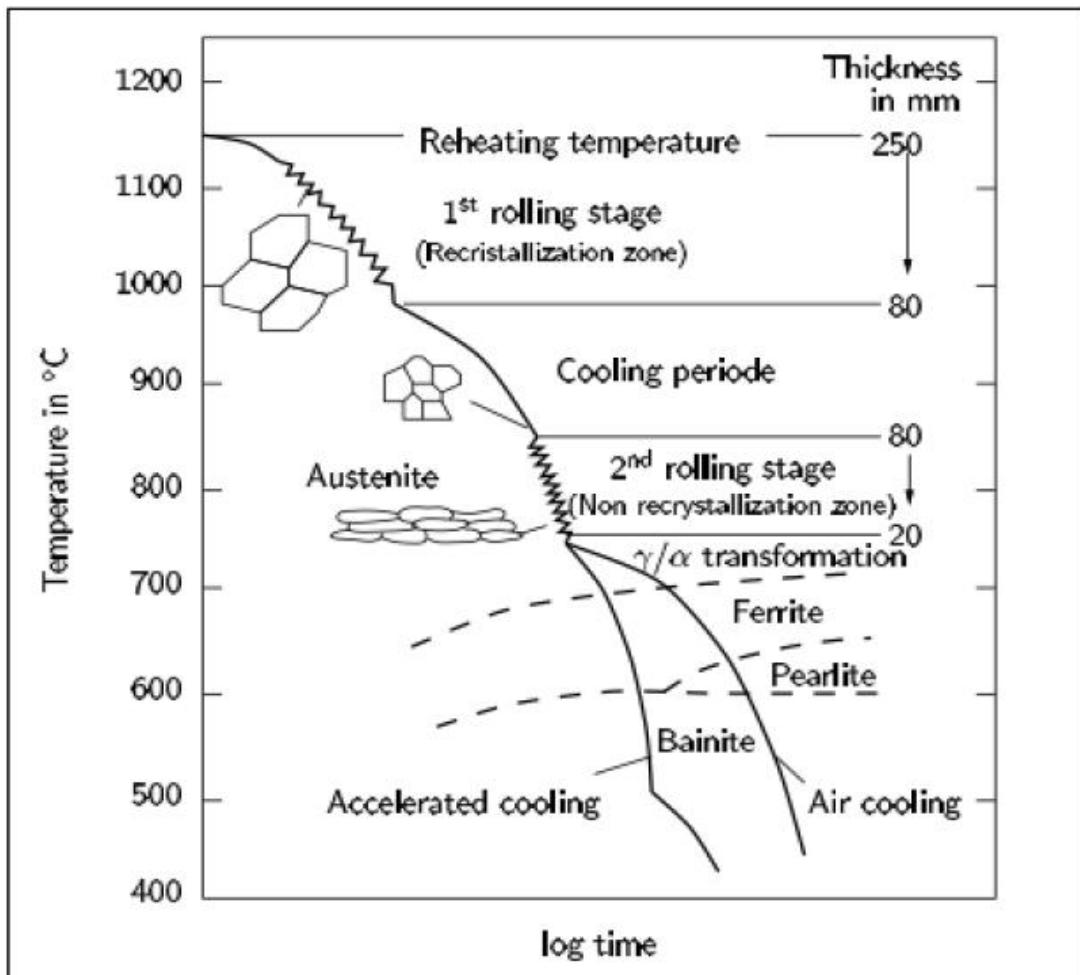


Figure. I.10 Etapes caractéristiques du schéma de laminage [7]

1.2.3 Limite d'élasticité

L'augmentation de la limite d'élasticité a principalement été obtenue par affinement de la taille du grain ferritique et de la diminution de la température de transition. Les travaux de halle et Petch ont permis d'expliquer le durcissement induit par une diminution de la taille du grain ferritique d . La dépendance donnée par la relation (I.4) a depuis été bien vérifiée expérimentalement figure. I.11.

$$R_e = \sigma_0 + \frac{K_y}{\sqrt{d}} \quad (I.4)$$

Avec d' : La taille de grain

La constante K_y rapportée dans la littérature varie entre 14 et 23 MPa mm^{1/2}, mais communément pour les aciers, une valeur autour de 18 MPa mm^{1/2} est la plus admise.

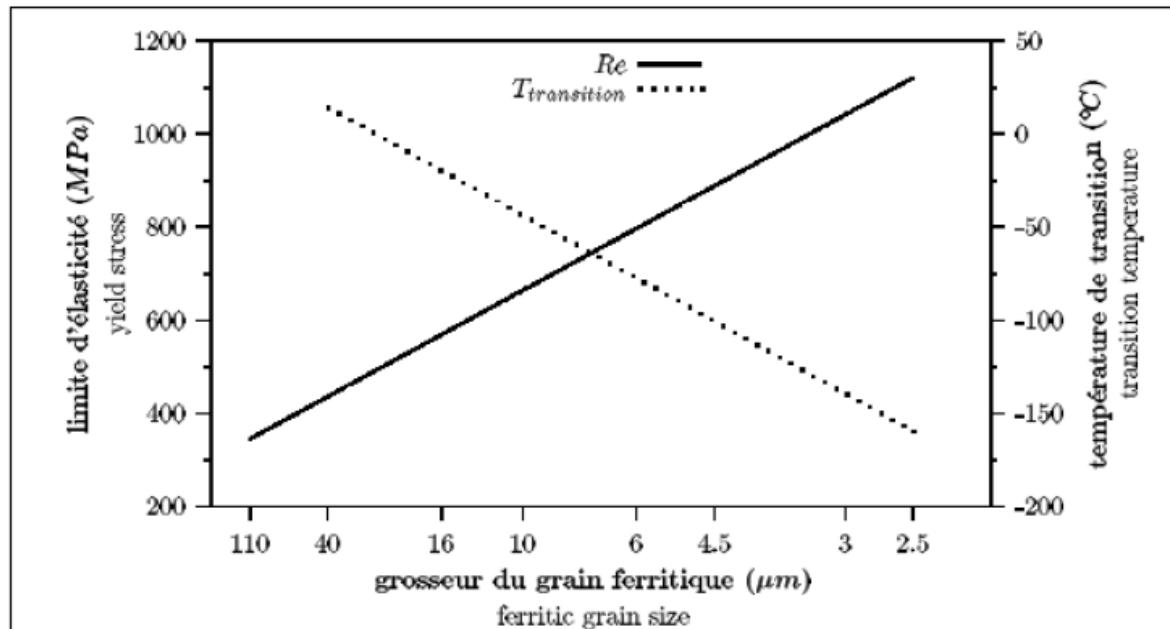


Figure. I. 11. Influence de la taille du grain sur Re et la température de transition

(Acier: 0,1 % C – 0,5 % Mn – 0,2 % Si – 0,006 % N). [7]

La première caractérisation de la ténacité d'un acier est la température de transition ductile-fragile. On cherche bien sûr à diminuer celle-ci pour privilégier le domaine ductile ou la ténacité. [21] L'amélioration constante de la limite d'élasticité (Re) est liée au développement des tôles obtenues par laminage à température contrôlée suivi d'un refroidissement accéléré.

La figure (I.12) donne l'augmentation des performances accessibles par différents procédés en termes de limite d'élasticité, pour de faibles teneurs en carbone équivalent

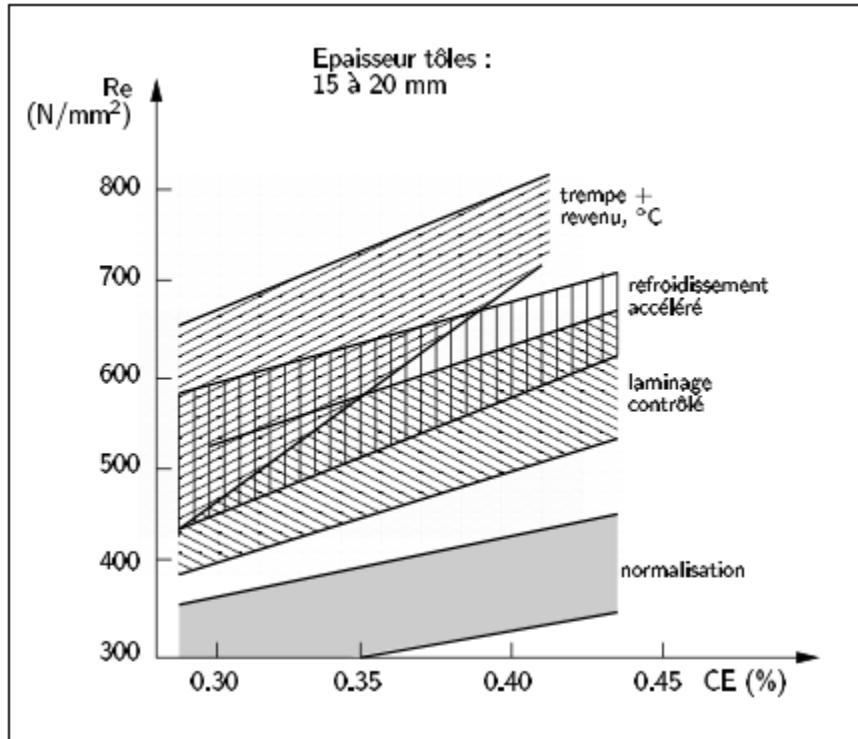


Figure. I.12.Niveaux de limite d'élasticité accessible par différend traitement [7]

I.3.Matériaux utilisés à la fabrication de pipeline

le Réseau européen est composé d'une dizaine de nuances différentes (Grade A, Grade B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, X80,...) [9], tout en sachant que 3 de ces nuances représentent environ 70% de la diversité de ce réseau, à savoir : Grade B, X52 et X60,(figure. I.13)

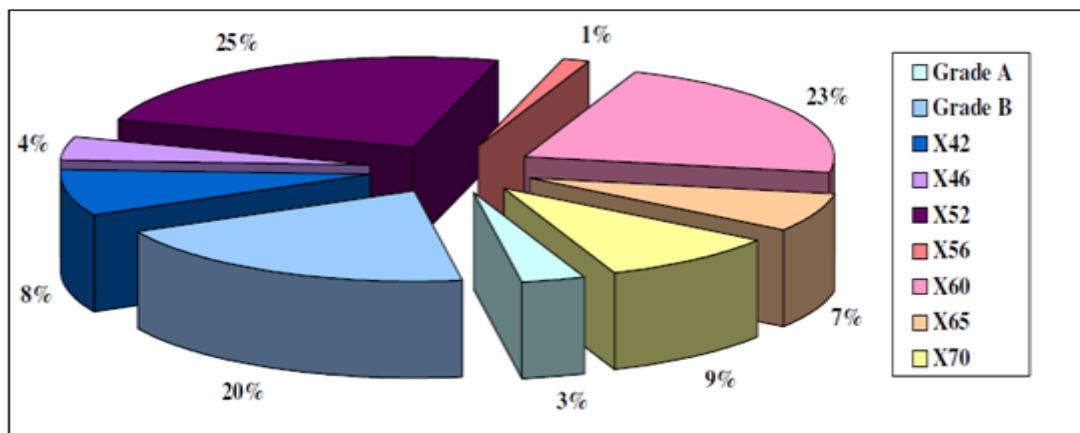


Figure I-13: Répartition des différentes nuances d'acier composant le réseau européen en 2004[1]

I.3.1 Dimensionnement des tubes

Épaisseur (t) du tube à poser est donnée par :

$$t_{\min} = \frac{P_{ms} \cdot \phi}{2 \cdot FC \cdot R_p} \quad (1.2)$$

Avec :

FC : Facteur de Charge

Pms : Pression maximale de service

ϕ : Diamètre

R_e : Limite d'élasticité

I.3.2 Teneur des aciers du pipeline

Tableau 1.1.les groupes des aciers des tubes [3]

aciérs au carbone faiblement alliés (valeur max)	aciérs à faible teneur en carbone (valeur max)
0,3 % C, 1,6 % Mn, 0,7 % Si	0,12 % C, 0,45 % Si, 0,25 % S, 1,9 % Mn, 0,1 % V, 0,1% Nb , 0,015 % Al

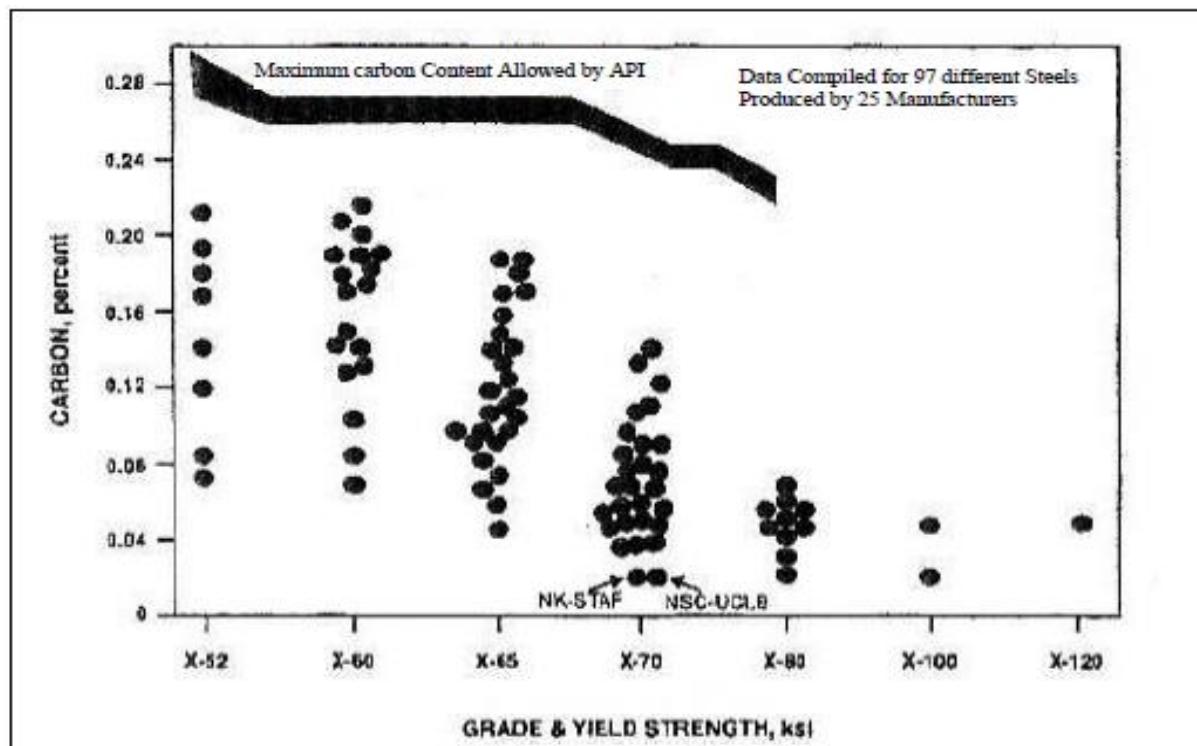


Figure. I.14. Relation entre la teneur en carbone et le grade de l'acier [8]

I.3.3. Tubes de conduite

Les aciers type API 5L, Tubes de conduite PSL 1 et PSL 2 utilisé beaucoup dans l'industrie de tube de pipeline [9],

I.3.3. 1. Tubes de conduite (Pipes Steel Line 1 ‘PSL1’)

API 5L - PSL1	Carbone C (max)	Manganèse Mn (max)	Phosphore P (max)	Soufre S (max)	Titan Ti (max)
X42	0,26	1,30	0,030	0,030	0,04
X52	0,26	1,40	0,030	0,030	0,04
X60	0,26	1,40	0,030	0,030	0,04
X65	0,26	1,45	0,030	0,030	0,06
X70	0,26	1,65	0,030	0,030	0,06

Tableau 1.2. Composition chimique % (Tubes de conduite PSL1 soudés) [10].

CHAPITRE I-GENERALITES SUR LES PIPELINES

Tableau 1.3. Caractéristiques mécaniques (Tubes de conduite « PSL1 ») [10]

API 5L – PSL1	Resistance à la rupture [N/mm ²] (minimum)	Limite élastique [N/mm ²] (minimum)
X42	414	290
X52	455	359
X60	517	414
X65	531	448
X70	565	483

I.3.3. 2.Tubes de conduite (Pipes Steel Line 2 « PSL2 »)

Tableau I.4. Composition chimique % (Tubes de conduite PSL2 soudés) [10].

API 5L - PSL2	Carbone C (max)	Manganèse Mn (max)	Phosphore P (max)	Soufre S (max)	Titan Ti (max)
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	0,04
X52	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	0,06
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	0,06
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06
X100	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06

Tableau 1.5. Caractéristiques mécaniques (Tubes de conduite « PSL2 ») [10]

API 5L - PSL2	Resistance à la rupture [N/mm ²] (min-max)	Limite élastique [N/mm ²] (min-max)
X42	414-758	290-496
X52	455-758	359-531
X60	517-758	414-565
X65	531-758	448-600
X70	565-758	483-621
X80	621-827	552-690

I.4.OBSERVATION METALLOGRAPHIQUE DES DIFFERENTS ACIERS

I.4.1.MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X42

C'est un mélange de grains de ferrite sur les limites (contours visibles), et la perlite, un mélange lamellaire de ferrite et de fer (figure. I.15). Il composé (c : 0,28max), (Mn : 1,30max), (P : 0,03max), (S : 0,03max)...

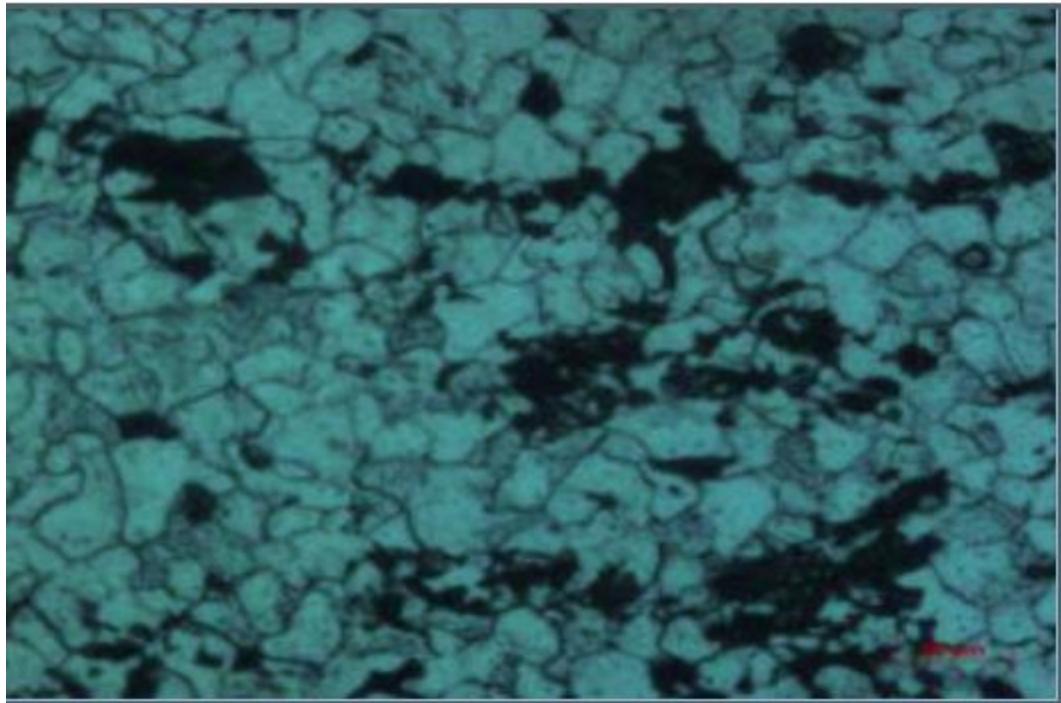


Figure. I.15. Microstructure de l'acier X42 [11]

I.4.2.MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X52

La microstructure de l'acier API 5L X52 est analysée par microscopie optique, après polissage mécanique et attaque au Nital, Figures.I.16 et I.17.

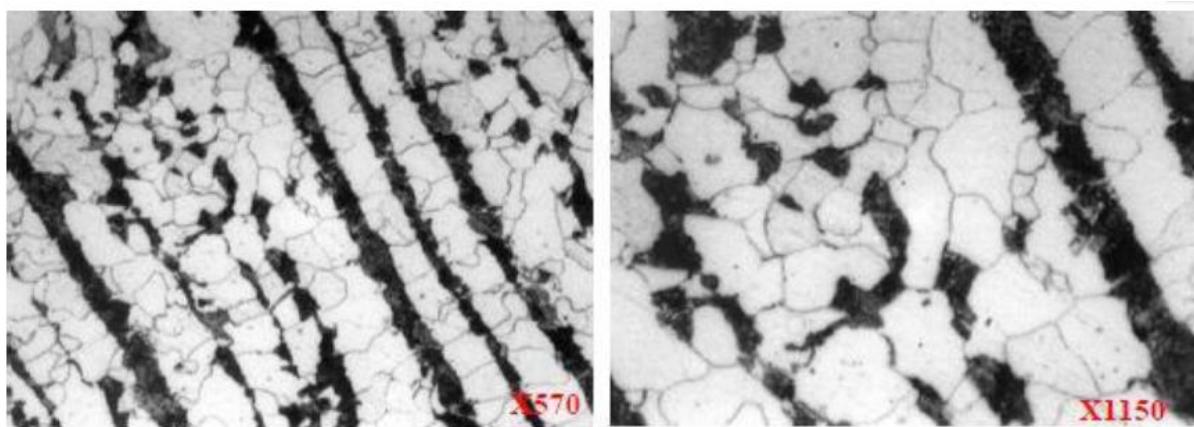


Figure. I.16. Microstructure de l'acier API 5L X52, analyse longitudinale, avec un grossissement de X570 et de X1150 [12].

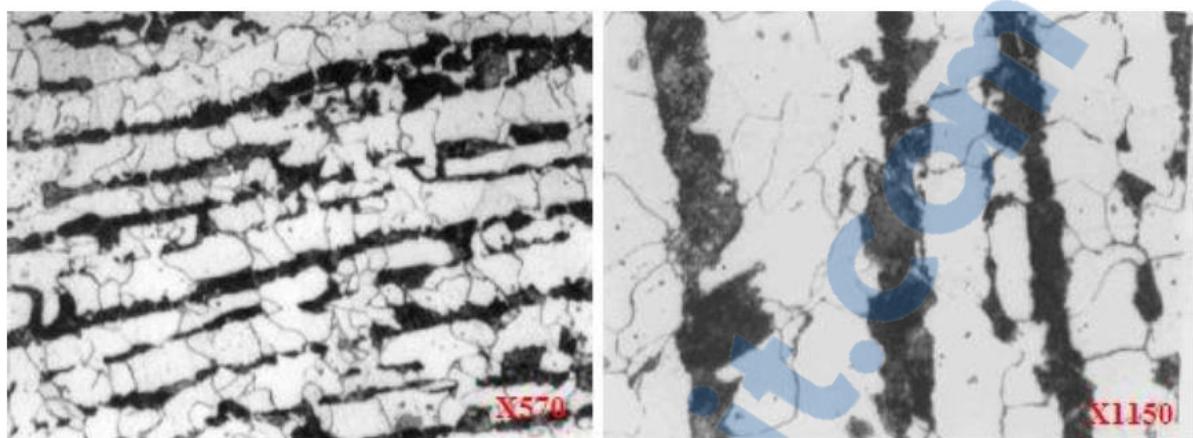


Figure. I.17. Microstructure de l'acier API 5L X52, analyse transversale, avec un grossissement de X570 et de X1150 [12]

Nous observons des bandes de perlite colorées en noir alternées avec des bandes de ferrite en blanc, signe d'un laminage. On peut également dire que la ferrite est majoritaire dans cette structure.

I.4.3. MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X60

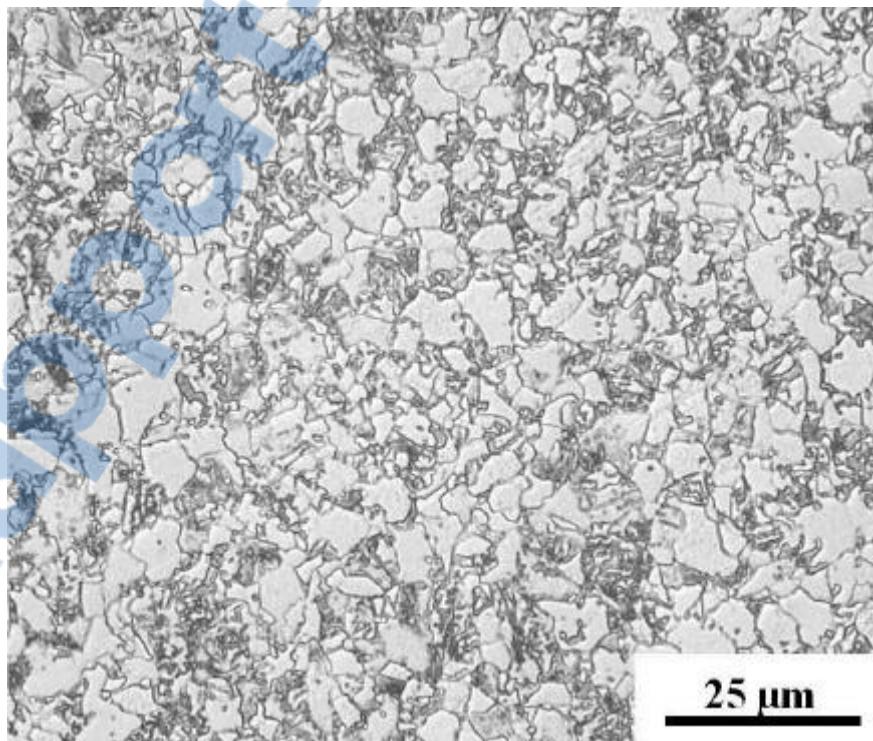


Figure. I.18. Microstructure des échantillons de l'acier API 5L X60 (après le laminage) [13].

La microstructure est formée par la ferrite (F) et la bainite (B) avec un peu de la perlite. F et B sont disposés dans des rangées, comme dans le cas de l'acier X52 (visible sur le grossissement plus faible). La taille de grains ferritique dans l'acier X60 est plus petite que celle de l'acier X52, environ $8\mu\text{m}$.

I.4.4. MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X65

En raison du laminage, L'acier X65 présente une structure fine et très orientée en bandes alternées de ferrite et perlite. La taille de grain est en moyenne égale à $11\mu\text{m}$. La proportion de perlite est relativement élevée malgré la faible teneur en carbone

Pour le X60 et le X65, les grains sont très fins que l'on voit uniquement que la ferrite, le pourcentage en perlite presque faible que l'on ne voit pratiquement pas (pas de perlite visuellement). Nous remarquons aussi que la structure de l'acier X60 est plus fine que celle de l'acier X42, cela est dû aux traitements subis par l'acier.

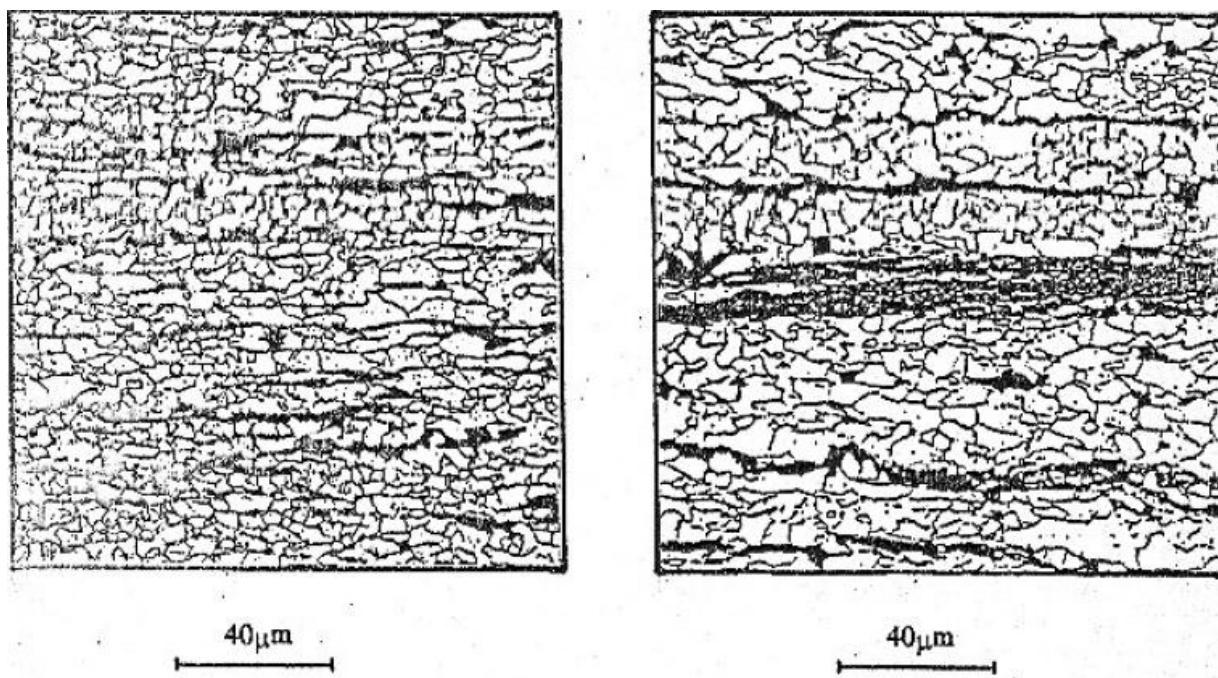


Figure. I.19 Microstructure de l'acier API 5L X65 Sens travers du laminage [14]

I.4.5. MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X70

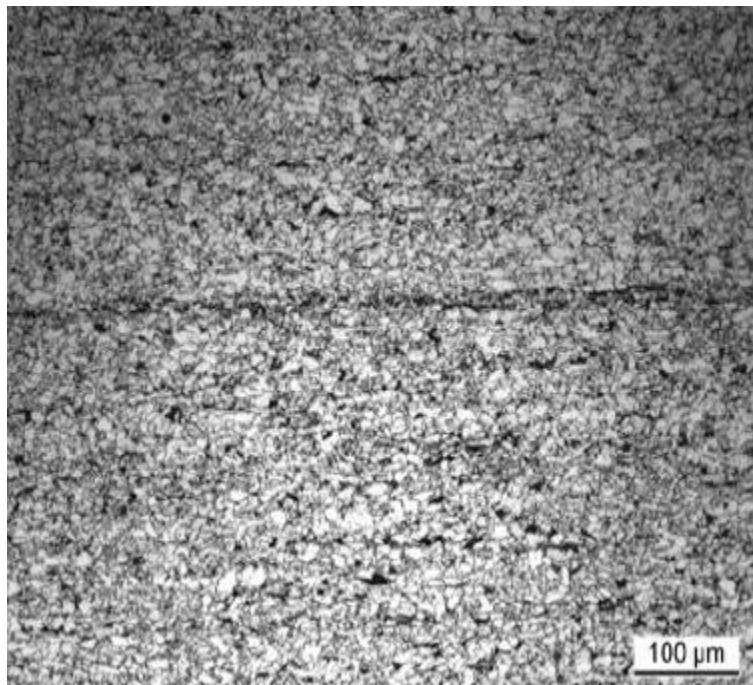


Figure 1.20. Microstructure ferrito-perlitique de l'acier API 5L X70, plan LT [13]

Les bandes de perlite marquées dans les aciers de type X60, X65, X70 expliquent la sensibilité de ces aciers à la fissuration. Cette microstructure en bandes favorise la propagation des fissures.

I.4.6. MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X80

Les observations (microscopie optique et MEB) révèlent que l'acier X80 est ferrito-perlitique (Figure. I.22) avec une proportion volumique de perlite, déterminée par traitement d'image, d'environ 12%. Cette proportion est cependant une moyenne et, est très variable selon la zone observée. Les grains de ferrite sont de taille variable, de 5 μm à environ 20 μm . Entre eux se trouvent des îlots de perlite lamellaire dont la taille varie de quelques microns à une dizaine de microns. Le matériau possède une forte anisotropie microstructurale, due au laminage des tôles qui n'ont pas été recuites, qui se traduit par la présence d'alignements perlitiques dans l'épaisseur de la tôle, par une diminution de la taille des grains au niveau des peaux de la tôle (Figure 1.37).

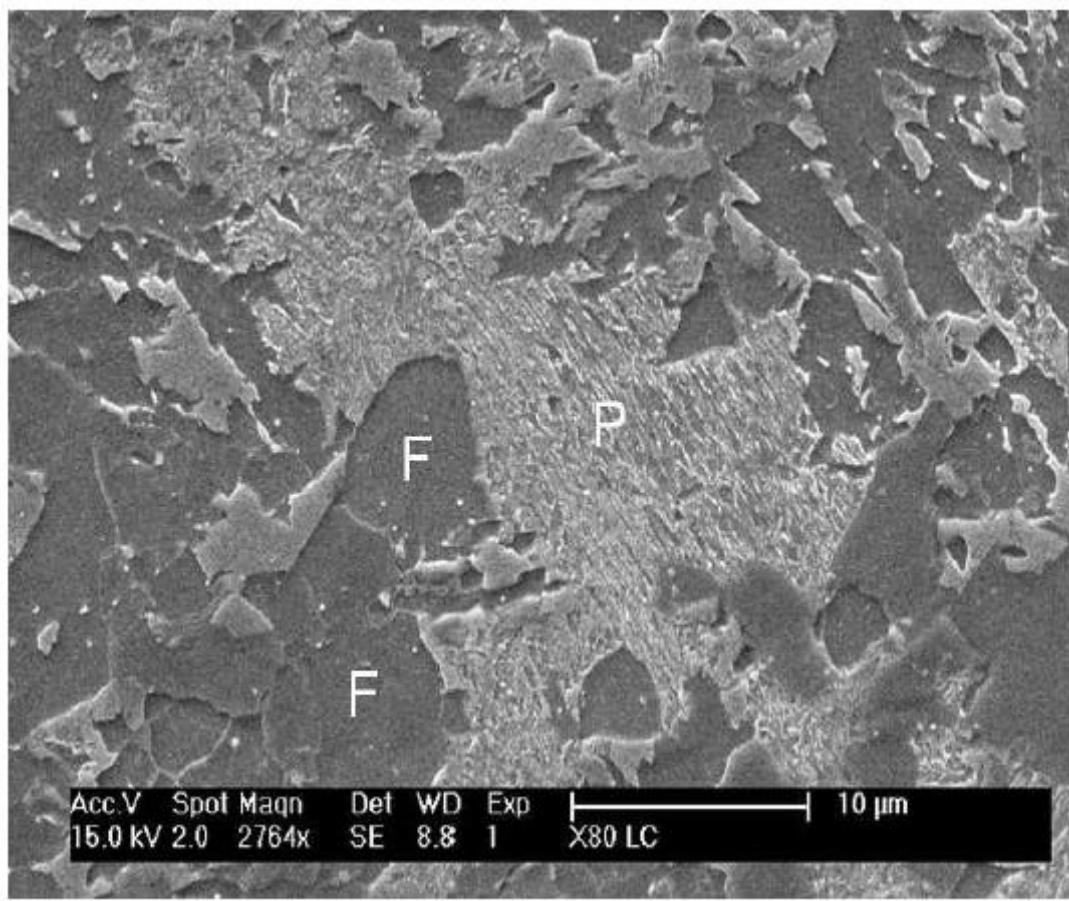


Figure 1.21. La microstructure de l'acier API 5L X80, pris dans le cœur de la tôle, dans le plan d'observation TL. Les grains de ferrite sont notés F et la perlite P [15].

Références bibliographiques

[1] HEBBAZ Mohammed Amine (2015). "Défauts dans Les pipelines et leurs effets sur le Comportement en fatigue". Mémoire de Master en génie mécanique, Université Tlemcen.

[2] Fateh Aggoun (2010). "Évaluation de l'endommagement des tubes dans leurs conditions d'exploitation". Thèse de Magister en Génie Mécanique option : Mécanique Appliquée en Engineering, Université MENTOURI Constantine.

[3] Hadjoui Fethi (2011)".Etude du comportement en fatigue des aciers pour pipelines à différents grades ".Thèse de Doctorat en génie mécanique". Université Tlemcen.

[4] Bellahcen Tassadit (2008)." Etude de la nocivité des défauts dans les canalisations sous environnement hydrogène "Thèse de doctorat de génie mécanique, Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou.

[5] Amina bendjebbour (2011) ".Corrosion localisée des aciers API 5L-X52 de la ligne ASR/MP sollicite en sol algérien". Mémoire de Master en génie mécanique, Université Tlemcen.

[6] Djidid Ibrahim (2013). " Etude sur les défaillances des aciers API-5LX60 pour pipeline cas de la ligne GZ1" . Mémoire de Master en génie mécanique, Université Tlemcen.

[7] Fronçois ravaline (1998)" développement d'acier pour gazoducs a haute limite d'élasticité et ténacité élevé : mécanique et mécanismes de la rupture ductile à grande

CHAPITRE I-GENERALITES SUR LES PIPELINES

vitesse", Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieur de Mines de Paris en Science et Génie des Matériaux.

[8] J.M. Gray (2001) "Niobium bearing steels in pipeline projects", Niobium Science and Technology, Dec 2 &5.

[9] Rapport de l'enquête (1996). "Fissuration par corrosion sous tension des oléoducs et des gazoducs canadiens ". Office National d'Energie, MH-2-95.

[10] American Petroleum Institute (2004) « API Specification 5L » 2nd ed, Washington, D.C, 2004.

[11] K. Niboucha, H. Houalia, M. Zergouga, R. Halimib(13-17 Novembre 2006) " Contrôle et caractérisation de la corrosion par CND pour l'inspection des canalisations enterrées ",Centre de Recherche en Soudage et Contrôle –Alger ,page16.

[12] A. Alhussein (2010). " Transport et stockage des dérives pétroliers, Problématique d'endommagement des pipes par érosion de sable et par hydrogène", Thèse de doctorat en Sciences des Matériaux, Université de Metz, 2010

[13] V. Smanio-Renaud. " Étude des mécanismes de fragilisation par l'hydrogène des aciers non alliés en milieu H₂S humide : contribution de l'émission acoustique "

[14] C. Mokhdani (1995). " Amorçage et propagation de fissure de fatigue dans un acier pour tubes de transport de gaz identification des lois d'endommagement et application aux structure tubes sous pression interne ". Thèse de Docotorat, Ecole des Mines de Paris, France.

CHAPITRE I-GENERALITES SUR LES PIPELINES

[15] I. Moro (2009). "Fragilisation par l'hydrogène gazeux d'un acier ferrito-perlitique de grade API X80", Thèse de doctorat en Science et Génie des Matériaux Université Toulouse III - Paul Sabatier.

CHAPITRE II

Comportement en Fatigue des aciers pour Pipelines

Introduction

La fatigue est un processus de dégradation structurale provoqué par des fluctuations ou des cycles d'effort ou de contrainte. De tels efforts ou contraintes sont typiquement concentrés localement par des discontinuités structurales, des entailles géométriques, des irrégularités ou des dommages extérieurs, des défauts, ou des non homogénéités Métallurgiques.

- La fatigue peut se produire à trois étapes séquentielles :

- Déclenchement : la formation d'une fissure.
- Propagation : l'agrandissement par accroissement stable de la fissure en service,
- Rupture instable rapide.

La fatigue surgit en raison des cycles accumulés de l'effort appliqué en service. Le terme "cycles" implique une condition de charge réitérée ou une charge d'intensité variable aléatoirement. La fatigue n'est pas provoquée par une charge régulière ou un événement jetable de chargement. Les phases du déclenchement, la propagation, et rupture finale, bien que séquentiels, sont distincts et régis par des considérations séparées. [1]

II.1. APPROCHE GLOBALE DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE

La rupture désigne la séparation d'un corps en plusieurs parties sous l'action d'une contrainte de nature statique ou cyclique. La mécanique de la rupture qui date des années cinquante reste l'outil le plus adéquat pour décrire la propagation de fissures de fatigue. La fissuration par fatigue est régie par des lois pouvant s'exprimer comme la variation de la longueur de la fissure par cycle, da/dN , en fonction de variables prenant en compte le chargement appliqué, la géométrie de la structure et la longueur de la fissure. Parmi ces variables, on distingue le facteur d'intensité de contrainte, l'intégrale de contour J et le taux de restitution d'énergie G .

II.1.2. FACTEURS D'INTENSITE DE CONTRAINTES K ET MODE DE RUPTURE

Les facteurs d'intensité de contrainte sont définis comme des quantités qui caractérisent la singularité du champ de contrainte au voisinage de la fissure. Cette notion de facteur d'intensité de contrainte a été initialement développée par Irwin [2]. Sous l'effet d'un chargement quelconque, les lèvres de la fissure subissent un déplacement que l'on peut décomposer dans le système de coordonnées (O, X, Y, Z) en une somme de trois composantes U, V et W correspondant aux trois modes élémentaires d'ouverture de la fissure (Figure. II.1).

- mode I : mode ouverture (Contrainte de traction appliquée perpendiculairement au plan de la fissure).
- mode II : mode glissement plan (scission dans le plan de la fissure et appliquée perpendiculairement au front de la fissure)
- mode III: mode glissement anti-plan (scission dans le plan de la fissure et appliquée parallèlement au front de la fissure). [2]

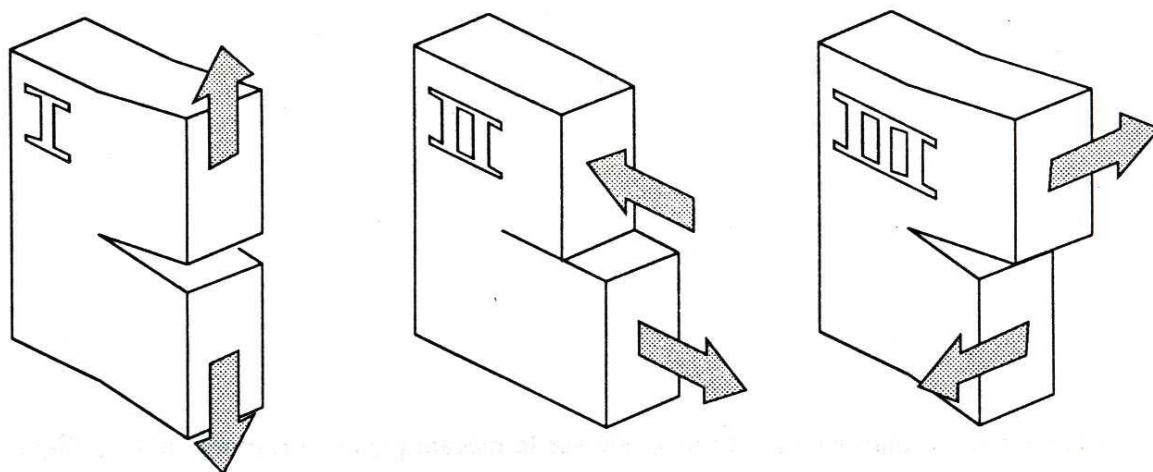


Figure. II.1. Les trois modes de rupture.

II.1.3. CHAMP DE CONTRAINTES AU NIVEAU DE LA POINTE DE LA FISSURE

Le champ des contraintes (Eq. 1) au voisinage de la pointe de fissure (Figure. II.2) est donné dans le cadre de l'élasticité linéaire par l'équation de Westergaard [3]

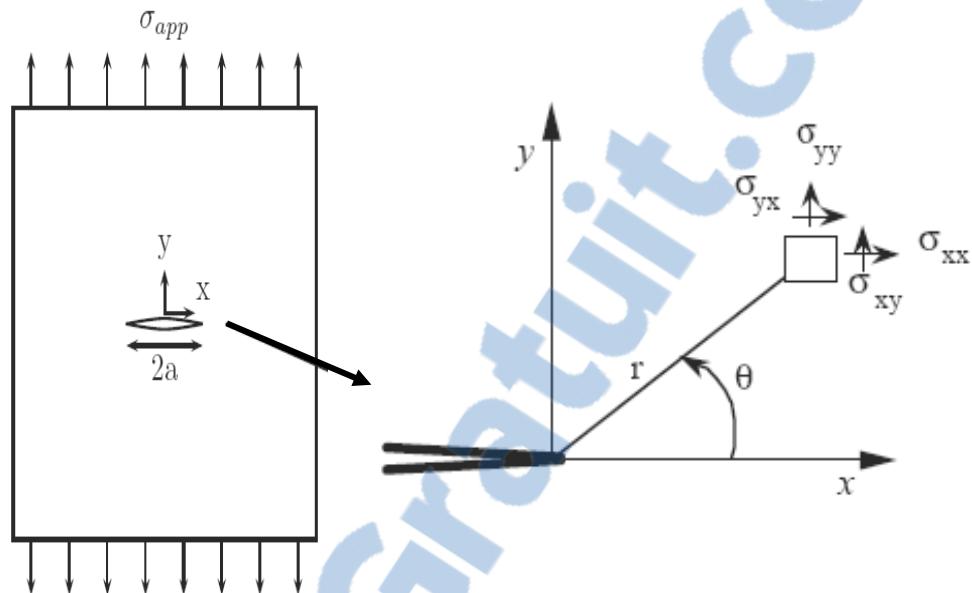


Figure. II.2. Fissure en mode I - Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{xx}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{xy}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (DP) \\ \sigma_{zz} = 0 \quad (CP) \end{array} \right. \quad (1)$$

où K_I représente le facteur d'intensité de contrainte en mode I.

Le succès de la mécanique de la rupture provient de ce que les conditions à l'extrémité de la fissure dépendent de ce seul et unique paramètre (K). Au moment de

la rupture, en particulier, K atteint une valeur critique K_C qui est donc toujours la même et, par conséquent, caractéristique du matériau. K s'exprime en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ MPa.

II.1.4.ZONE PLASTIQUE AU NIVEAU DE LA POINTE DE LA FISSURE

La mécanique linéaire de la rupture prédise des contraintes infinies à l'extrémité d'une fissure aigue. Mais dans les métaux réels, les contraintes à l'extrémité d'une fissure restent finies car le rayon en fond de fissure n'est pas nul. Ces contraintes dépassent la limite élastique du matériau et une déformation plastique résultant, conduit à une relaxation des contraintes à l'extrémité de la fissure. La contrainte normale en contraintes planes en un point situé à une distance r de la pointe d'une fissure sollicité en mode I ($\theta=0$) est égale à :

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (2)$$

Irwin [4], sur l'hypothèse d'une zone plastifiée circulaire (Figure.II.3), définit le rayon de la zone plastifiée par :

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_y^2} \quad (3)$$

La taille et la forme de la zone plastifiée dépendent essentiellement de l'état de contraintes. Irwin propose pour un état de déformations planes la forme suivante :

$$r_p = \frac{K_I^2}{6\pi\sigma_y^2} \quad (4)$$

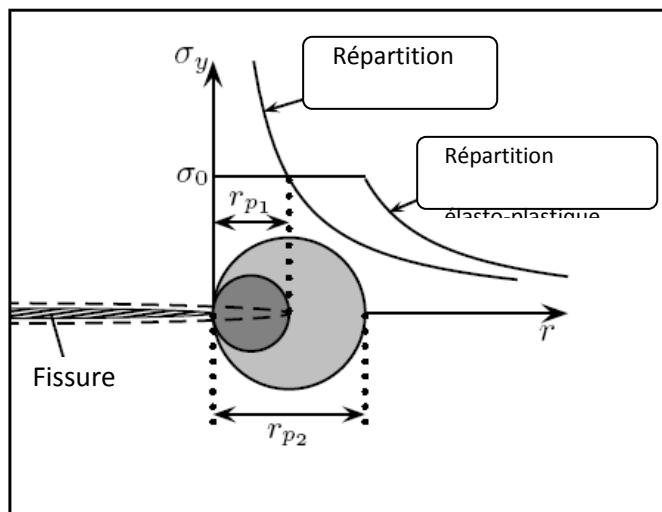


Figure. II.3. Distribution des contraintes en pointe de fissure (Zone plastique)

II.2. Endommagement par Fatigue

Correspond à l'amorçage d'une fissure de fatigue générée par un chargement mécanique cyclique auquel est soumis le matériau. La corrélation entre l'intensité du chargement cyclique appliqué et le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure pour un matériau la durée de vie peuvent être définis par la Courbe de Wöhler (La corrélation entre l'intensité du chargement cyclique appliqué et le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure) [4].

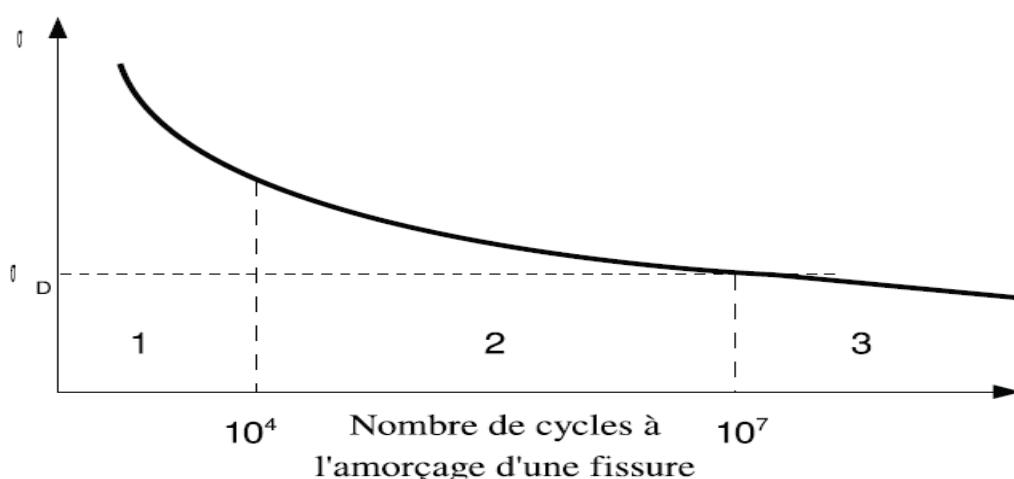


Figure. II.4.Les différents domaines de durée de vie en fatigue [4]

- **Le domaine 1 :** correspond à *la fatigue oligocyclique* (FOC). Ce domaine est caractérisé par des amorçages de fissures sous un faible nombre de cycles (de 1 à 10^4 cycles). On observe généralement pour de tels niveaux de sollicitations, d'importantes déformations plastiques macroscopiques. De telles quantités de déformations plastiques cycliques peuvent être responsables de la formation de structures de dislocations particulières pouvant entraîner dans certains cas la formation d'un effet de Rochet. Cet effet est caractérisé par une accumulation de déformation dans un sens privilégié du chargement.
- **Le domaine 2 :** correspond à celui de l'endurance limitée. Les durées de vie observées sont de l'ordre de 10^4 à 10^7 cycles. Les quantités de déformations plastiques sont d'autant plus basses que l'on se situe du côté des durées de vie longues, avec généralement un comportement intégralement élastique à l'échelle macroscopique observé aux alentours de 10^5 cycles.
- **Le domaine 3 :** correspond au domaine de **la fatigue à grand nombre de cycles (FGNC)**, caractérisé par des durées de vie allant de 10^6 à 10^8 cycles. Une des particularités de ce domaine est le caractère plus ou moins asymptotique de la courbe de Wöhler et la définition théorique d'une limite d'endurance. Cette limite théorique correspond à un niveau de contrainte traduisant un seuil de probabilité d'amorçage d'une fissure de fatigue au bout d'un nombre infini de cycles. Bien que très utilisée dans l'industrie, cette notion de seuil est cependant très soumise à controverse, en effet de récents travaux sur la fatigue gigacyclique ($> 10^8$ cycles) sur différents aciers ne montrent pas de caractère asymptotique de la courbe de Wöhler même au-delà de 10^9 cycles

II.3.LES FISSURES DE FATIGUE

La présence d'une fissure dans une structure présente une flexibilité locale qui affecte la réponse dynamique, d'ailleurs, une fissure de fatigue est une fissure qui s'ouvre et se ferme dans le temps selon les conditions de charge et l'amplitude de la vibration

La fissuration n'est pas une maladie, mais le symptôme d'une maladie. En effet, la faible Capacité de déformation et la faible résistance en traction, compression ou en pression.., rendent les matériaux très sensibles à la fissuration.

II.3.1. Différents types de fissures

D'une façon générale la rupture en fatigue résulte de l'amorçage et de la propagation d'une fissure de fatigue. La succession de processus physiques du premier cycle à la rupture totale de la structure peuvent se décomposer de la manière suivante (figure. II. 5) [4]

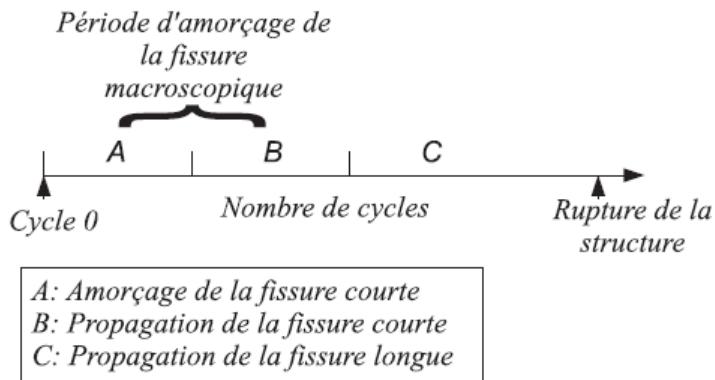


Figure. II.5. Evolution du phénomène d'endommagement en fissuration d'une éprouvette [4]

-II.4. Propagation d'une fissure de fatigue

-II.4.1. Domaine de fissuration

La fatigue est une forme de défaillance qui se produit dans des structures (ponts, aéronefs, pièces de machines, etc.) subissant des chargements cycliques constants, variables ou aléatoires. L'importance de la fatigue réside dans le fait qu'elle constitue la cause de quelque 90% de toutes les défaillances des structures. La contrainte appliquée peut être assimilée à une traction ou une compression, à une flexion ou à une torsion.

En général, le rapport entre la Contrainte variable et le temps écoulé se présente sous modes distincts (figure II.6) :

- La contrainte varie de façon régulière et sinusoïdale en fonction du temps.
- Les contrainte max et min sont asymétriques par rapport à une contrainte nulle.
- Le cycle de contraintes variables. [5]

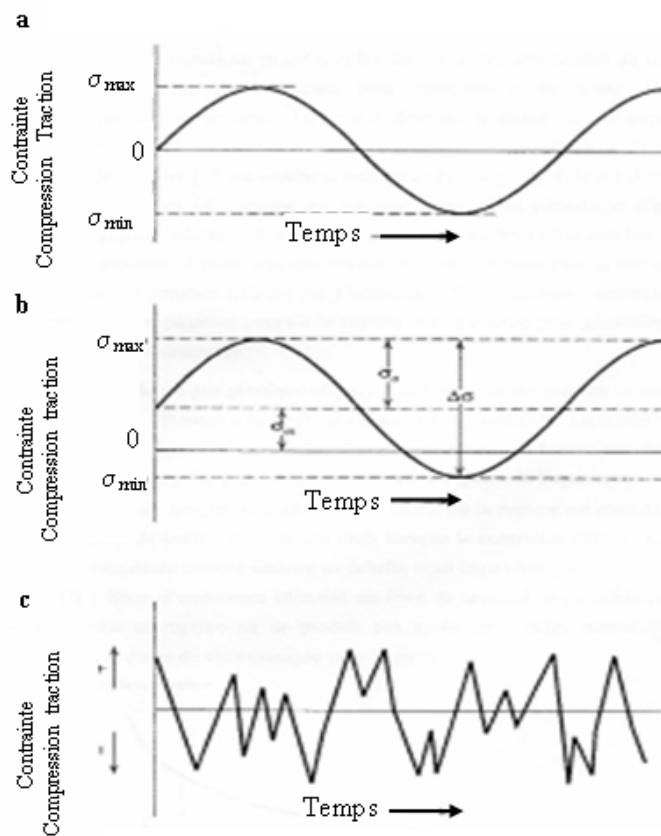


Figure II.6. Variation de contrainte appliquée en fonction du temps

La fatigue des pièces métalliques est définie par l'apparition de fissures macroscopiques et leur propagation, sous des charges répétées. Les intensités de la plupart de ces charges sont nettement inférieures à la résistance statique des structures. C'est donc un nombre suffisant de telles charges qui peut produire une fissure importante et conduire à la ruine partielle ou totale d'une structure.

Le dimensionnement en fatigue d'une structure sous chargement cyclique nécessite de définir un "état limite" qui sera le critère de résistance. Ce choix lié aux trois étapes distinctes mises en jeu des mécanismes différents (Figure 7).

- * Initiation de la fissure : Elle explicite le comportement de la structure entre l'état vierge et l'état où apparaît une fissure microscopique. Il s'agit de la phase d'amorçage. Celui-ci se produit généralement au voisinage des défauts intrinsèques qui peuvent induire des concentrations de contraintes.

- * Propagation lente (stable) d'une fissure macroscopique : Au cours de cette étape, la fissure peut croître plus ou moins rapidement selon le matériau et l'intensité du chargement critique.
- * Rupture (Propagation instable) : Il s'agit là de l'étape finale du phénomène, qui se produit lorsque la taille de la fissure est telle qu'elle a atteint son seuil d'instabilité.

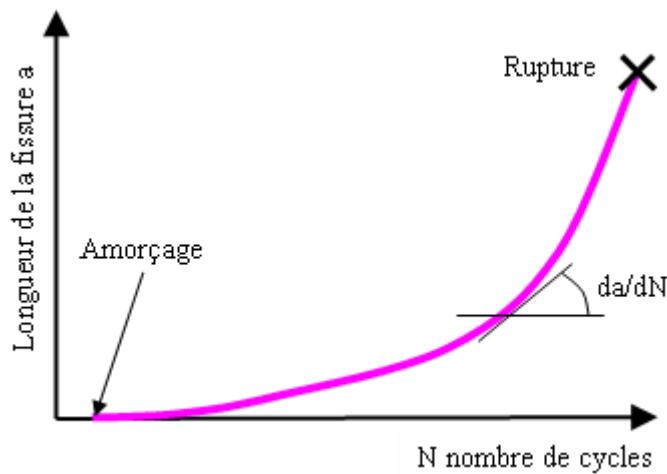


Figure II.7. Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycle appliqué

En générale l'expérience nous montre que l'amorçage des fissures résulte de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un domaine de dimension finie. Une fois que les fissures se sont amorcées; elles peuvent se propager d'une façon stable. L'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK , permet de faire distinguer trois domaines de fissuration, (la figure. II.6) représente en échelle logarithmique la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK .

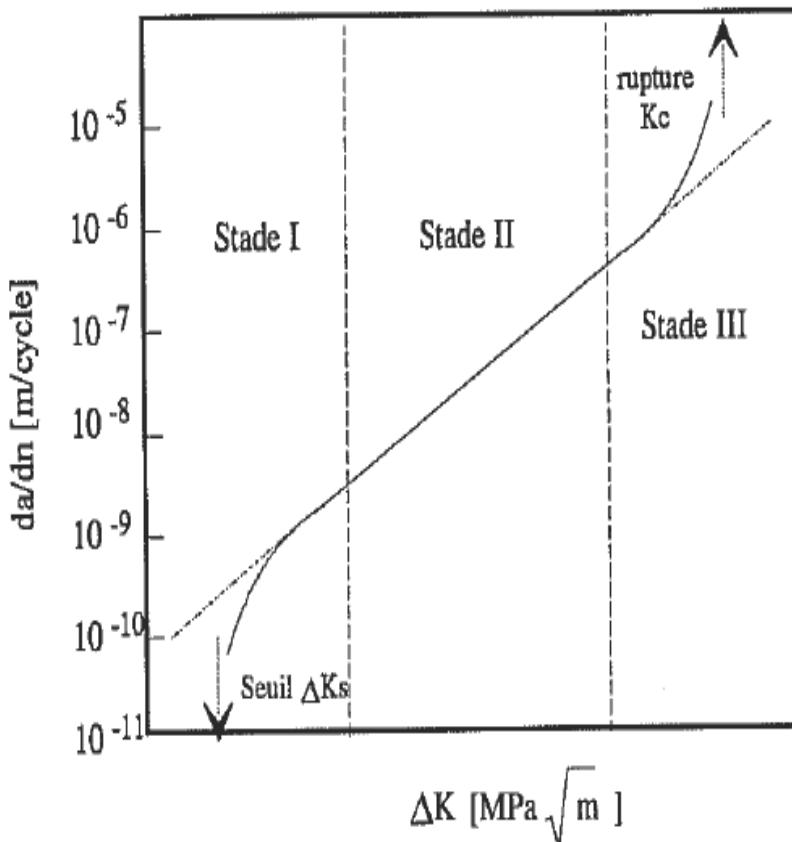


Figure II.8. Stades de fissuration

- * **Domaine I** : Domaine des faibles vitesses de fissuration où les effets de l'environnement et de la microstructure sont prédominants. Pour décrire ce domaine, on effectue généralement des essais à ΔK décroissant pour déterminer la valeur de ΔK_s
- * **Domaine II** : Domaine des vitesses moyennes ou de Paris où la vitesse de propagation varie linéairement avec ΔK en échelle bi-logarithmique. La fissure se propage le plus souvent dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué. C'est le domaine où s'applique la loi de Paris [5];
- * **Domaine III** : Domaine correspondant au cas des chargements élevés pour lesquels une déchirure se produit dans le matériau en pointe de fissure. Les vitesses de propagation sont très élevées et conduisent très vite à la rupture de la pièce (pour $K_{max} = K_{IC}$).

Pour décrire la partie linéaire de cette courbe (domaine II), Paris [5] a proposé la relation empirique suivante :

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

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

II.5.Paramètres influençant la fissuration par fatigue

Les paramètres qui agissent peuvent être classés en deux catégories, sont [6]:

- ✚ Les paramètres intrinsèques qui dépendent du matériau : module de Young, limite d'élasticité, propriétés cycliques et état métallurgiques du matériau.
- ✚ Les paramètres extrinsèques qui dépendent des conditions de l'essai, indépendamment de la nature du matériau étudié : température, fréquence, environnement, dimensions des éprouvettes, rapport de charge...etc

II.5.1. Influence de rapport de charge

Son influence se traduit par un décalage des courbes de fissuration vers la gauche lorsque R croît (Figure. II.9). Le chargement appliqué se présente sous forme de spectre dans les amplitudes maximales et minimales sont variables d'où spectre de chargement qui présente une influence significative sur le comportement en fatigue contrairement à un chargement simple (chargement cyclique à amplitude constante). La variabilité des chargements appliqués a incité à développer des modèles tenant compte de la variation des chargements appliqués. [5]

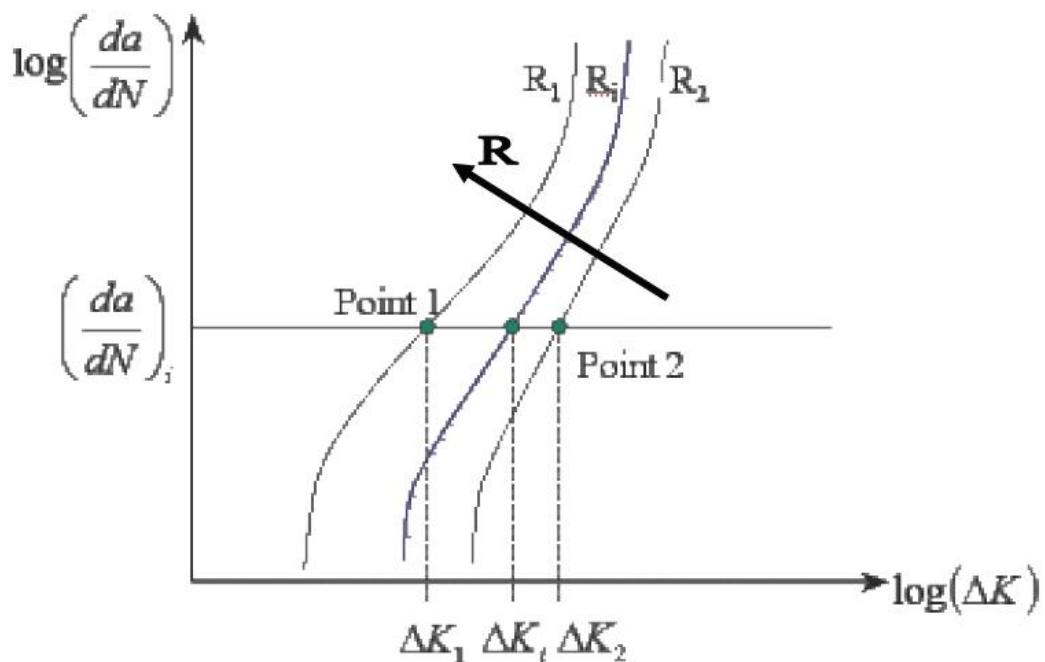


Figure. II.9. Effet du rapport de charge R sur la propagation d'une fissure de fatigue [7]

II.6.Modèles de propagation d'une fissure de fatigue

Introduction

Beaucoup de modèles ont été proposés pour prédire la durée de vie et la vitesse de fissuration "da/dN" sous différentes conditions. Dans cette partie on présente les modèles de prédiction de la durée de vie sous chargement à amplitude constante et à amplitude variable.

II.6.1.Modèle de propagation à amplitude constante

La majorité des modèles proposés ne tient pas compte de tous les paramètres (chargement, matériau...etc). [8]

-II.6.1.1. Modèle de Paris

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

-II.6.1.2. Modèle de Walker

$$\frac{da}{dN} = C_w \left[\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-\gamma}} \right]^{m_w} \quad (7)$$

-II.6.1.3. Modèle de Forman

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)(K_C - K_{max})} \quad (8)$$

-II.6.1.4. Modèle de NASGRO

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (9)$$

-II.6.1.5. Modèle d'Elber basé sur la fermeture de la fissure

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{eff}^m \quad (\text{Où : } \Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}) \quad (10)$$

Avec :

- Δk seuil de propagation
- C et m sont des constantes dépendant du matériau, des conditions de chargement et de l'environnement.
- K_C est la ténacité du matériau fonction de l'épaisseur considérée
- C , n , p , q sont des paramètres empirique
- K_{max} et K_{crit} sont respectivement le facteur d'intensité de contrainte maximale et le facteur d'intensité de contrainte critique.
- f représente la contribution de la fermeture de la fissure
- C et m sont des paramètres expérimentaux du modèle d'Elber.

La figure. II.10. illustre le concept de fermeture de fissure induit par plasticité. La zone plastique développée au niveau de la pointe de la fissure participe à la fermeture de la fissure.

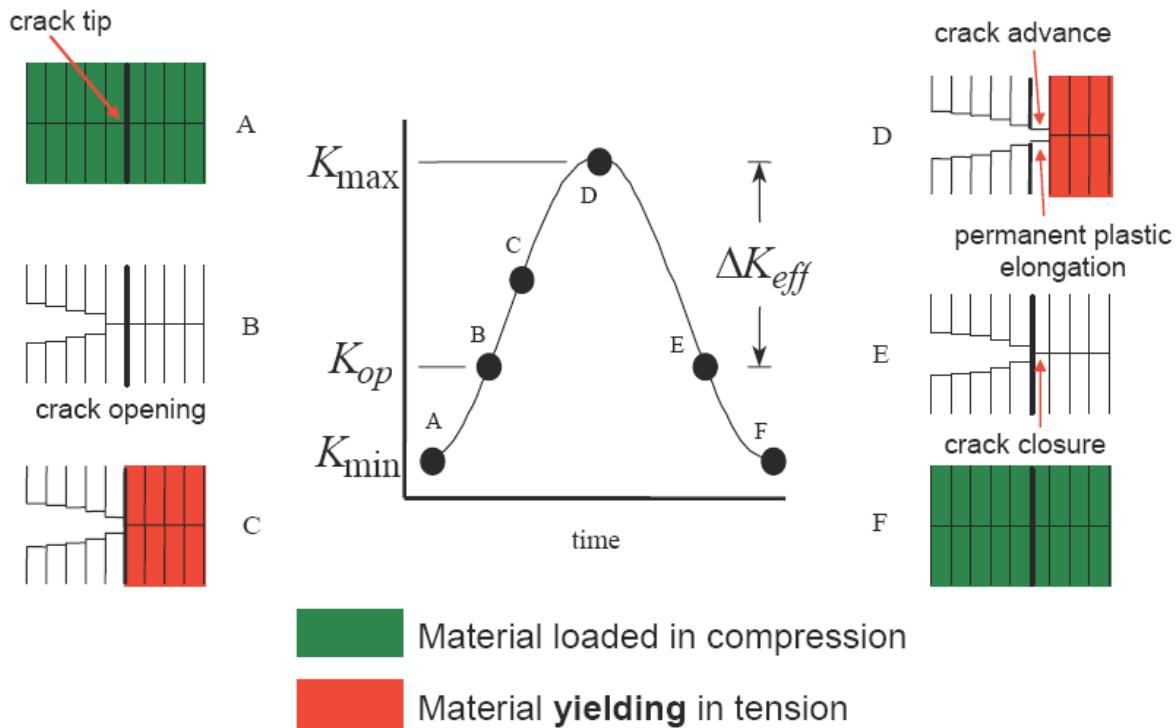


Figure. II.10. Principe d'ouverture et de fermeture de la fissure [7]

II.6.2. Propagation sous chargement à amplitude variable

Dans la réalité, les structures ne sont que très rarement soumises à des chargements à amplitude constante. Les mesures de spectre de chargement indiquent au contraire une variation de l'amplitude de charge au cours du temps. De plus, l'expérience montre que l'endommagement induit par un cycle donné peut dépendre de chargement.

- II.6.2.1. Aspects phénoménologiques

Les différents niveaux de charge d'un spectre interagissent entre eux de façon complexe. La compréhension des effets d'histoire de chargement sous spectre nécessite de considérer des chargements simplifiés par rapport aux spectres réels. Le cas le plus simple, mais toutefois riche d'enseignement, est constitué par une surcharge décrite ci-après.

-II.6.2.1.1. Effet d'une surcharge

On appelle surcharge l'augmentation de la charge maximale au cours d'un seul cycle.

La surcharge est caractérisée par le taux de surcharge défini par :

$$\tau = \frac{K_{pic}}{K_{max}} \quad (11)$$

Où K_{pic} désigne la valeur du facteur d'intensité de contrainte atteinte lors de la surcharge (Figure. II.14). L'application d'une surcharge sur une fissure créée préalablement sous chargement à amplitude constante se traduit dans la majorité des cas par un ralentissement ou retard de la propagation. Ce dernier peut aller jusqu'à un arrêt définitif.

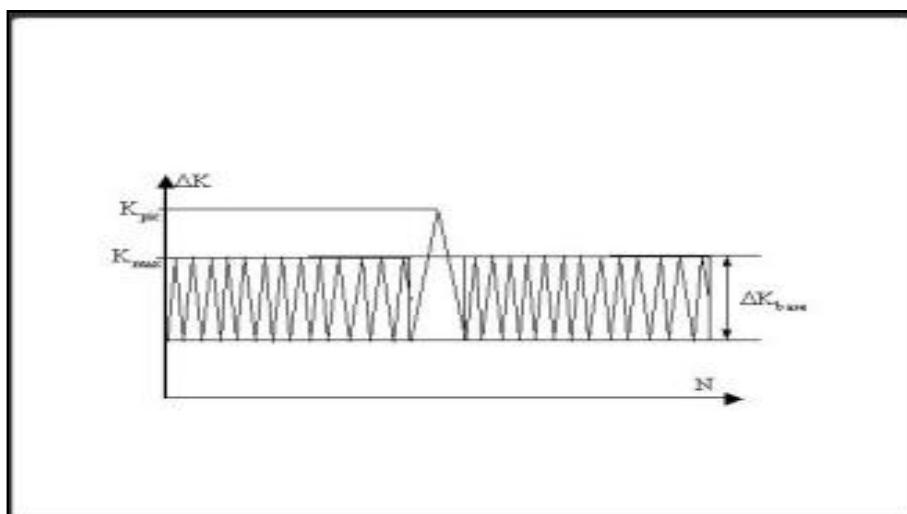


Figure. II.11.Définition d'une surcharge

- II.6.2.2. Définition du phénomène du retard

Au cours d'un essai de fissuration par fatigue, l'application d'une ou plusieurs surcharges se caractérise, après avoir retrouvé les conditions de chargement initial, par un ralentissement ou un blocage (arrêt total) de la progression de la fissure. Les principaux paramètres gouvernant le retard sont :

- * ΔK_{ORL} : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte correspondant à la surcharge
- * Le taux de surcharge : $\Delta K_{ORL}/\Delta K$
- * Rapport de charge correspondant au chargement initial

Ces grandeurs sont définies en supposant que la longueur de la fissure reste constante pendant tout le phénomène du retard [9]. La Figure. II.15 représente les conséquences de l'application de surcharges sur la propagation d'une fissure soumise à un chargement d'amplitude variable. Avant l'application de la surcharge, la propagation se fait à vitesse constante. Après l'application de cette surcharge, le phénomène se traduit par :

- * Une accélération

- * Un ralentissement de la vitesse de propagation de fissure jusqu'à une vitesse minimale atteinte pour la longueur $a_{V\min}$,
- * Un retour progressif à la vitesse initiale pour une longueur a_d ,
- * Une phase de stabilisation

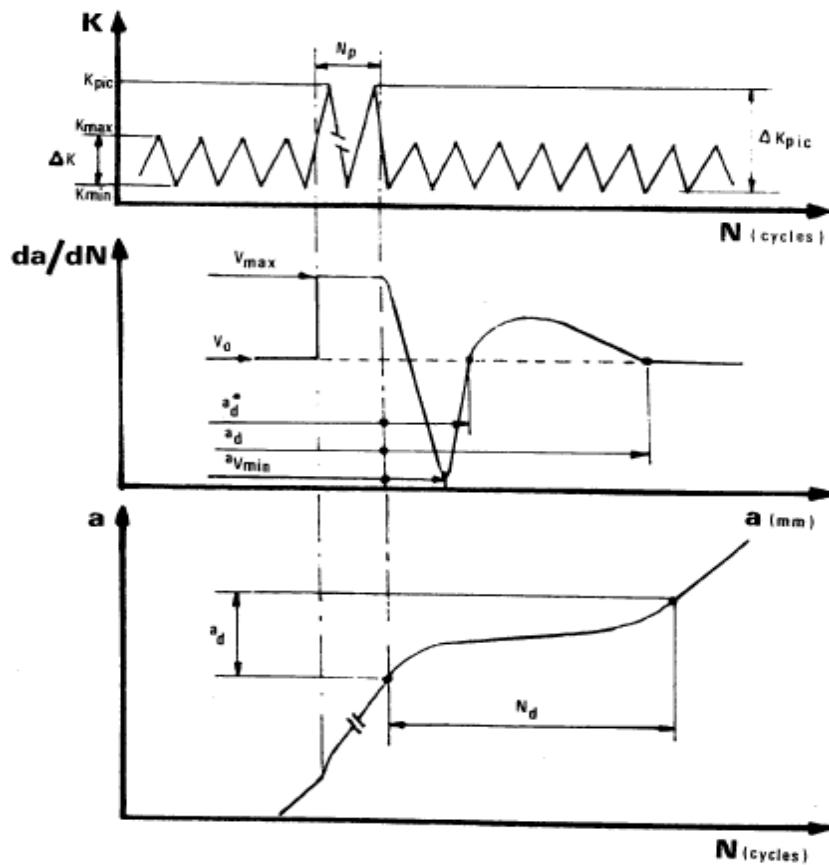


Figure. II.12. Schéma de principe du phénomène de retard

- II.6.2.3. Origines de l'effet de retard

Les explications généralement avancées pour expliquer le phénomène de retard sont :

- * l'effet de contraintes résiduelles induites par la surcharge en avant de la pointe de fissure.
- * un accroissement des effets de fermeture induit par le matériau fortement déformé durant la surcharge et situé dans le sillage de la fissure.
- * un émoussement de la pointe qui réduirait l'intensité des contraintes subies en pointe de la fissure assimilée à une micro-entaille.

- * un durcissement du matériau induit par la surcharge en tête de la fissure.

L'application de surcharges se traduit généralement par des marquages caractéristiques sur les chemins de fissuration et les surfaces de ruptures .

Ces marquages permettent notamment de reconstituer l'historique de la progression de la fissure en fonction de l'histoire du chargement lors d'expertise de pièces rompues en service

- II.6.3. Mécanismes dues aux chargements cycliques à amplitudes variables

La complexité des chargements d'amplitude variable réside en effet dans l'existence de phénomènes dits "d'interaction" entre les différents niveau d'un chargement qui sont mis en évidence lors des études de surcharge. Ces effets d'interaction, qui se manifestent sous la forme d'un ralentissement ou d'une accélération des fissures [10-14] sont énumérés par la suite.

Les principaux arguments physiques qui ont été utilisées pour expliquer les effets de d'interactions de charge sur la propagation des fissures de fatigue peuvent être classés comme suit:

- * Introduction des contraintes résiduelles par plasticité cyclique induit autour de la pointe de la fissure
- * Emoussement à la pointe de la fissure
- * Interaction associée à la plasticité au niveau de la pointe de la fissure
- * Fermeture de fissure induite par plasticité.

- II.6.3.1. Contraintes résiduelles induite autour de la pointe de la fissure

Le concept de contraintes résiduelles est basée sur le fait que lors de l'inversion de déchargement après une surcharge, des contraintes résiduelles de compression peut être générée dans une petite région autour de la pointe de la fissure [15]. Des études expérimentaux [16-19] ont montré que la propagation de la zone de contrainte de compression dépend fortement de la charge appliquée et elle est toujours plus grande après la surcharge que lors de l'application des cycles précédents de chargement (figure. II.16).

Les contraintes résiduelles de compression générées, sont superposées aux contraintes [15, 20] dues au chargement appliqué. Cette superposition génère des contraintes effectives responsable d'un retard temporaire de la propagation des fissures dans la

zone de contraintes compressives. Selon le concept des contraintes résiduelles, l'accélération de la croissance des fissures de fatigue après une sous-charge est due à des contraintes de traction induites en avant du fond de fissure [21]. Les modèles les plus populaires de fissure plasticité ont été proposés par Wheeler.

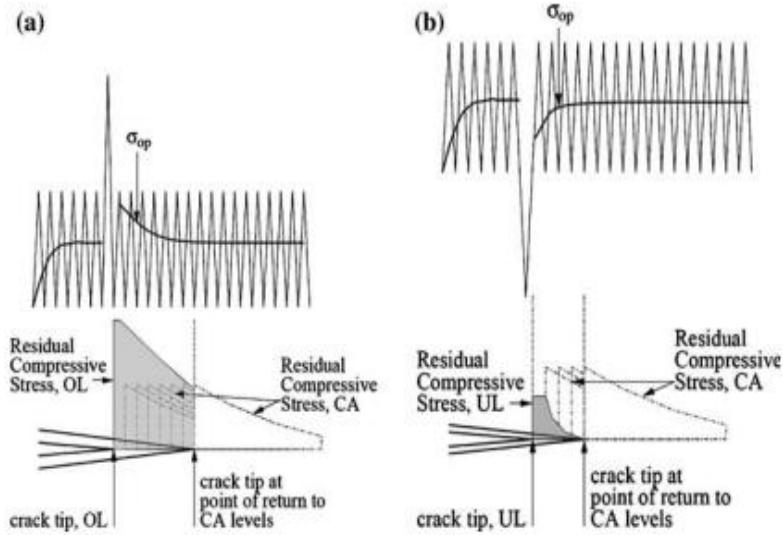


Figure. II.13. Représentation schématique du mécanisme des contraintes résiduelles :

(a) Surcharge génère une zone de contraintes résiduelles de compression, (b) Sous charge génère une zone de contraintes résiduelles de tension.

- II.6.3.2. Emoussement à la pointe de la fissure

Cette idée a été principalement proposée par Christensen [22] suppose qu'une fissure émoussée par une surcharge se comporte comme une entaille. Dans un tel cas, le retard de propagation des fissures de fatigue se manifeste par le nombre de cycles nécessaires pour re-initier et propager la fissure à partir de l'entaille. Des études expérimentales ont été réalisées [23-27] afin de confirmer ou d'infirmer cette hypothèse.

Basé sur des observations de la fissuration par fatigue [24], Il a été montré que les contraintes créées immédiatement après l'application d'une seule surcharge, l'effet de retard est disparu après l'application d'un rapport de surcharge important. Flek [25] and Tvergaard [27] ont observés que les deux effets du retard de la propagation des fissures après l'application d'une seule surcharge et l'accélération après une sous charge sont accompagnées par un émoussement au niveau de la pointe de la fissure.

- II.6.3.3. Interaction associée à la plasticité au niveau de la pointe de la fissure

Les modèles les plus populaires de fissuration associés à la plasticité ont été proposés par Wheeler [28] et Willenborg [29] au cours des années 70. Les deux modèles prédit le retard à la propagation des fissures de fatigue tant que la propagation se fait le long

de la zone plastique due à la surcharge. Les détails de ces deux modèles seront présentés par la suite.

- II.6.3.4. Fermeture de fissure induite par plasticité

Une approche très populaire pour tenir compte de la charge - effets d'interaction est l'incorporation du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} corrigé pour tenir compte de l'effet de fermeture. Le modèle de fermeture de fissure proposée initialement par Elber [30] a été modifié par la suite pour modéliser la croissance des fissures de fatigue sous chargement d'amplitude variable. De nombreuses études ont été menées pour expliquer divers phénomènes de propagation des fissures de fatigue en utilisant le concept de fermeture de fissure. Le plus grand succès, parmi eux, est le modèle basé sur la méthode des éléments finis par Newman [31]. Le modèle est basé sur l'analyse de la bande de rendement de la zone plastique qui reste dans le sillage de la propagation de la fissure. Selon le modèle de Newman le matériau plastiquement déformé peut provoquer la fermeture de fissure, même à des niveaux de contraintes positifs. Le niveau de fermeture de fissure dépend du niveau du chargement appliqué. Par conséquent, la détermination du niveau de la charge d'ouverture de la fissure, P_{op} , et le facteur d'intensité de contrainte effective, ΔK_{eff} , deviennent les éléments principaux dans le modèle de fermeture fissure appliquée au spectre de chargement d'amplitudes variables.

- II.6.3.5. Effet de retard dus à l'application d'une surcharge

L'effet d'une surcharge se manifeste sur une longueur de fissure appelée a_d et pendant un certain nombre de cycles N_d . Pendant la période où la fissure est perturbée par la surcharge, on observe différents stades qui sont schématisés par la figure et qui dépendent des paramètres cités ci-dessus. Les différents types d'effets observés sont les suivants :

1°) Pas d'influence

Dans le cas de petites surcharges, la fissure ne subit aucune influence à la suite de l'application d'une surcharge. Pour la plupart des alliages, aucun effet n'est observé pour un taux de surcharge inférieur ou égal à 1.5 [32]

2°) Blocage momentané :

On observe après l'application d'une surcharge un blocage de la fissure, suivi d'un réamorçage de la fissure à la vitesse correspondante aux conditions initiales de chargement. Pour un taux de surcharge donné, ce phénomène est observé les valeurs de K_I voisines du seuil de non-fissuration [33].

3°) Retard immédiat :

Ce retard est suivi d'une reprise de la vitesse de fissuration.

4°) Retard différé

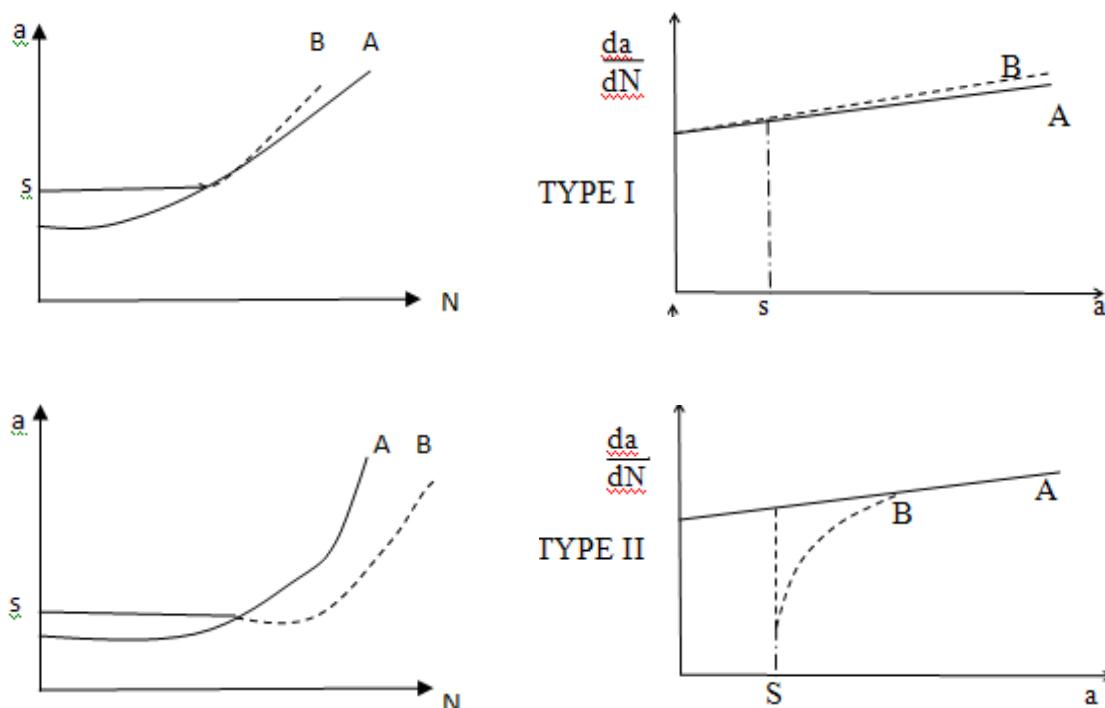
Dans ce cas, l'effet de la surcharge n'intervient qu'après quelques centaines de cycles et se manifeste par une accélération de la vitesse de fissuration, puis une décélération jusqu'à une vitesse minimale. On observe ensuite une accélération progressive de la vitesse de fissuration jusqu'à ce qu'elle atteigne la vitesse initiale avant la surcharge.

5°) Retard avec accélération différée :

Dans ce cas, après la phase de ralentissement, la fissure s'accélère pour atteindre une vitesse de fissuration plus grande que celle avant la surcharge. Après cela, elle retrouve son régime stabilisé.

6°) Blocage définitif :

Pour les taux de surcharge élevés, la fissure peut être complètement bloquée. Ces effets sont schématisés sur la figure. II.14.



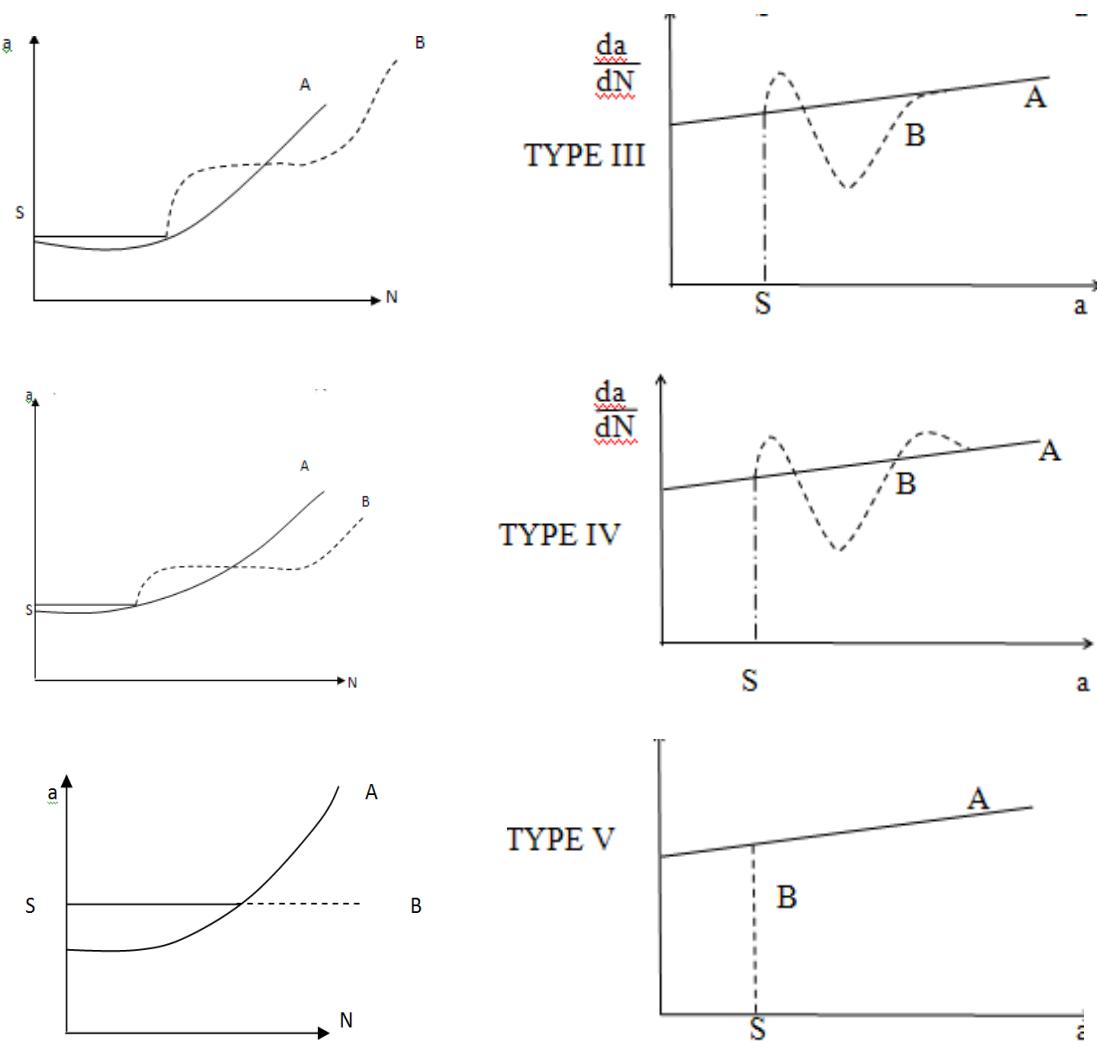


Figure. II.14. Types de retard [5]

- II.6.4. Modèles de propagation à effet de surcharges

Les premiers modèles régissant la fissuration par fatigue en présence de surcharges a été proposés par Wheeler [28] et Willenbourg [29]. Les effets de retard sont variables selon les modes de variation d'amplitude de surcharges multiples, surcharges en traction suivies de surcharges en compression, passage d'un niveau bas, chargement aléatoire. Différents modèles de comportement essayent de rendre compte de ces phénomènes constatés expérimentalement.

- II.6.4.1. Modèle de Wheeler

Wheeler [29] a introduit dans la relation de paris un coefficient de retard C_{pi} qui traduit le ralentissement de la vitesse de fissuration après surcharge. La vitesse de fissuration s'exprime par :

$$\frac{da}{dN} = C_{pi} \cdot C(\Delta K)^m \quad (12)$$

Le coefficient C_{pi} est lié à l'état de contrainte en fond de fissure du à l'interaction des zones créées plastifiées par le pic de surcharge et par la sollicitation à amplitude constante.

$$C_{pi} = \left(\frac{r_0}{r_{pic}} \right) \cdot \gamma = \left(\frac{\sigma_{0\max}}{\sigma_{pic}} \right) \cdot 2\gamma = \left(\frac{1}{\lambda} \right) \cdot 2\gamma \quad (13)$$

Où :

r_0 est la taille de la zone plastifiée monotone juste avant la surcharge (figure 29)

r_{pic} : la taille de la zone plastifiée monotone due à la surcharge

λ : Exposant de Wheeler, caractéristique du matériau et des conditions d'essai

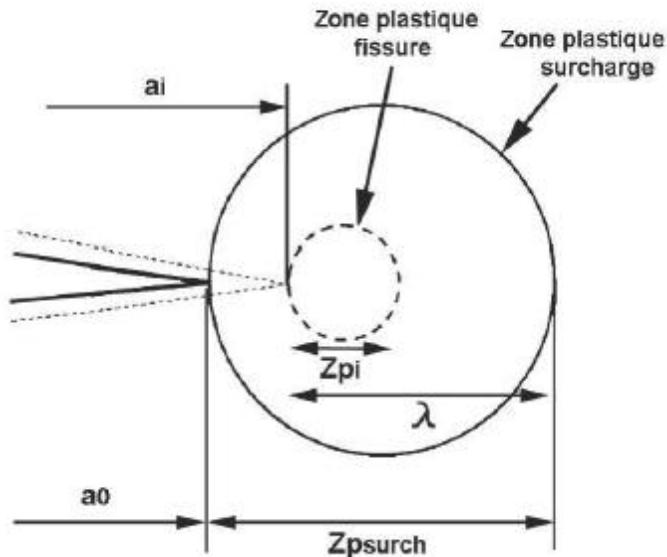


Figure. II.15. Zones plastique après surcharges [28]

$$C_{pi} \text{ à } a_i = \left(\frac{r_i}{\lambda} \right) \cdot \gamma \text{ à la position } a_i : C_p(a_i) = \left(\frac{r_i}{\lambda} \right) \cdot \gamma \text{ avec } \lambda_i = a_0 + Z_{pi} - a_i \quad (14)$$

- II.6.4.2 Modèle de Willenborg [29]

Ce modèle s'inspire de celui de Wheeler et considère une loi de type :

$$\frac{da}{dN} = C'(\Delta K)^m \quad (15)$$

Avec : $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max-eff}} - K_{\text{min-eff}}$

Où : $K_{\text{max-eff}} = K_{\text{max}} - K_r$ et $K_{\text{min-eff}} = K_{\text{min}} - K_r$

K_r est un facteur de réduction traduisant les effets d'interaction qui modifient localement l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. Bien que ces modèles rendent compte des effets d'interaction des zones plastifiées, leur emploi est limité en raison de la non prise en compte des sous-charges et des interactions (retard et accélération). Pour pallier ces insuffisances, plusieurs approches ont été développées notamment par Gallager et al. [33] qui ont introduit dans le modèle de Willenborg un paramètre ϕ_r qui tient compte des effets de surcharges et sous-charges.

- II.6.4.3 Modèle de Willenborg Généralisé

Le modèle de Willenborg généralisé [34] est l'un des modèles les plus courants tenant compte des interactions des charges utilisées dans les codes de prédictions de la propagation des fissures de fatigue. Ce modèle est basé sur les travaux liés à la mécanique de la rupture et développés à "Wright-Paterson AFBN OH". Le modèle utilise le facteur d'intensité de contrainte effectif basé sur la taille de la zone plastique en front de fissure. La formulation du modèle de Willenborg modifié implémenté dans les codes AFGROW et NASGRO est décrite ci-dessous :

$$\begin{cases} K_{\text{max(eff)}} = K_{\text{max}} - K_r \\ K_{\text{min(eff)}} = K_{\text{min}} - K_r \\ R_{\text{eff}} = K_{\text{min(eff)}} / K_{\text{max(eff)}} \end{cases} \quad (16)$$

K_r est le facteur d'intensité de contraintes résiduelles dues à la surcharge (équation 23)

et R_{eff} est le rapport de charge effectif.

$$K_r = \phi \left(K_{\text{max(ol)}} \sqrt{1 - \frac{(a - a(\text{ol}))}{r_p(\text{ol})}} - K_{\text{max}} \right) \quad (17)$$

Le facteur ϕ est exprimé par l'équation 24.

$$\phi = (1 - \Delta K_{\text{th}} / K_{\text{max}}) / (\text{SOLR} - 1) \quad (18)$$

Et la zone plastique créée par la surcharge, $r_{y(\text{ol})}$, est exprimé par :

$$r_p(\text{ol}) = \left(\frac{K_{\text{max(ol)}}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \cdot \left(\frac{1}{\alpha \cdot \pi} \right) \quad (19)$$

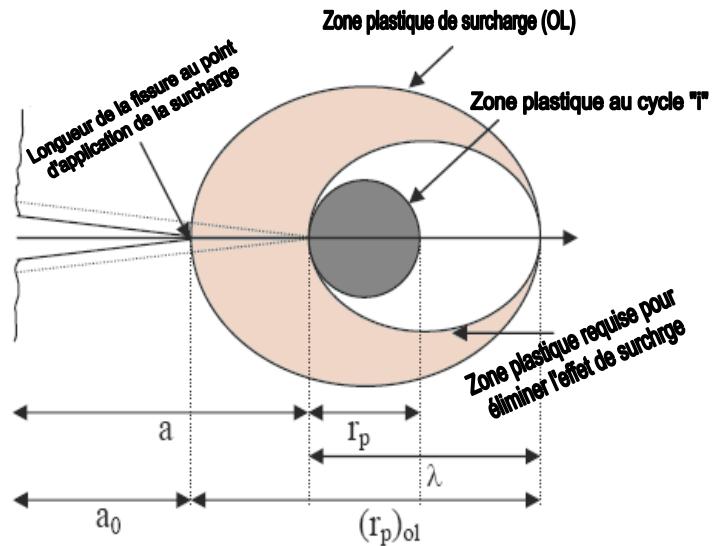


Figure. II.16. Schématisation du modèle de Willenborg modifié [33]

Où:

- * a : Longueur de la fissure
- * a(ol): Longueur de la fissure à la surcharge
- * ΔK_{th} : Facteur d'intensité de contrainte effectif à $R = 0$.
- * SOLR: Rapport d'arrêt de surcharge (Rapport de surcharge par rapport au chargement nominal requit pour stopper la fissure sous un chargement nominal) (Tableau 2).
- * α : Etat de contrainte dans une direction de propagation donnée (2.0 Contrainte plane / 6.0 Déformation plane)

Le modèle de Willenborg généralisé utilise le rapport d'arrêt de surcharge (SOLR) comme une propriété du matériau contrôlant l'histoire du chargement sur la prédiction de la durée de vie. Ce paramètre lié au matériau n'est pas influencé par les effets de chargement, mais cela n'est pas toujours vrai [34]

Tableau 2. Paramètre d'arrêt de surcharge

Matériau	Paramètre SOLR
Acier	2.0

Références bibliographiques

[1] Abdelmoumene GUEDRI (2008). "Conception et simulation numérique des caractéristiques mécaniques des pipelines". Thèse de Doctorat, université Badji Mokhtar- ANNABA.

[2] G.R Irwin (1957). "Analysis of stresses and strains near the end of crack raversing a plate ". Journal of Applied Mechanics. Vol. 24, pp361-364.

[3] H.M. Westergaard (1939). "Bearing pressures and cracks". Transactions SME, Journal App Mech, A 49.

[4] Hadrien BIDOUARD (2009). " ETUDE DE L'EFFET DE SURCHARGES SUR LA TENUE EN FATIGUE A GRANDE DUREE DE VIE D'UN ACIER FERRITO-BAINITIQUE SOUS CHARGEMENT D'AMPLITUDE VARIABLE ". Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers centre de Bordeaux Paris.

[5] ZEGGAI Boumediene (2013). " Contribution sur les études des effets de chargement sur la propagation des fissures de fatigue ". Mémoire de Magister en génie mécanique, Université Tlemcen.

[6] HEBBAZ Mohammed Amine (2015). "Défauts dans Les pipelines et leurs effets sur le Comportement en fatigue". Mémoire de Master en génie mécanique, Université Tlemcen.

[7] BELMOKHTAR Abdelkader (2013). " Contribution au développement d'un modèle de propagation pour la prédiction de la durée de vie en fatigue ". Mémoire de Magister en génie mécanique, Université Tlemcen.

[8] MECHERNENE Abderrahim(2013). "Etude du comportement en fatigue des aciers pour pipelines". Mémoire de Master en génie mécanique, Université Tlemcen.

[9] M. Benguediab (1989). "Etude la propagations des fissures de fatigue sous spectres de chargement réduits". Thèse de doctorat, Université de Poitiers, France.

[10] N. Ranganathan, I. Petit, B. Bouchet(1979). "A contribution to the study of fatigue crack retardation in vacuum". *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 11, Issue 4, 1979, Pages 775-789.

[11] Heper Recai; Vardar Oktem (2003). "Elastic plastic material response of fatigue crack surface profiles due to overload interactions". *International Journal of Fatigue*, 25, pp 801-810.

[12] S. Suresh, R.O. Ritchie (1981). «On the influence of fatigue underload on cyclic crack growth at low stress intensities ». *Materials Sciences and Engineering*, 51, pp 61-69.

[13] Ö Vardar, N. Yildirim (1990). "Crack growth retardation due to intermittent overload". *International Journal of Fatigue* 12(4), pp 283-287.

[14] X.P. Huang, J.B. Zhang, W.C. Cui, J.X. Leng (2005). "Fatigue crack growth with overload under spectrum loading.". *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 44 (2005) 105–115.

[15] J. Schijve, D. Broek, ".The result of a test programme based on a gust spectrum with variable amplitude loading. ". *Aircraft Engineering*, 34, pp 314-316.

[16] M.A. Wahab, G.R. Rohrsheim, J.H. Park (2004). ".Experimental study on the influence of overload induced residual stress field on fatigue crack growth in aluminium alloy.". *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 153-154, pp 945–951.

[17] L.P. Borrego, J.M. Ferreira, J.M. Pinho da Cruz (2003). ".Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure". *Engineering Fracture Mechanics* 70(11), pp 1379–1397.

[18] A.J. McEvily, S. Ishihara (2002). ".On the development of crack closure at high R levels after an overload.". *Fatigue Fracture Engineering Materials and Structures* 25(11), pp 993–998.

[19] F. Ellyin, F. Ozah (2007). ".The effect of material model in describing mechanism of plasticity-induced crack closure under variable cyclic loading.". *International Journal of Fracture* 143, pp 15-33.

[20] J.E. LaRue, S.R. Daniewicz (2007). ".Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth.". *International Journal of Fatigue* 29, pp 508-515.

[21] A. Bacila, X. Decoopman, G. Mesmacque, M. Voda, V.A. Serban (2007). "Study of underload effects on the delay induced by an overload in fatigue crack propagation". International Journal of Fatigue 29, pp 1781–1787.

[22] R.H. Christensen, Fatigue crack, fatigue damage and their directions, Metal Fatigue, McGraw-Hill, New York, 1959. [23] Hudson, C. M. and Hardrath, H. F., NASA Tech. Note D-1803, National Aeronautics and Space Administration, 1963.

[23] Hudson, C. M. and Hardrath, H. F., NASA Tech. Note D-1803, National Aeronautics and Space Administration, 1963.

[24] N.A. Fleck (1985). ".Fatigue crack growth due to periodic underloads and overloads.". Acta Metall. 1985, Vol. 33, pp. 1339-1354.

[25] N.A. Fleck (1988). ".Influence of stress state on crack growth retardation.". Basic Questions on Fatigue, Vol. 1, ASTM STP 924, pp. 157-183.

[26] V. Tvergaard (2005). ".Overload effects in fatigue crack growth by crack-tip blunting.". International Journal of Fatigue 27 (2005) 1389–1397

[27] V. Tvergaard (2006). ".Effect of underloads or overloads in fatigue crack growth by crack-tip blunting". Engineering Fracture Mechanics 73, pp 869–879.

[28] O.E. Wheeler, Spectrum loading and crack growth, Journal of Basic Engineering, 1972 Vol. 94, pp. 181-186.

[29] J. Willenborg, R.M. Engle, H.A. Wood, A crack growth retardation model using an effective stress concept, Report # AFFDL-TR71-1, Air Force Flight Dynamic Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, USA, 1971.

[30] Elber, W., 1970. ".Fatigue crack closure under cyclic tension. ". *Engineering Fracture Mechanics*, 2, pp. 37-45.

[31] J. Petit. ".Theoretical concepts and numerical analysis of fatigue. " Birmingham, 1992.

[32] R.E. Jones (1973). ".Fatigue crack growth retardation after single-cycle peak overload in ti-6ai-4v titanium alloy.". Engineering Fracture Mechanics 5 pp 585-604.

[33] J.P. Gallagher, T.F. Hughes (1974). Influence of yield strength on overload affected by fatigue crack growth behavior in 4340 steel. AFFDL-TR-74-27. Air Force Flight Dynamics LABoratory, Wright-Patterson Air Force Base, OH.

CHAPITRE II –COMPORTEMENT EN FATIGUE DES ACIERS POUR PIPELINES

[34] J.A. Harter (2006) ".AFGROW users guide and technical manual: *AFGROW for Windows 2K/XP.*". Version 4. 0011. 14, Ai0r Force Research Laboratory.

Chapitre III

ETAT

DE

L'ART

Introduction

La fatigue des pipelines est un domaine complexe dans lequel de multiples facteurs interviennent simultanément avec des couplages plus ou moins forts. La durée de vie d'un pipeline résulte à la fois de sa conception (notamment sa géométrie), sa fabrication (procédé), des caractéristiques et du comportement mécanique du matériau et du chargement au sens large : incluant la température et l'environnement (figure.III.1).

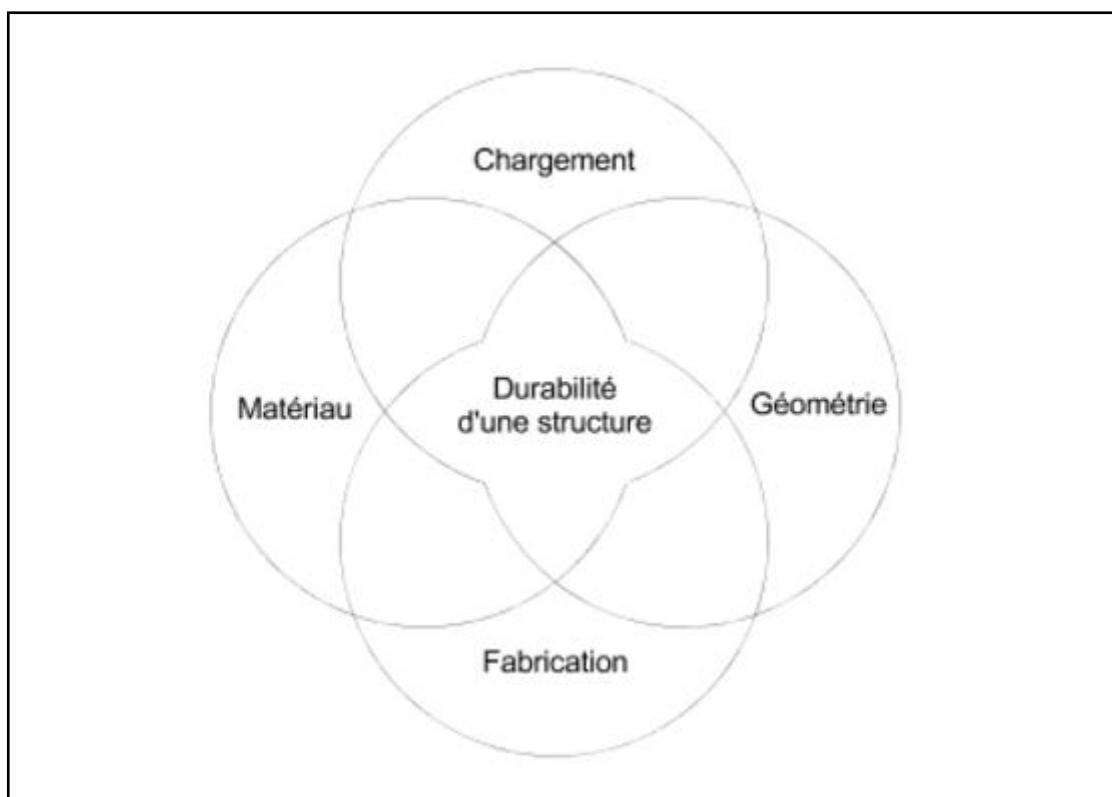


Figure.III.1.Paramètres influençant sur la durée de vie d'une structure

De façon générale, il y a fatigue dès qu'on est présence d'efforts variables dans le temps. La particularité de l'endommagement par fatigue est que la rupture peut se produire pour des contraintes apparemment faibles, souvent bien inférieures à la résistance à la traction et même à la limite d'élasticité du matériau, lorsque la répétition de ces efforts produit par un grand nombre de fois.

III.1.Effet de l'amplitude de chargement

La fissuration à amplitude constante pour différents niveaux de chargement à rapport de charge R constant est étudiée où l'amplitude de chargement maximale est variable pour les aciers API 5L (X65 et X70). L'amplitude de chargement cyclique maximale (σ_{max}) varie de 80 MPa à 145MPa.

L'effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue est montré par les figures (III.2, III.3) respectivement pour les aciers API 5L de grades X65 et X70 pour un rapport de charge constant R=0.1.

L'augmentation de l'amplitude du chargement a fait diminuer le nombre de cycle à la Rupture. On remarque qu'à une même longueur de fissure ($a=0.3m$), la durée de vie pour l'acier X65 est passé de 1.4×10^5 cycles à 8×10^5 cycles respectivement pour des chargements maximaux σ_{max} variant de 80 MPa à 145 MPa. (Figure III.2).

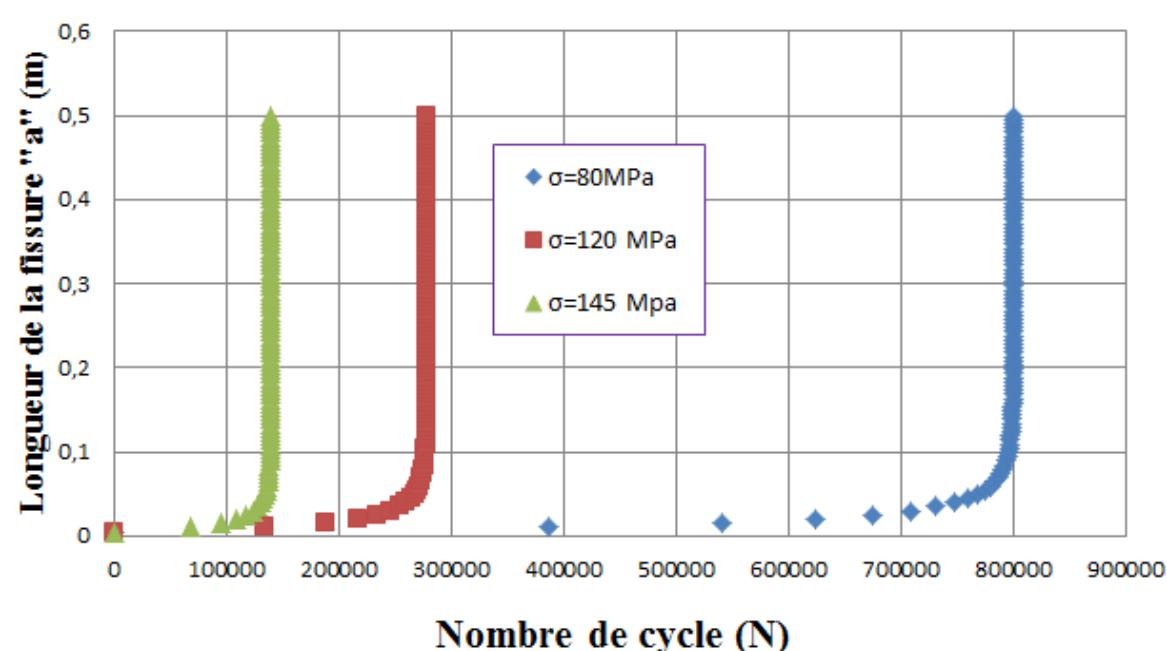


Figure. III.2. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue de l'acier API 5L X65 à R=0.1. [1]

La variation de la durée de vie résiduelle en fatigue en fonction de l'amplitude de chargement pour l'acier API 5L X70 est montrée par la figure (III.3) pour un rapport de charge $R=0.1$.

Une diminution importante de la durée de vie en fatigue est constatée pour $\sigma_{\max}=120$ MPa et 145 MPa. A une longueur de fissure de 0.3 m, la durée de vie a augmenté de 5.10×10^5 cycles pour une diminution du chargement appliqué de 145 MPa à 80 MPa ce qui présente un taux d'augmentation en durée de vie de 5 fois.

On dit que l'augmentation de l'amplitude de chargement a diminué le nombre de cycle à la rupture.

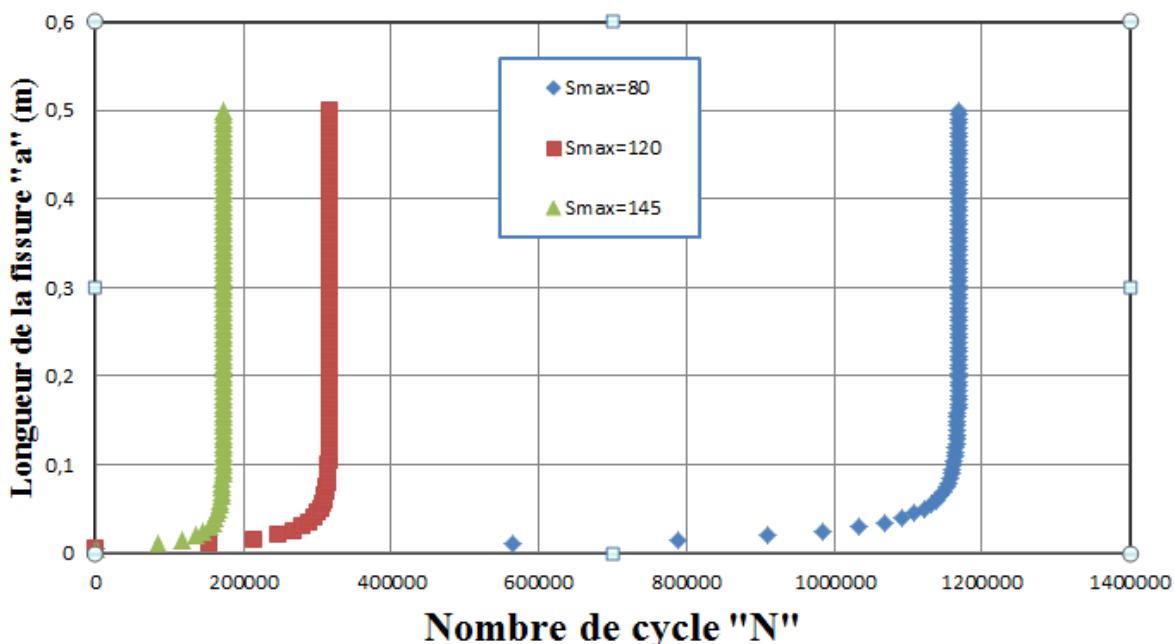


Figure. III.3. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue de l'acier API 5L X70 à $R=0.1$. [1]

III.2. Effet du rapport de charge

Pour les pipelines, la variation du rapport de charge est liée à la variation de la pression de service. L'environnement caractérisé par la présence d'hydrogène ou l'azote ainsi que la température affecte fortement les vitesses de fissuration de tels aciers utilisés pour pipelines.

Vu le développement des aciers pour pipelines, plusieurs études ont été axées sur le comportement en fatigue tenant compte des conditions de services amenés à l'échelle laboratoire.

L'état de l'art mené par sur le comportement de fissuration par fatigue des aciers pipelines X42 et X70 à un rapport de charge fixe ($R=0.1$) sous environnement hydrogène et azote a montré que la vitesse de fissuration pour l'acier API 5L X42 est supérieur à celle de l'acier API 5L X70. La présence de l'hydrogène présente un endommagement important comparativement par rapport à l'azote. La fissuration examinée sous le même type d'environnement (H_2 ou N_2) (Figure.III.4) est plus élevée que l'acier API 5L X70 à cause de la composition chimique, la taille des grains.

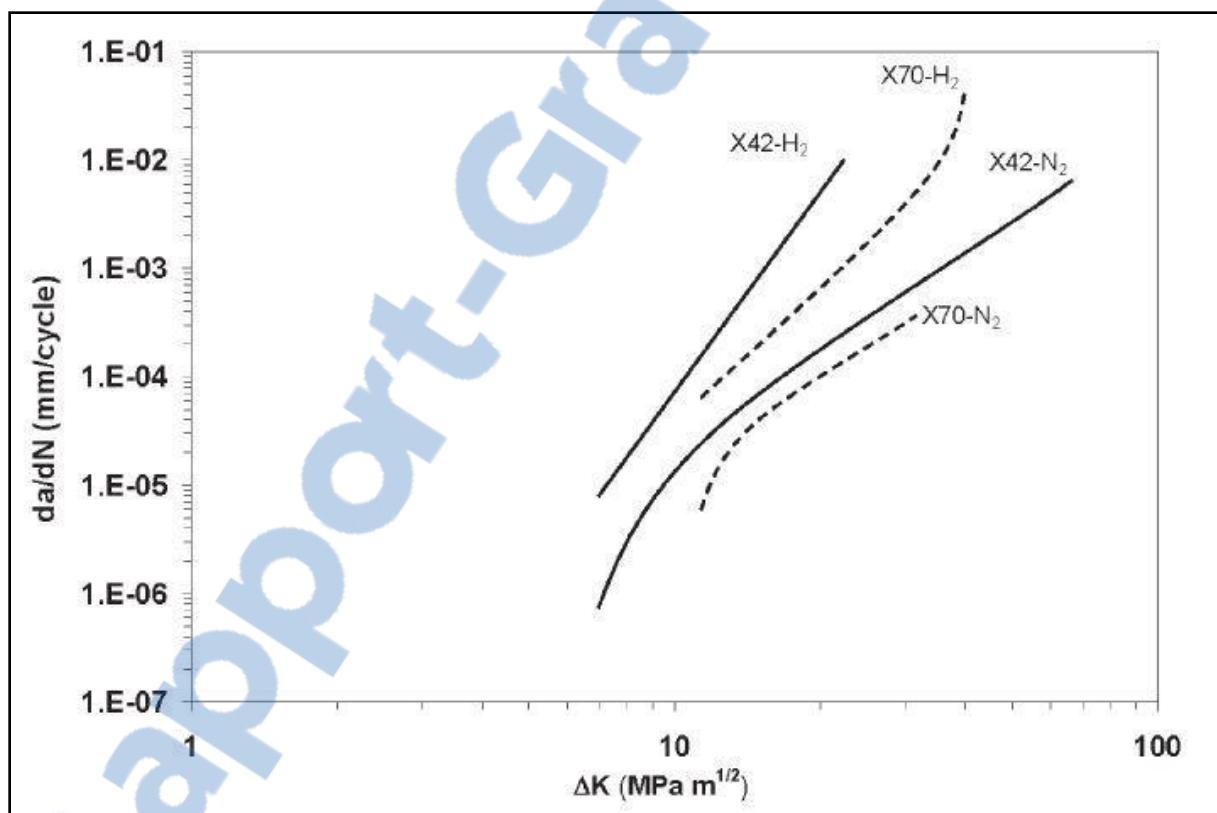


Figure .III.4 Taux de croissance de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour L'acier X42, et X70 (6,9% hydrogène et azote à $f=1$ Hz et $R=0.1$) [2]

L'effet d'un environnement acide sur la fissuration de l'acier API 5L X52 a été investigué par la société NIST [3]. Sous un environnement acide (APB : Acide

producing bacteria). Les mêmes essais menés sur l'acier API 5L X70 montre une diminution de la vitesse de fissuration. A l'air libre, la vitesse finale de fissuration est de l'ordre de 1.10^{-6} m/cycles ; par contre pour l'acier X52, la vitesse est de l'ordre de 3.10^{-6} m/cycle équivalent à une amplitude du facteur d'intensité de contrainte de 70 MPa ($m^{1/2}$).

L'investigation menée par Neves [4] [5] a montré que la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X65 est affectée par le sens d'orientation de la fissure (figure III.5). Les paramètres du modèle de propagation ont été déterminés selon la loi de Paris et montre que le sens T-S présente une bonne résistance à la fissuration par fatigue par rapport au sens T-L.

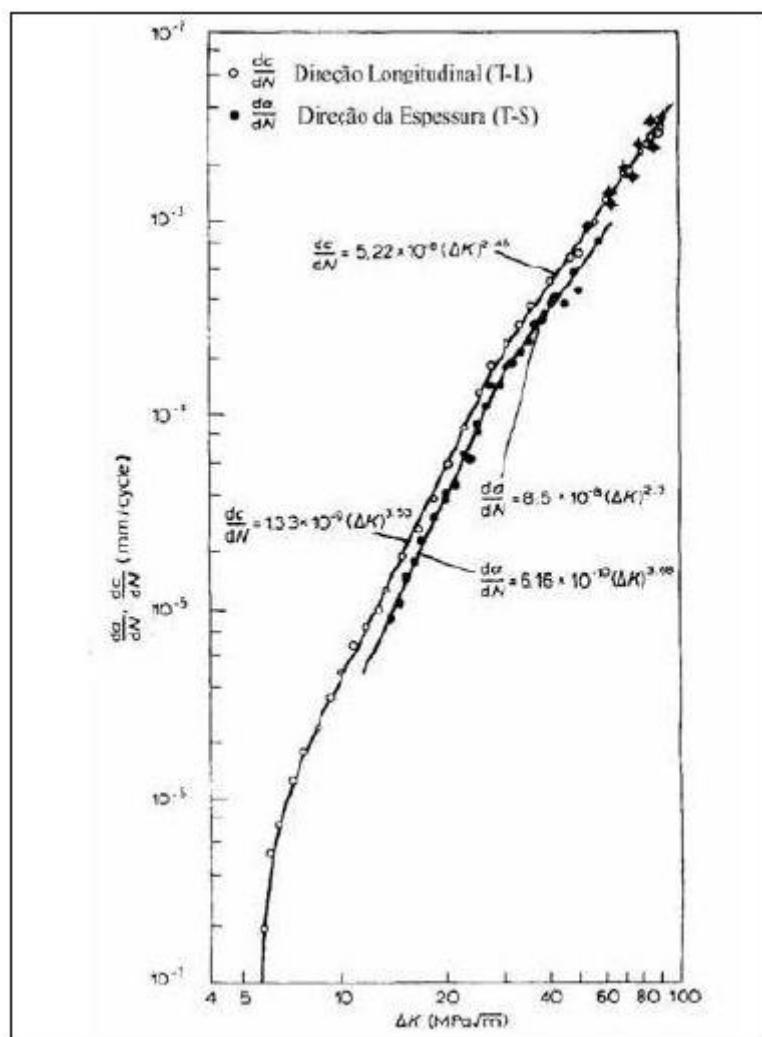


Figure III.5. Effet de l'orientation des fissures sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X65 (Sens T-L et T-S) [6]

Neves Beltrao a été étudié [7] L'effet de chargement constant et chargement variable sur la propagation des fissures de fatigue de l'acier pour pipeline API 5L X70 soudé longitudinalement à travers trois régions : métal de base (BM), zone affectée thermiquement (HAZ), métal d'apport (WM). Les résultats de la caractérisation mécanique montrent que la limite d'élasticité et la limite de rupture pour le métal d'apport (WM) sont supérieures par rapport au métal de base. Les caractéristiques dans le sens longitudinal sont supérieures à celles du sens transversal.

Sous chargement constant, l'effet du rapport de charge est mis en évidence où l'on remarque une diminution en durée de vie avec l'augmentation du rapport de charge (0.1 et 0.5). Une diminution de la vitesse de fissuration est constatée avec l'augmentation du rapport de charge. A titre d'exemple, la vitesse de fissuration pour le métal d'apport (WM) passe de 3×10^{-3} mm/cycle à 1.5×10^{-4} mm/cycle pour un ΔK de l'ordre de $15 \text{ MPa(m)}^{1/2}$. Par contre aux hautes valeurs de ΔK la différence en vitesse est atténuée.

Sous chargement à amplitude variable Les essais de fatigue pour différents rapports de charge ($R=0.1$; 0.5) révèle le même comportement comparativement aux résultats à amplitude constante. La différence en durée de vie pour les échantillons de la zone HAZ et la zone WM est négligeable pour un $R=0.5$ et la entre Aucune effet n'est à $OL=75\%$ pour un rapport de charge fixe ($R=0.5$) que la durée de vie en fatigue du métal de la zone HAZ et WM négligeable par rapport aux résultats à $R=0.1$.

Après l'application d'une surcharge, une faible diminution de la vitesse de fissuration est constatée. L'effet de surcharge diminue avec l'augmentation de ΔK jusqu'à devenir inobservé. L'examen fractographique révèle la présence de fissures secondaires dans les régions soudées pour des hautes valeurs de ΔK .

Kim a été étudié [5] La caractérisation de fissuration par fatigue de l'acier X65 dans le métal de base (BM), la zone affectée thermiquement (HAZ) et la zone soudée (WM) .Les propriétés mécaniques du métal de la zone soudé sont supérieures

à celles du métal de base. La vitesse de fissuration et le facteur d'intensité de contrainte seuil de l'acier X65 (métal de base) dans la direction TL ne sont pas sensibles aux effets du rapport de charge par contre pour la vitesse de fissuration dans le métal soudé (WM), elle augmente avec l'augmentation du rapport de charge aux faible valeurs de ΔK (figure III.6). Cet effet diminue avec l'augmentation de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK .

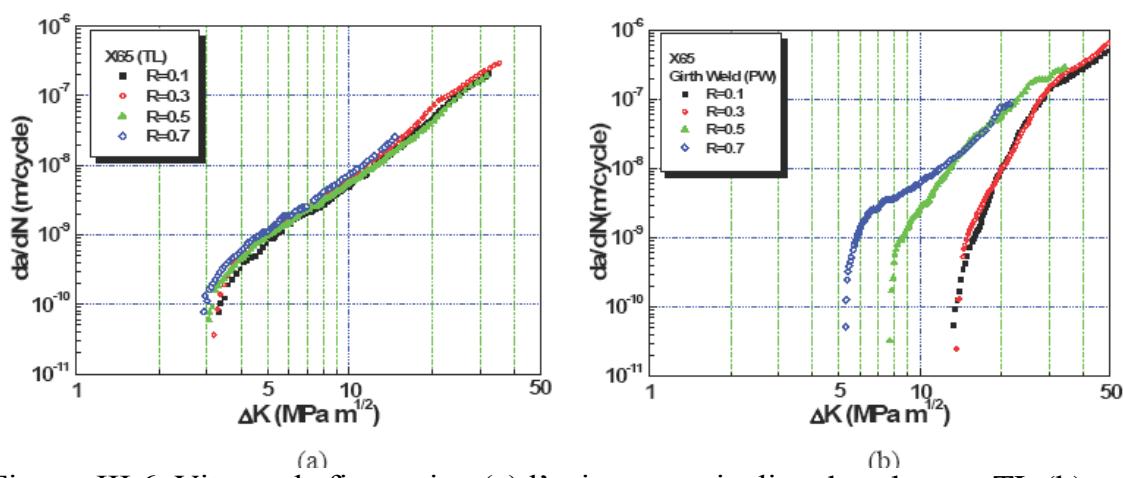
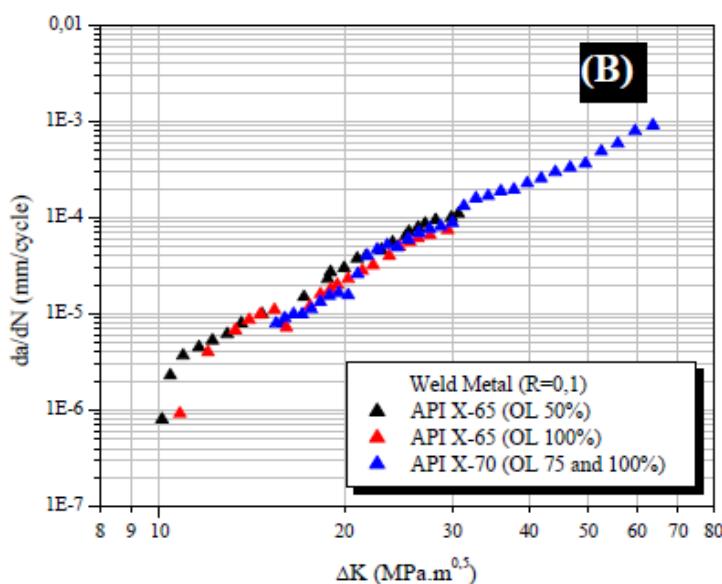


Figure .III.6. Vitesse de fissuration (a) l'acier pour pipeline dans le sens TL (b) zone de fusion sous l'effet du rapport de charge.[1]



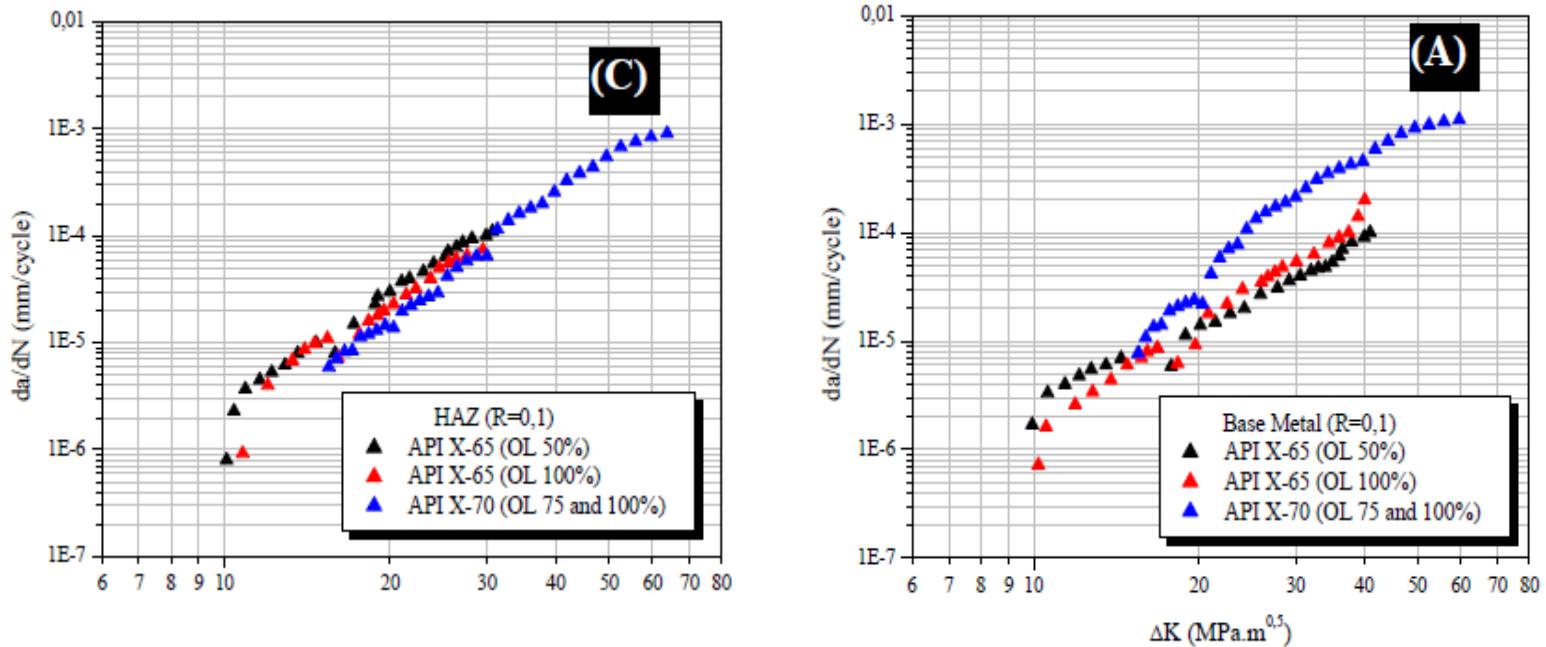


Figure. III.7. Courbes de la vitesse de fissuration (da/dN) en fonction de ΔK pour $R = 0,1$ pour l'acier API 5L (X70 X65) et avec des applications de Surcharges dans les régions de :(A) base metal, (B) weld metal and (C) HAZ. [8]

Hadjoui. [9] a étudié la fissuration par fatigue des aciers API 5L X60 et X70 dans la zone soudée, Sous chargement à amplitude constante, l'effet du rapport de charge sur la durée de vie a été mis en évidence. Les résultats ont montré l'augmentation de la durée de vie par l'augmentation du rapport de charge. A un même rapport de

charge ($R=0.2$), l'acier API 5L X70 présente une meilleure résistance à la fissuration par fatigue comparativement par rapport à l'acier X60.

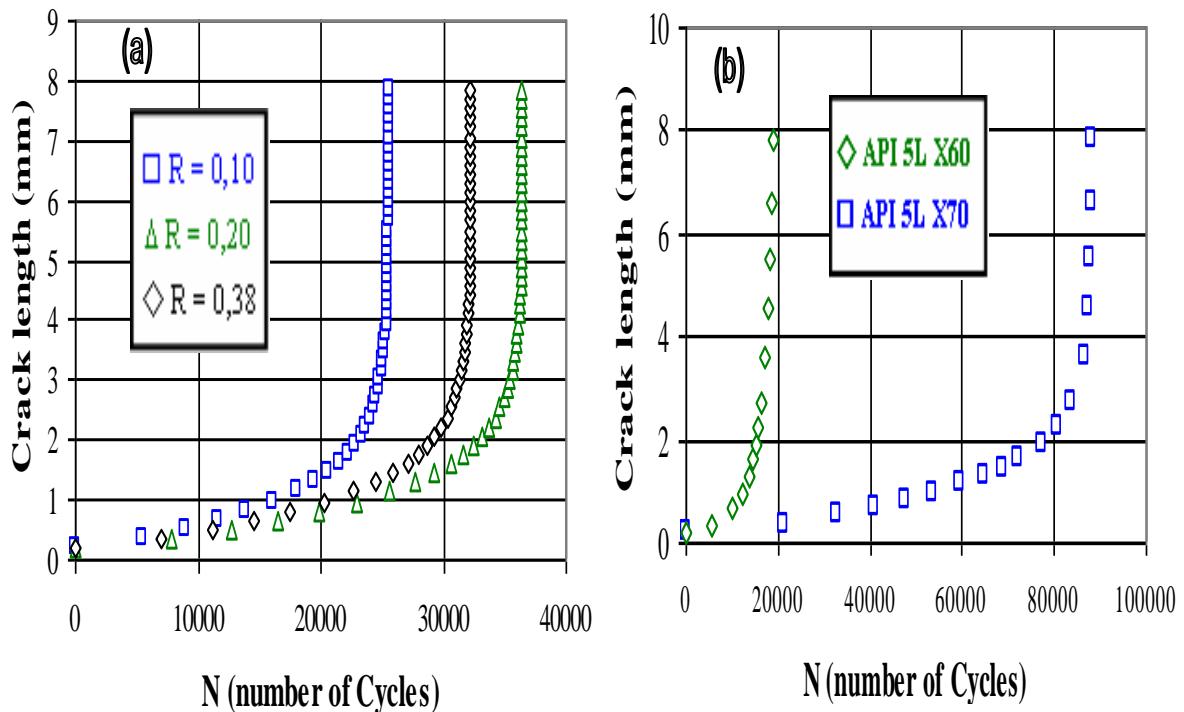


Figure. III.8. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue des aciers pipelines (a) API 5L X60 (b) API 5L X70.

Références bibliographiques

[1] MECHERNENE Abderrahim(2013). "Etude du comportement en fatigue des aciers pour pipelines". Mémoire de Master en génie mécanique, Université Tlemcen.

[2] 2010. "A review of fatigue crack growth for pipeline steels exposed to hydrogen". Journal of research of the national institute of standards and technology, 115(6).

[3] NIST: Materials Reliability Division-USA "Effect of ethanol fuel and microbiologically influenced corrosion on the fatigue crack growth behavior of pipeline steels.

[4] M. Augusto Neves, (2005). Propagation de fissures par fatigue des tubes d'acier soudés longitudinales, grade API 5L X-70". Université Fédérale de Rio de Janeiro, 2005.

[5] Young Pyo Kim, Cheol Man Kim, Woo Sik Kim, Kwang Seon Shin (2007). Fatigue crack growth behavior in girth weld of natural gas transmission Pipelines. Key Engineering Materials, Vols. 345-346, pp 303-306

[6]. M. Augusto Neves, (2005). "Propagation de fissures par fatigue des tubes d'acier soudés longitudinales, grade API 5L X-70". Université Fédérale de Rio de Janeiro, 2005.

[7] Neves Beltrao et al. (2010). Fatigue Fracture Engineering Materials and Structures. Vol. 34, pp 321-328.

[8] Beltrão, M. A. N, Castrodeza, E. M, de Marco Filho, Flávio, Bastian, Fernando Luiz (2005) ."FATIGUE BEHAVIOR OF API GRADE 5L X-65 AND X-70 STEELS WELDED JOINTS UNDER VARIABLE AMPLITUDE LOADING".ARTICLE OF 18th International Congress of Mechanical Engineering, Ouro Preto,

[9] F.HADJOUI. Etude du comportement en fatigue des aciers pour pipelines à différent grades. THESE DOCTORAT en génie mécanique Option Sciences des Matériaux université ABBT.2013

Chapitre IV

Simulation numérique

De La Propagation

Des Fissures Par

Fatigue

INTRODUCTION

Dans ce chapitre nous présentons tous les aspects de la simulation du comportement en fatigue de nuance de l'acier pipeline API 5L X70 par le code AFGROW [1] où les effets des paramètres de chargement sont étudiés.

IV.1. PRESENTATION DU CODE

AFGROW est un code de calcul permettant d'étudier la propagation des fissures de fatigue et la prévision de la durée de vie développé par HARTER au profit de la NASA. La version de code AFGROW qu'on utilisera travaille sous une interface sous Windows XP.

Le code possède deux interfaces principales l'interface « modèle géométrique » (Figure. IV.1) et l'interface « matériaux » (Figure. IV.2), De plus, il permet par des interfaces intermédiaires ou auxiliaires, d'introduire les spectres de chargement (figure 4.3), les modèles d'amplitude et plusieurs d'autre fonction comme la fonction « Repair Menu ». Il offre la possibilité d'introduire des matériaux différents et avec des résultats expérimentaux. L'introduction des modèles géométriques nouveaux nécessite l'élaboration des interfaces sous Microsoft Visual Basic. Les résultats sont sous forme graphique et données numérique de l'évolution de longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle $a=f(N)$ et de la vitesse de propagation $da/dN=f(\Delta K)$.

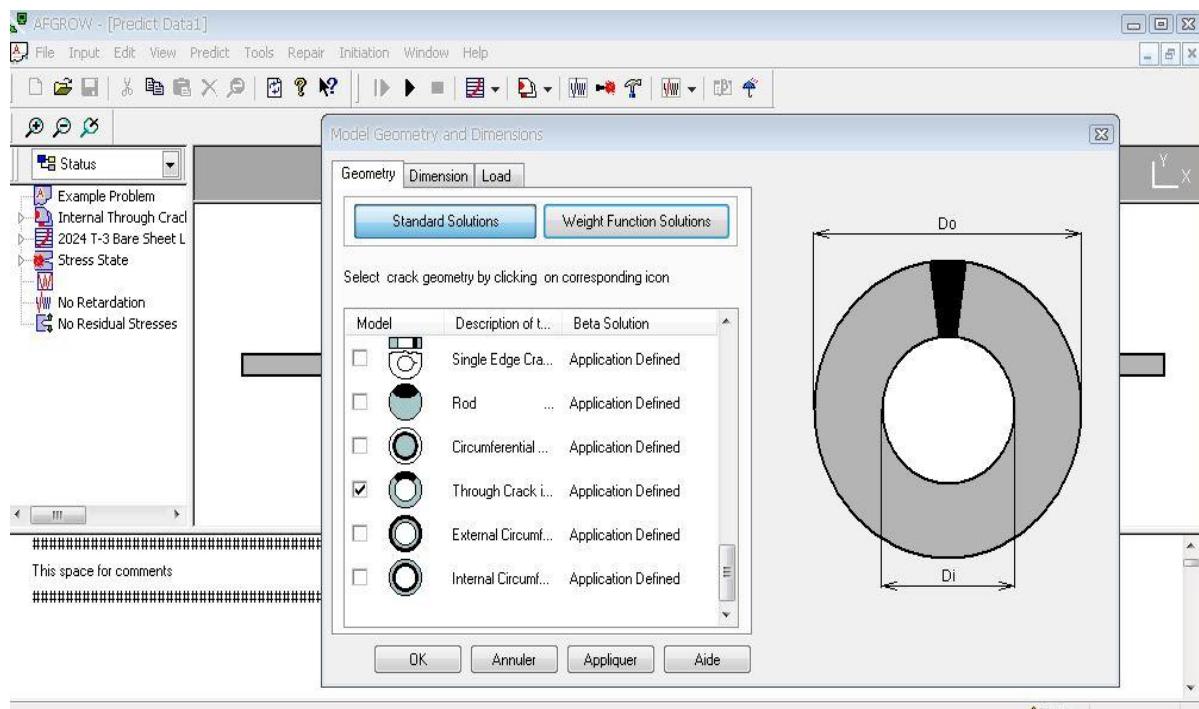


Figure. IV.1. Interface géométrie

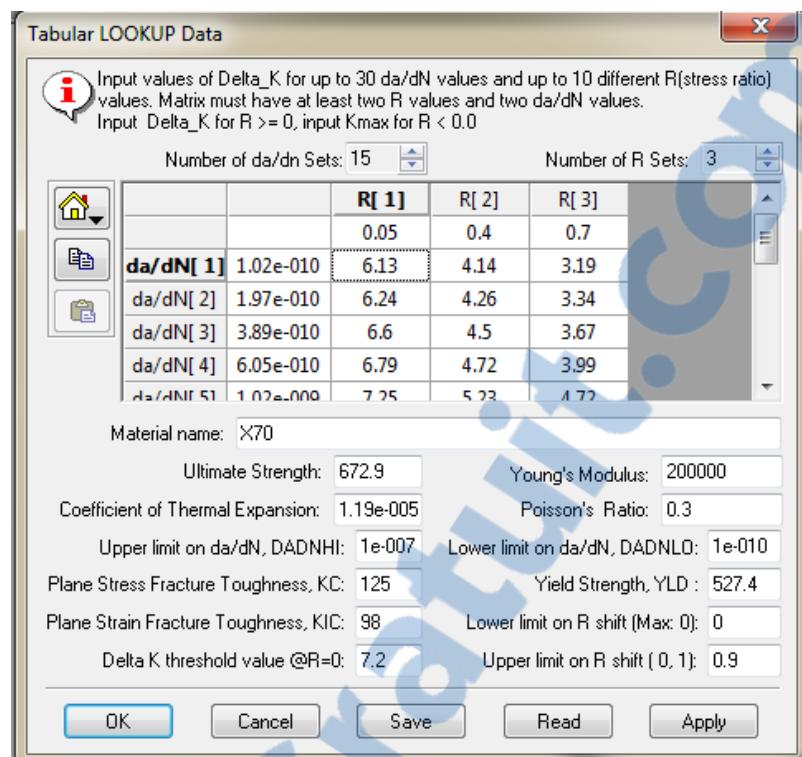


Figure. IV.2. Interface matériau

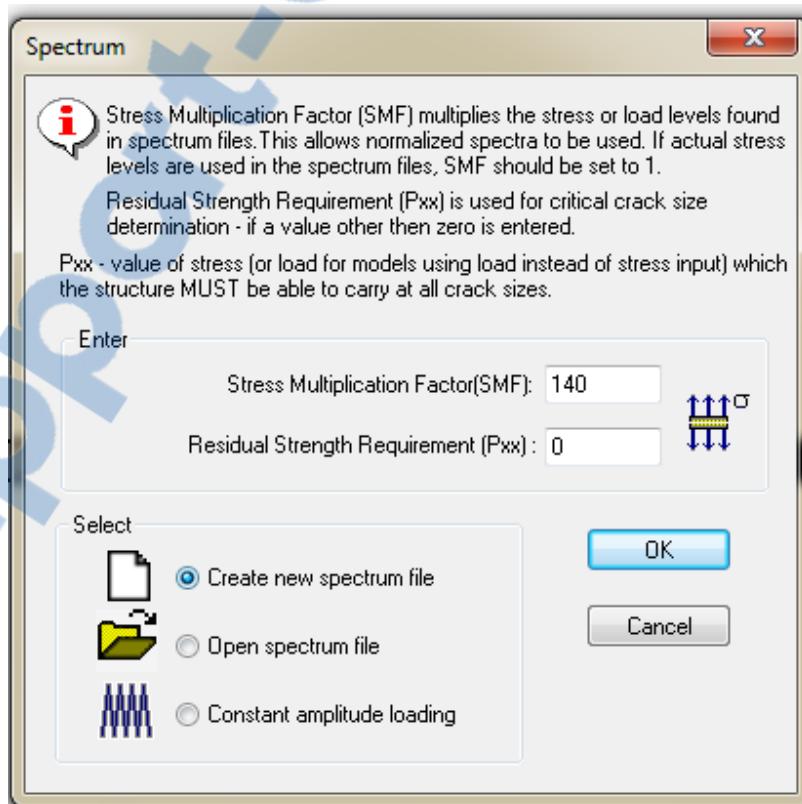


Figure. IV.3 : Interface chargement

IV.2.COMPORTEMENT EN FATIGUE DES ACIERS PIPELINES API 5L X70

IV.2.1.MODELE DE HARTER

La méthode de Harter (Harter T-methode [2]) a été développée en 1983. Elle consiste à faire des interpolations des données des vitesses de fissuration en utilisant des données introduites sous forme de tableau (tabular crack growth rate).

Cette méthode utilise le modèle de propagation de Walker [3] permettant de déterminer la variation de la vitesse da/dN en fonction du rapport de charge R .

$$\frac{da}{dN} = C[\Delta K(1 - R)^{m-1}]^n \quad (4.1)$$

À un da/dN donné, le rapport réduit à :

$$\Delta K = \Delta K_{R=0}(1 - R)^{1-m} \quad \text{pour } R \geq 0 \quad (4.2)$$

$$K_{\max} = \Delta K_{R=0}(1 - R)^{m-1} \quad \text{pour } R < 0 \quad (4.3)$$

K_{\max} est employé au lieu du ΔK quand $R < 0$. Il est important que la tendance appropriée dans le décalage de R soit maintenue. Cette tendance est qu'à mesure que m augmente, le décalage de R diminue. Cette méthode est simplement une manière aux données d'interpoler/extrapoler dans la balance de notation en employant la forme exponentielle. Cette méthode a donné des résultats très bons au cours des années.

La figure. IV.4 nous permet l'utilisation d'autant de données que possible disponible (naturellement, plus de données sont meilleures) et une expérience est très utile quand les données sont limitées.

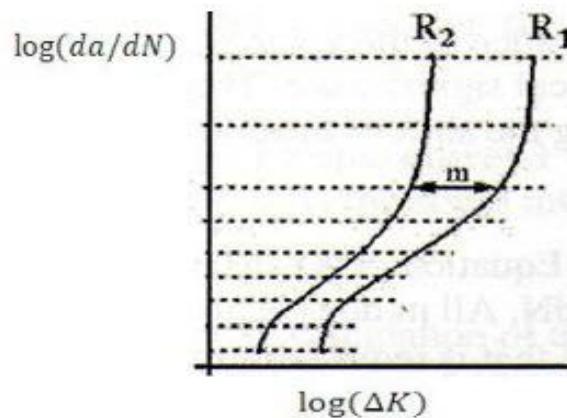


Figure. IV.4 Prédiction de la vitesse de fissuration par la méthode de Harter

L'utilisation du modèle de Walker (équations 4.1 à 4.3) à une vitesse de fissuration pour deux valeurs positives de R données, permet d'écrire:

$$\Delta K_1 (1 - R_1)^{(m-1)} = \Delta K_2 (1 - R_2)^{(m-1)} \quad (4.4)$$

La solution obtenue pour les valeurs de m est :

$$m = 1 + \left[\log_{10} \left(\frac{\Delta K_1}{\Delta K_2} \right) / \log_{10} \left(\frac{(1 - R_2)}{(1 - R_1)} \right) \right] ; \text{ pour } R_1 \text{ et } R_2 \geq 0 \quad (4.5)$$

Pour les raisons indiquées ci-dessus, la méthode pour manipuler des rapports négatifs d'effort implique simplement d'employer K_{\max} au lieu ΔK et de commuter l'exposant pour le R négatif comme suit :

$$K_{\max} (1 - R_1)^{(1-m)} = \Delta K_2 (1 - R_2)^{(m-1)} \quad (4.6)$$

Solution pour les valeurs de m :

$$m = 1 + \left[\log_{10} \left(\frac{K_{\max 1}}{\Delta K_2} \right) / \log_{10} ((1 - R_1)(1 - R_2)) \right] ; \text{ R}_1 < 0 \text{ et } R_2 \geq 0 \quad (4.7)$$

Pour deux valeurs négatives de R, le rapport devient

$$K_{max1}(1-R_1)^{(1-m)} = K_{max2}(1-R_2)^{(1-m)} \quad (4.8)$$

Solution pour les valeurs de m :

$$m = 1 - \left[\log_{10} \left(\frac{K_{max1}}{K_{max2}} \right) / \log_{10} \left(\frac{(1-R_2)}{(1-R_1)} \right) \right] \quad ; \quad R_1 < 0 \text{ et } R_2 < 0 \quad (4.9)$$

La valeur de m est non dimensionnelle et n'a aucune signification physique. La variation de m est simplement un moyen mathématique de commander le décalage des données des vitesses de fissuration en fonction du rapport de charge (R).

IV.3. Matériaux, modèle géométrique & Paramètres de propagations

Le modèle géométrique d'études est un tube mince sous pression soumise à un chargement en flexion en mode 1 (figure. IV.6).

Les pipelines sont soumis à des pressions internes. Ses pressions génèrent des contraintes et des déformations (figure IV.5). Les contraintes sont de types radiale σ_r , circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ et de traction σ_{zz} . [4]

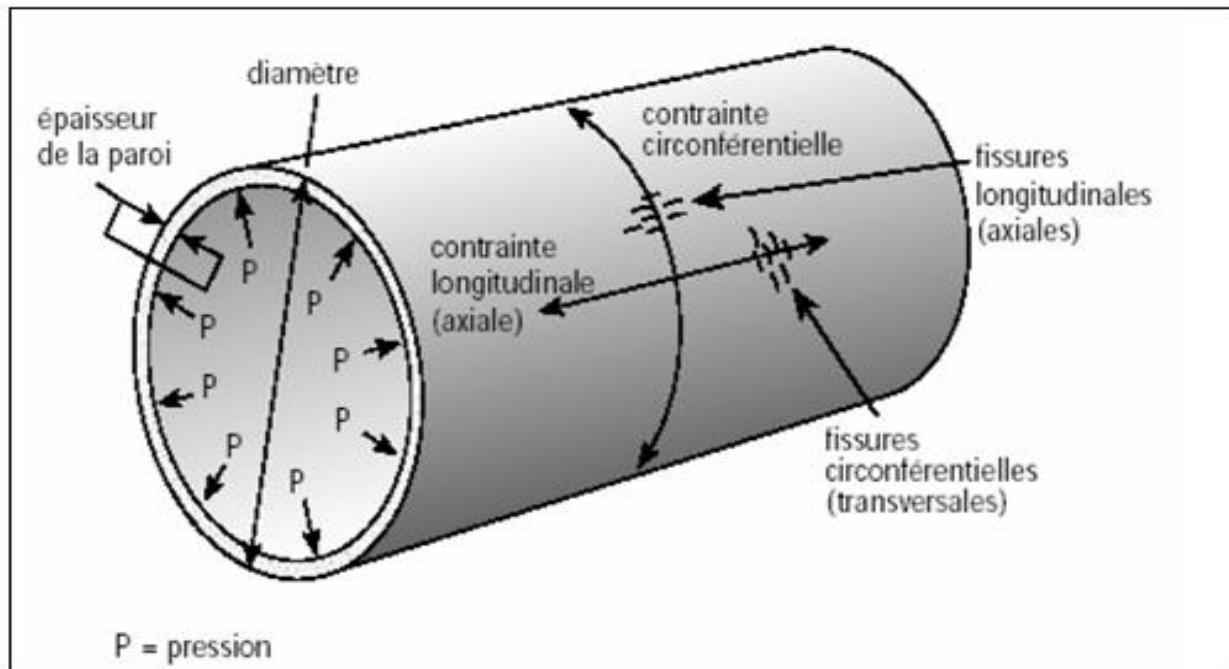


Figure. IV.5. Caractéristiques des tubes

$$\sigma_{rr} = \frac{r_i^2 p_i}{r_e^2 - r_i^2} \left(1 - \frac{r_e^2}{r_i^2}\right) \quad (4.10)$$

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{r_i^2 p_i}{r_e^2 - r_i^2} \left(1 + \frac{r_e^2}{r_i^2}\right) \quad (4.11)$$

$$\sigma_{zz} = \frac{r_i^2 p_i}{r_e^2 - r_i^2} \quad (4.12)$$

Dans notre étude on a utilisé la contrainte de traction σ_{zz} . A partir de l'équation 4.12 on a trouvé les résultats suivants pour différents pression qui varient de 4 jusqu'à 7 MPa

P(MPa)	σ_{zz}	$\sigma_{\theta\theta}$
7	140,18	287,36
6	120,15	246,31
5	100,13	205,26
4	80,1	164,21

Tableau 4.1 les résultats obtenus

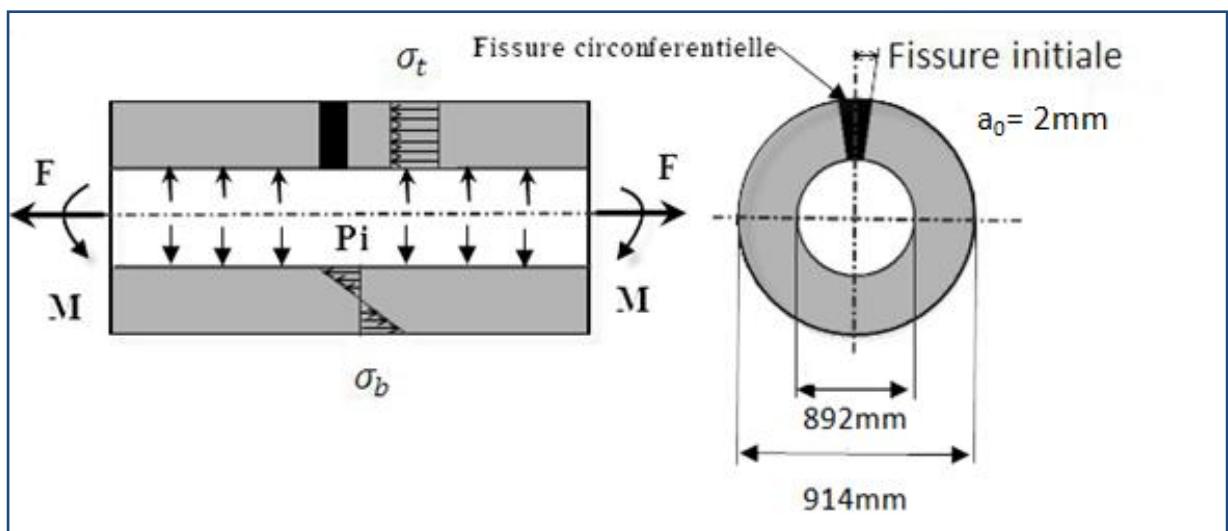


Figure. IV.6 Géométrie de l'éprouvette

VI.3.1. MATERIAUX D'ETUDE

La présente étude est menée sur l'acier X70. Les propriétés mécaniques de matériau étudié sont reportées sur le tableau 4.1:

Acier	E (GPa)	v	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_R (MPa)	K_{IC} MPa \sqrt{m}	K_C MPa \sqrt{m}
X70 [5]	200	0,3	527,4	672,9	98,896	125

Tableau 4.2 : Caractéristiques mécaniques des aciers X70.

Le modèle de propagation utilisé dans cette étude est le modèle Harter (équation 4.1). Les paramètres du modèle inclus dans la base donnée de Harter ont été déterminés à partie des résultats expérimentaux.

Les principaux paramètres sont reportés sur le tableau 4.2

Acier	C	Mn	P	S
X70 [5]	0,06	1,9	0,002	0,009

Tableau 4.3 Paramètres du modèle de propagation pour les aciers X70.

La vitesse de fissuration est évaluée par la méthode de la sécante (4.13) à partir des résultats obtenus du couple (a, N).

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (4.13)$$

IV.3.2. Spectres de chargements cycliques

Les chargements cycliques sont caractérisés par leurs spectres. Le chargement à amplitude constante est montré par la Figure. IV.7. Les chargements cycliques à amplitudes variables sont caractérisés par plusieurs spectres avec des ORL égale 1.7 ,2.0 et 2.2 (spectre avec une seule surcharge : Figure. IV.8).

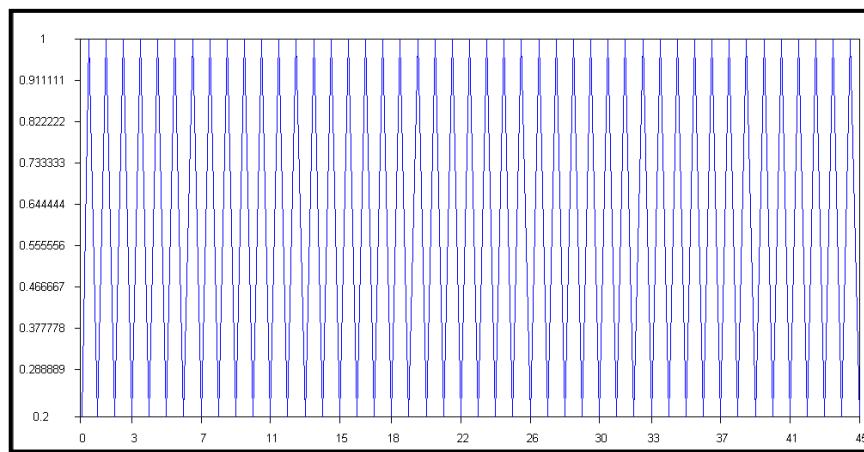


Figure. IV.7. Spectre de chargement cyclique à amplitude constante ($R=0.1$)

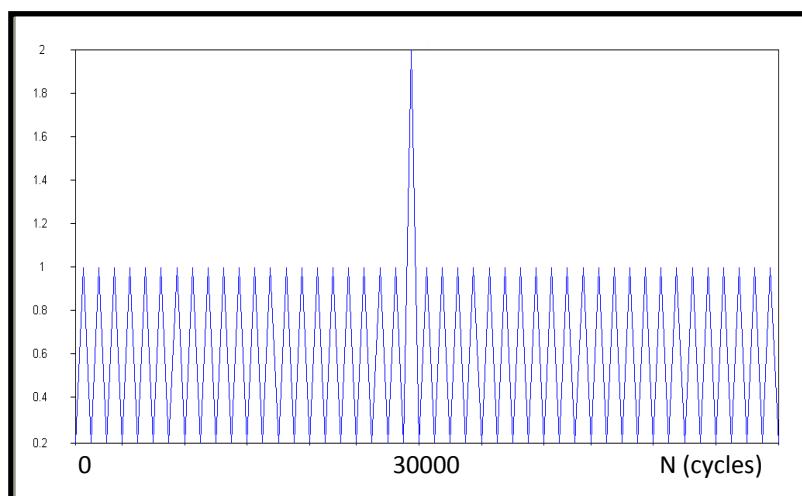


Figure. IV.8. Spectre de chargement cyclique avec surcharges ($R=0.1$) Avec Une
seule surcharge pour ORL=2.0

Références bibliographiques

- [1] Harter, J.A. (2006). "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP". Version **4.0011.14**, Air Force Research Laboratory.
- [2] Harter, J.A., 1994, "MODGRO user manual". Version 12, Technical memorandum. AFWAL-TM-88-157-FIBE. AFWAL Dynamics Laboratory. Wright-Patterson AFB, OH.
- [3] Walker, E.K. (1970). "The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7076-T6 aluminum. In: Effect of environment and complex load history on fatigue life", ASTM STP 462. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp.1–14.
- [4] HEBBAZ Mohammed Amine (2015). "Défauts dans Les pipelines et leurs effets sur le Comportement en fatigue". Mémoire de Master en génie mécanique, Université Tlemcen.
- [5] O. Vosikovsky (1980). "Effects of stress ratio on fatigue crack growth rates in X70 pipeline steel in air and saltwater". Journal of Testing and Evaluation.

Chapitre V

Résultats

&

Discussion

Introduction

Dans cette partie on va présenter les différents résultats relatifs pour la fissuration par fatigue de l'acier de grade API 5L (X70). Le comportement en fissuration par fatigue dépend d'un certain nombre de paramètres ; les paramètres de chargement, paramètres d'environnement et paramètres métallurgiques. La pression maximale d'acheminement des produits est fonction de la nature du grade d'acier API utilisé s'étalent de 40 à 70 bars. Deux types de spectres sont considérés (chargement à amplitude constante et chargement à amplitude variable. Les paramètres liés au chargement à amplitude constante sont:

- * Effet du rapport de charge
- * Effet de l'amplitude de chargement

Pour le chargement à amplitude variable:

- * Effet d'une seule surcharge à différents niveaux de surcharge et à différents amplitude de chargement

V.1. PROPAGATION A AMPLITUDE CONSTANTE

V.1.1. Effet du rapport de charge R

La figure V.1 montre L'effet du rapport de charge « R » sur la durée de vie en fatigue. Sous un chargement maximal constant ($\sigma_{max}=140\text{MPa}$), et pour des rapports de charges varié de 0.1 à 0.5, on remarque que l'augmentation du rapport de charge a fait augmenter la durée de vie. On dit que la variation de la longueur de la fissure en

fonction du nombre de cycles pour différents rapports de charges de l'acier pour pipeline **API 5L X70** est une relation proportionnelle. Donc lorsque le rapport de charge augmente, la durée de vie de l'acier pour pipeline aussi augmente.

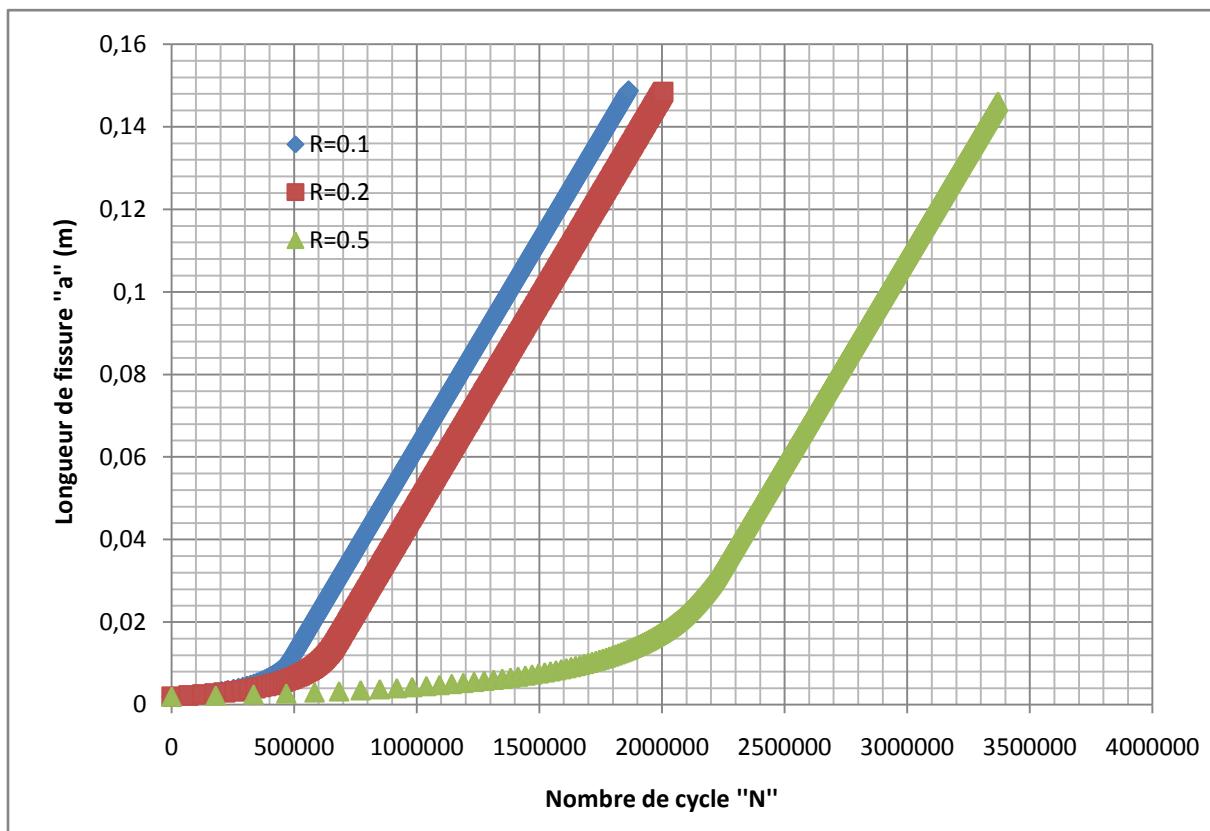


Figure V.1. Effet du rapport de charge sur la durée de vie de l'acier pour pipeline en API 5L X70

V.1.2.Effet de l'amplitude de chargement

La fissuration à amplitude constante pour différents niveaux de chargement pour un rapport de charge R constant ($R=0.1$) où l'amplitude maximale est variable. L'amplitude de chargement appliquée varie de 100 MPa à 140 MPa. L'effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue est montré par la figure. V.2. L'augmentation de l'amplitude du chargement a diminué le nombre de cycle à la rupture.

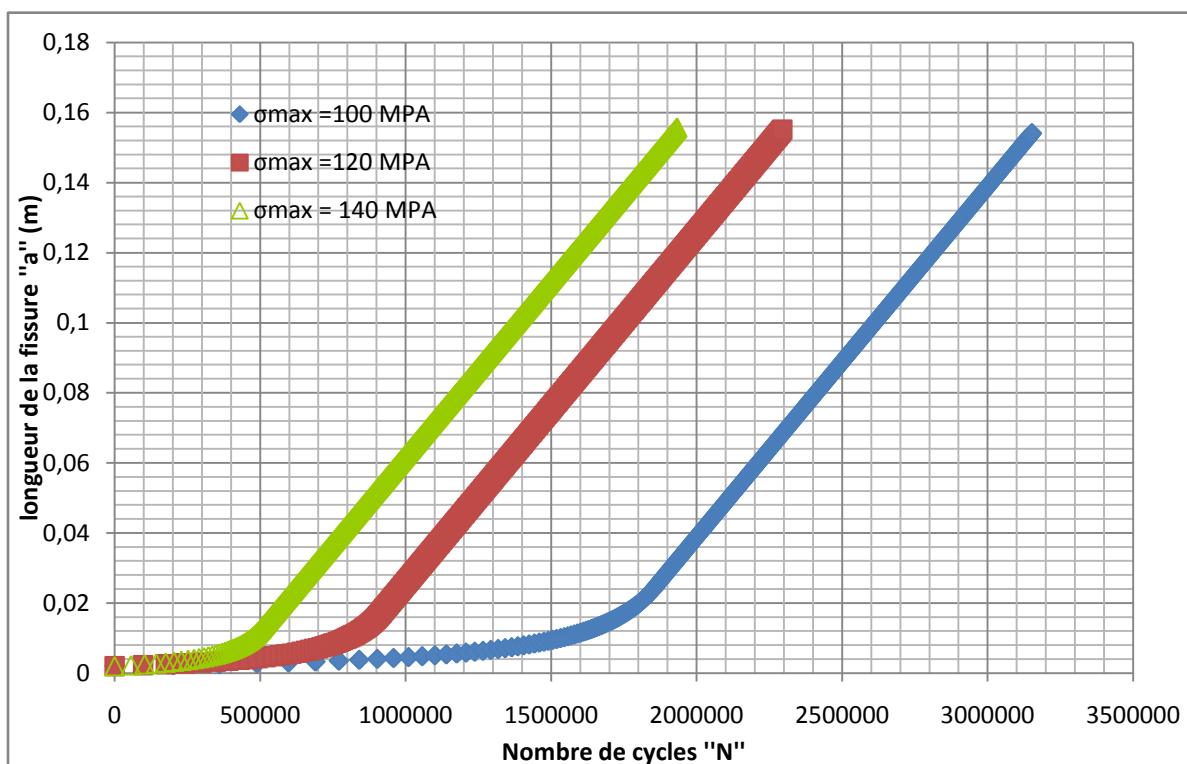


Figure V.2. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue de l'acier API 5L X70 à $R=0.1$

On remarque l'augmentation de la pression interne de 50 bar à 70($\sigma_{\max}=100$ jusqu'à 140) bar fait augmenter la vitesse de fissuration de $1.12 \cdot 10^{-9}$ à $4.14 \cdot 10^{-9}$ m/cycle, ce qui représente une augmentation de la vitesse de 3.7 fois par rapport à la vitesse de 50 bar .L'évolution de la vitesse de fissuration sous l'effet de l'amplitude de chargement est représentée sur la figure.V.2. La variation de la vitesse de fissuration est négligeable pour les différents niveaux de chargement. La différence réside dans la vitesse du début de fissuration.

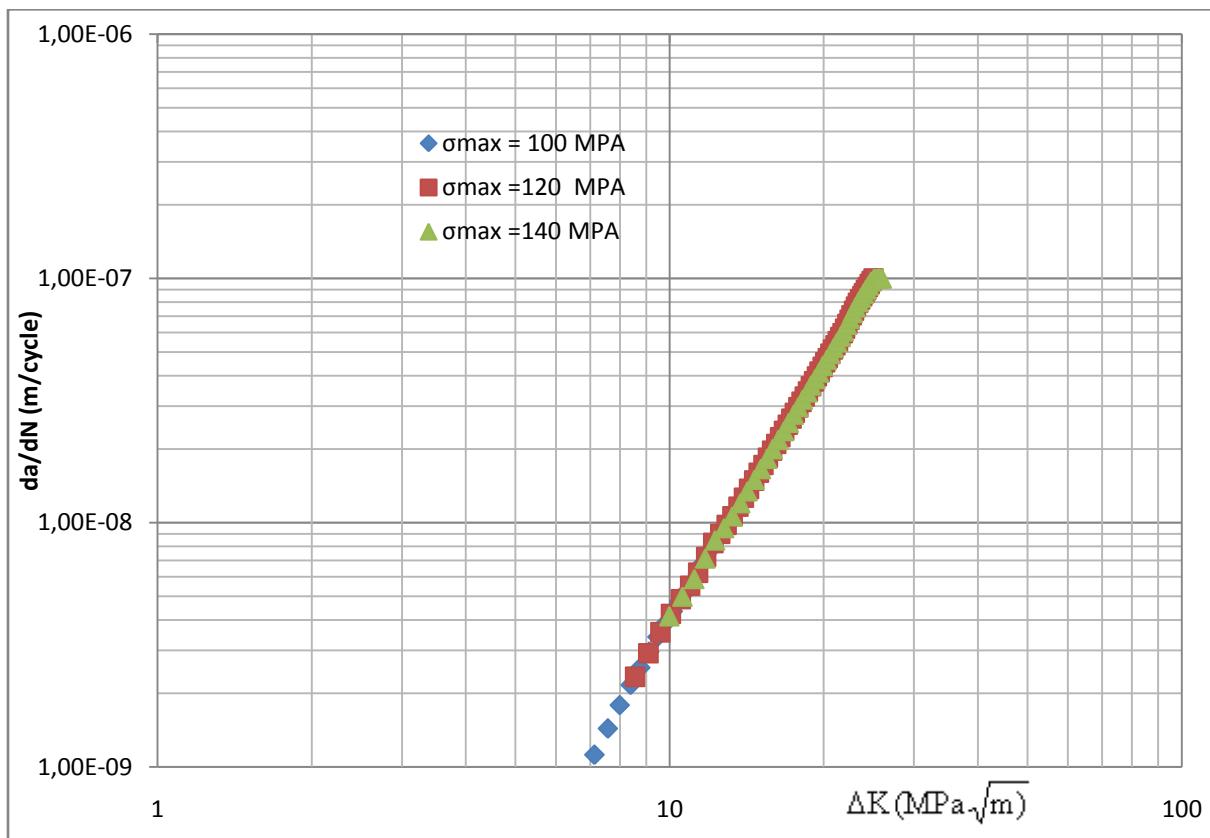


Figure V.3. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à $R=0.1$

V.2. PROPAGATION A AMPLITUDE VARIABLE

V.2. 1.Effet d'une seule surcharge – niveau de surcharge

Une surcharge est caractérisée par le rapport de surcharge ORL permettant de créer une zone plastique instantané à la propagation de la fissure. Dans cette section on considère un spectre avec une seule surcharge. On considère un niveau de surcharge ORL variant de 1.7 à 2.2 à différentes amplitudes de chargement qui varie de 100 jusqu'à 140 MPa et pour un rapport de charge R constant (R=0.1).

La figure V.4 représente l'effet d'une seule surcharge après 30000 cycles pour différents rapports de surcharge à R=0.1 sur la durée de vie pour de l'acier API 5L X70 avec une amplitude de chargement de 100 MPa. On remarque que l'augmentation du rapport de surcharge a fait augmenter la durée de vie à la rupture. Cela est dû au retard causé par la surcharge. Cette surcharge a créé une zone plastique qui s'oppose à la propagation de la fissure supérieure à la zone plastique précédant la surcharge. La comparaison entre la durée de vie à amplitude constante et amplitude variable avec effet de surcharge a été mise en évidence. Le retard pour un rapport de surcharge ORL=1.7 est très faible comparativement par rapport à ORL=2 et 2.2. La durée de vie en fatigue a passé de 2.39×10^6 cycles pour ORL =1.7 à 2.9×10^6 cycles et 4.6×10^6 respectivement pour ORL=2 et ORL=2.2. Le retard est évalué à 290000 cycles. A ORL=2 le retard est de 8×10^5 cycles et à ORL=2.2, le retard est de l'ordre 25×10^5 cycles et présentant plusieurs niveau de retards.

L'effet d'une seule surcharge pour différents rapports de surcharge à R=0.1 sur la durée de vie pour de l'acier API 5L X70 avec une amplitude de chargement de 120

MPa est montré sur la figure V.5. La durée de vie est faible comparativement à la durée de l'acier API 5L X70 avec une amplitude de chargement de 100 MPa, dans le premier cas les nombre cycles atteint jusqu'à 4.6×10^6 cycles à ORL 2.2 cela plus grand que 2.4×10^6 cycle.

Sur la figure V.6 on a présenté l'effet d'une seule surcharge pour différents rapports de surcharge à $R=0.1$ sur la durée de vie pour de l'acier API 5L X70 avec une amplitude de chargement de 140 MPa. Les résultats montrent que la duré de vie est passé de 0.76×10^6 pour ORL=1.7 jusqu'à 1.36×10^6 pour ORL=2.2 et cela est faible par rapport à une amplitude de 120 MPa et très faible comparativement pour une amplitude de 100 MPa.

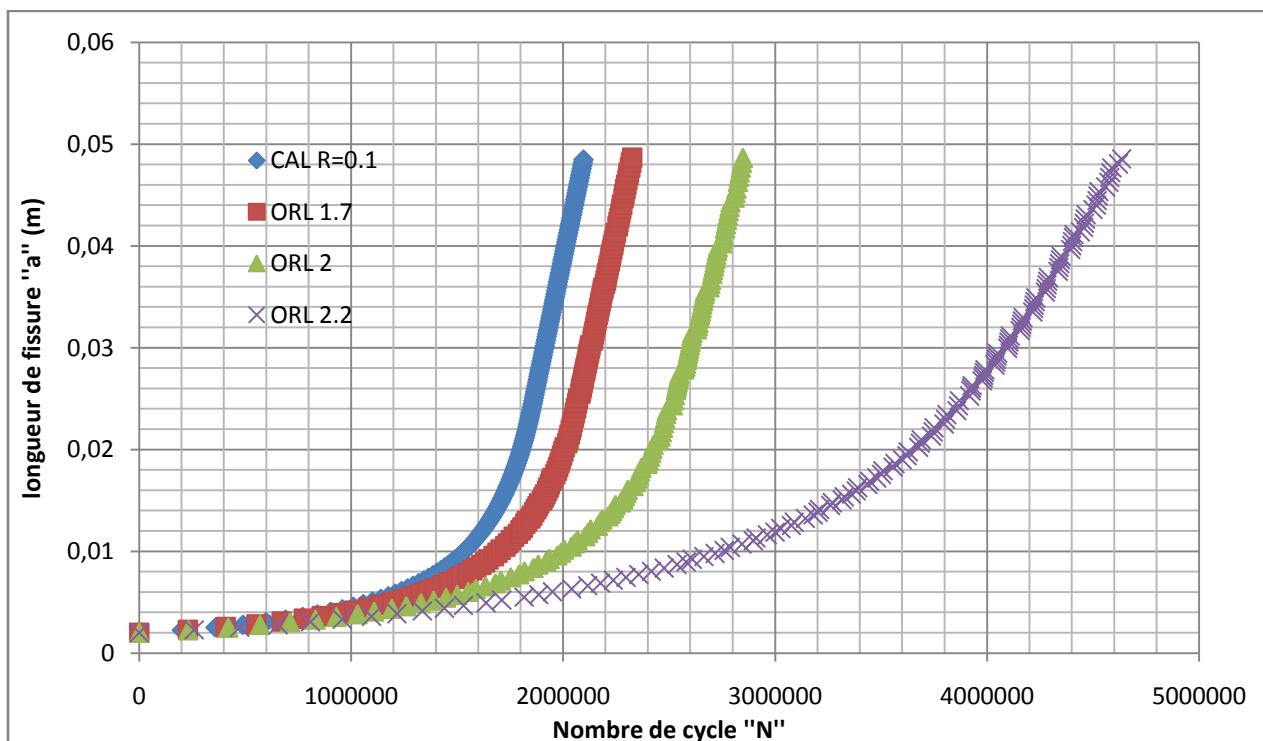


Figure V.4. Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'acier API 5L X70 à $R=0.1$ Pour $\sigma_{\max}=100$ MPa

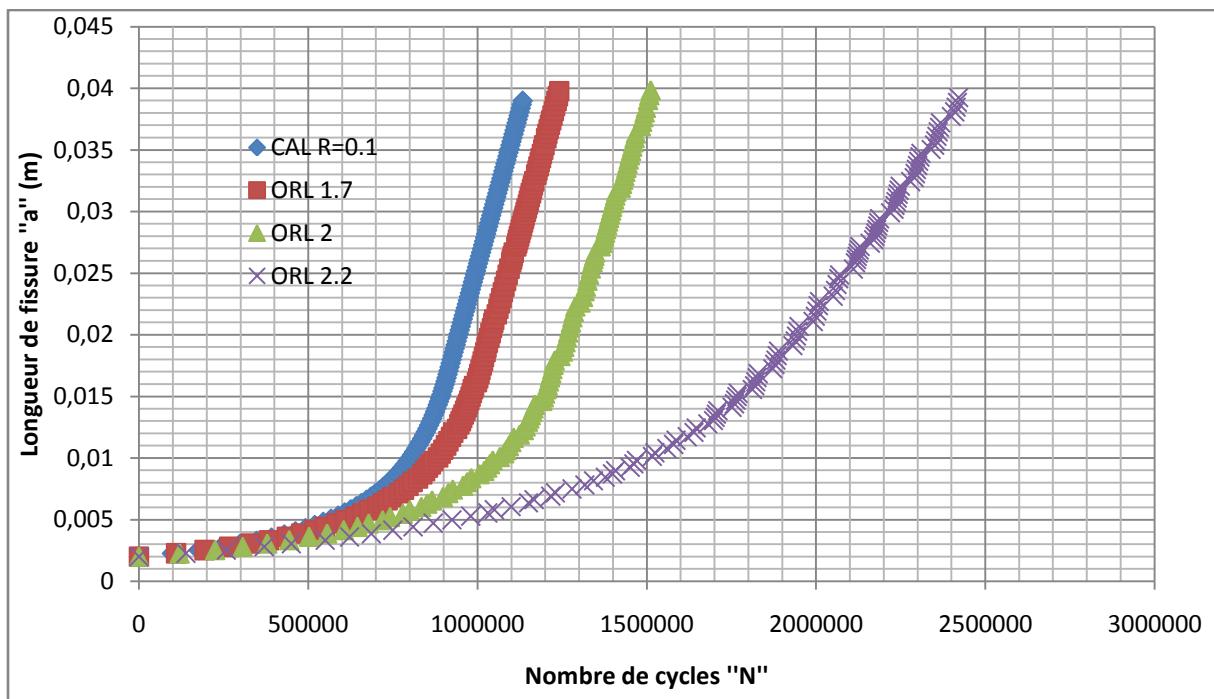


Figure V.5. Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de sur la durée de vie en fatigue de l'acier API 5L X70 à R=0.1 Pour $\sigma_{\max}=120$ MPa

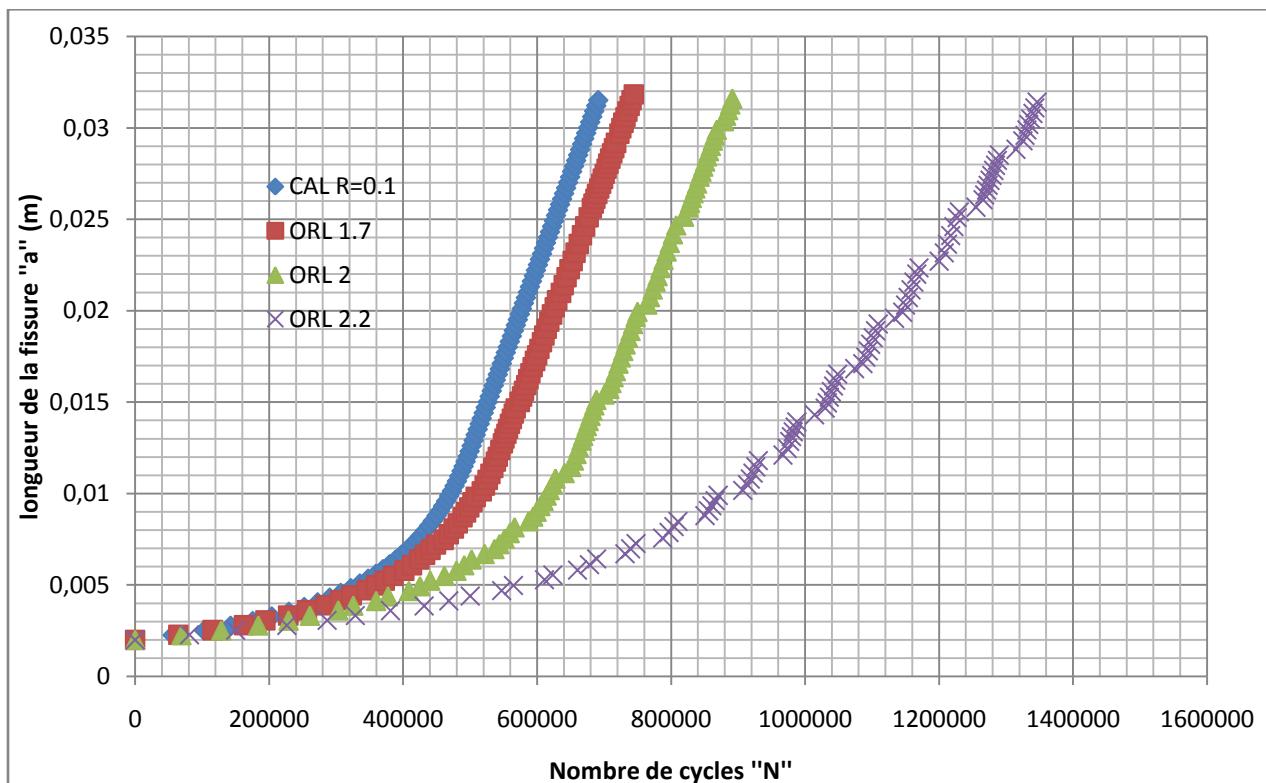


Figure V.6. Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'acier API 5L X70 à R=0.1 Pour $\sigma_{\max}=140$ MPa

L'évolution des vitesses de fissurations sous l'effet d'application d'une seule surcharge est montrée par les figures V.7, V.8 et V.9.

Les résultats obtenus de l'évolution de la vitesse de propagation montrent une diminution de la vitesse de fissuration pour les différents taux de surcharges (ORL=1.7 ; 2 et 2.2).

La figure V.7 montre l'effet du taux de surcharge sur la variation de la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à R=0.1 Pour une amplitude $\sigma_{\max}=100$ MPa. Au-delà de 2.5 mm, un retard différé s'est manifesté pour un taux de surcharge de ORL=2 et à 8mm pour un taux de surcharge de 1.7 on a une accélération suite une décélération. A 3 mm on a un retard immédiat.

La figure V.8 montre l'effet du taux de surcharge sur la variation de la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à R=0.1 Pour une amplitude $\sigma_{\max}=120$ MPa. Au début après une 2.5 mm de la fissure et a ORL 2 on a un retard immédiat et dans l'ORL 2.2 on a une accélération puis une décélération et la vitesse passé de 3×10^{-8} jusqu'à 7×10^{-7} m/cycle et après 2 accélération et 2 décélération on a un retard immédiat et la vitesse va diminuer de 7×10^{-7} jusqu'à 6×10^{-9} m/cycle.

La figure V.9 montre l'effet du taux de surcharge sur la variation de la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à R=0.1 pour une amplitude $\sigma_{\max}=140$ MPa. On remarque la présence de retard différé et retards immédiats sous la variation des taux de surcharges. Pour un taux de surcharge ORL=2.2, le retard débute par un retard différé (accélération et décélération de la vitesse de fissuration). La vitesse passe de

5×10^{-9} jusqu'à 1×10^{-7} m/cycle puis diminue à 2.5×10^{-9} et reprend la vitesse de fissuration à amplitude constante (1×10^{-8} m/cycle).

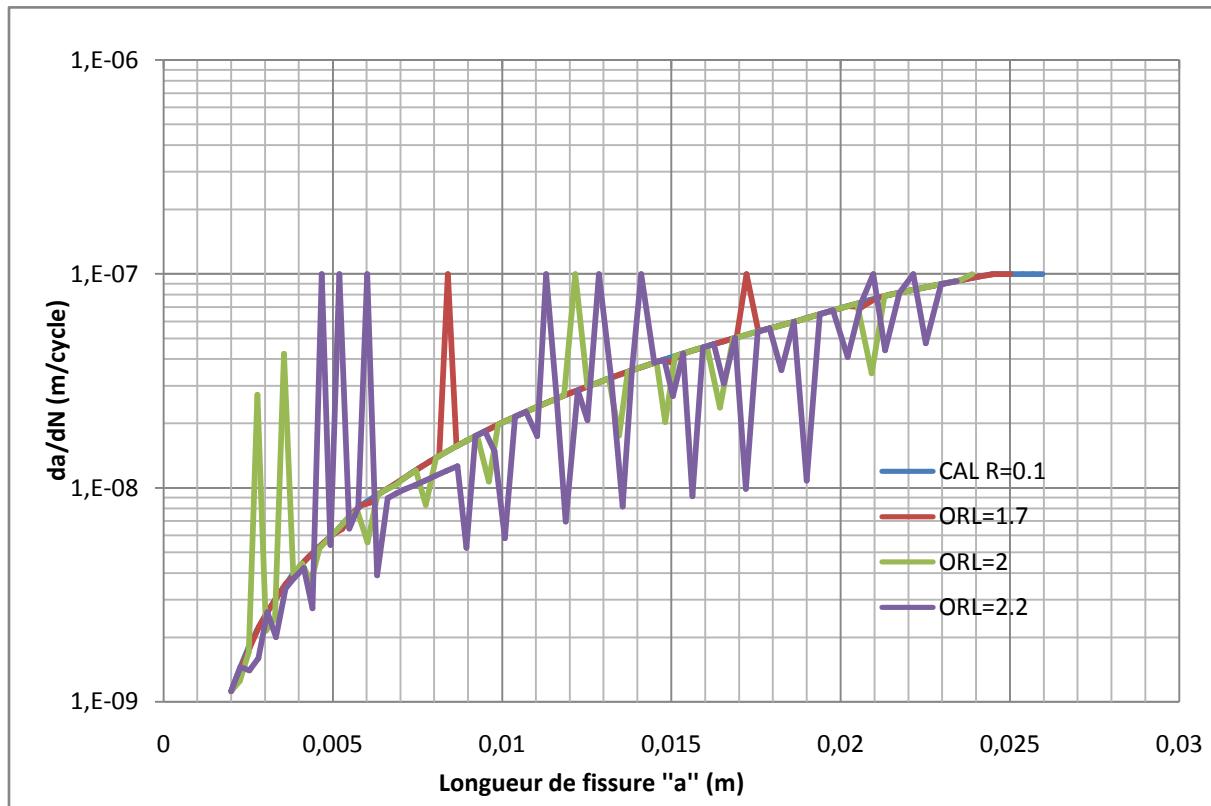


Figure V.7. Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à $R=0.1$ Pour $\sigma_{\max}=100$ MPa

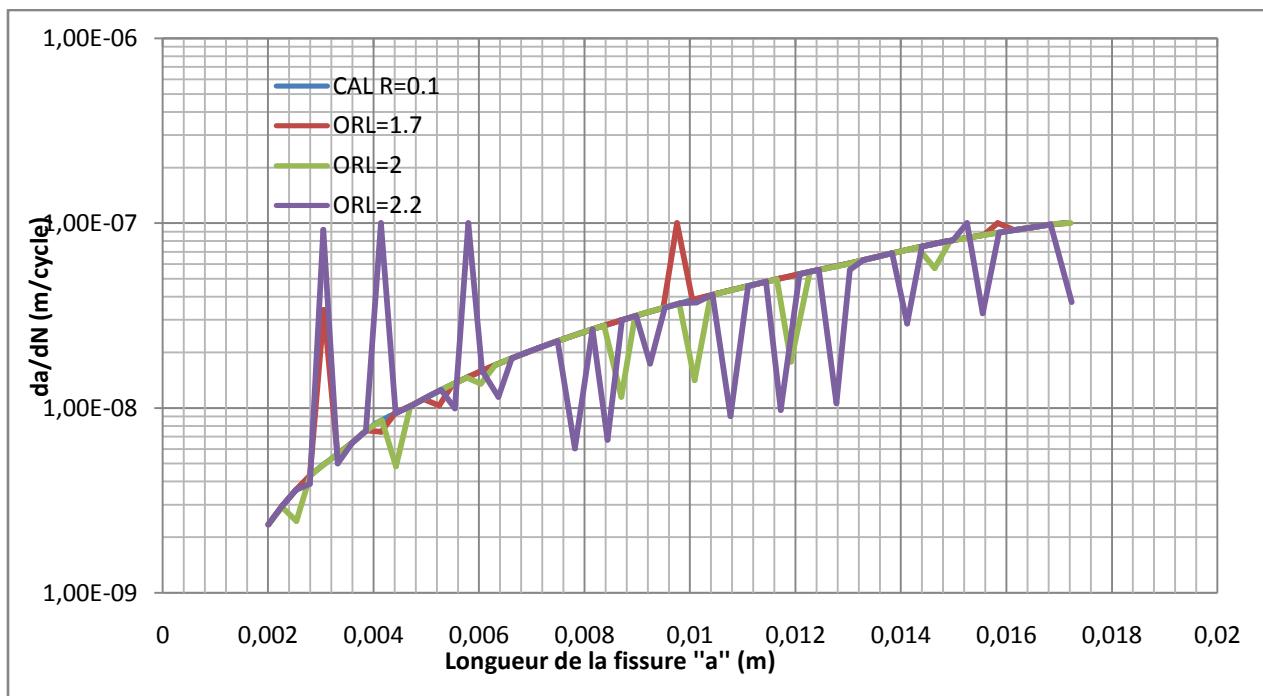


Figure V.8. Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à R=0.1 Pour $\sigma_{\max}=120$ MPa

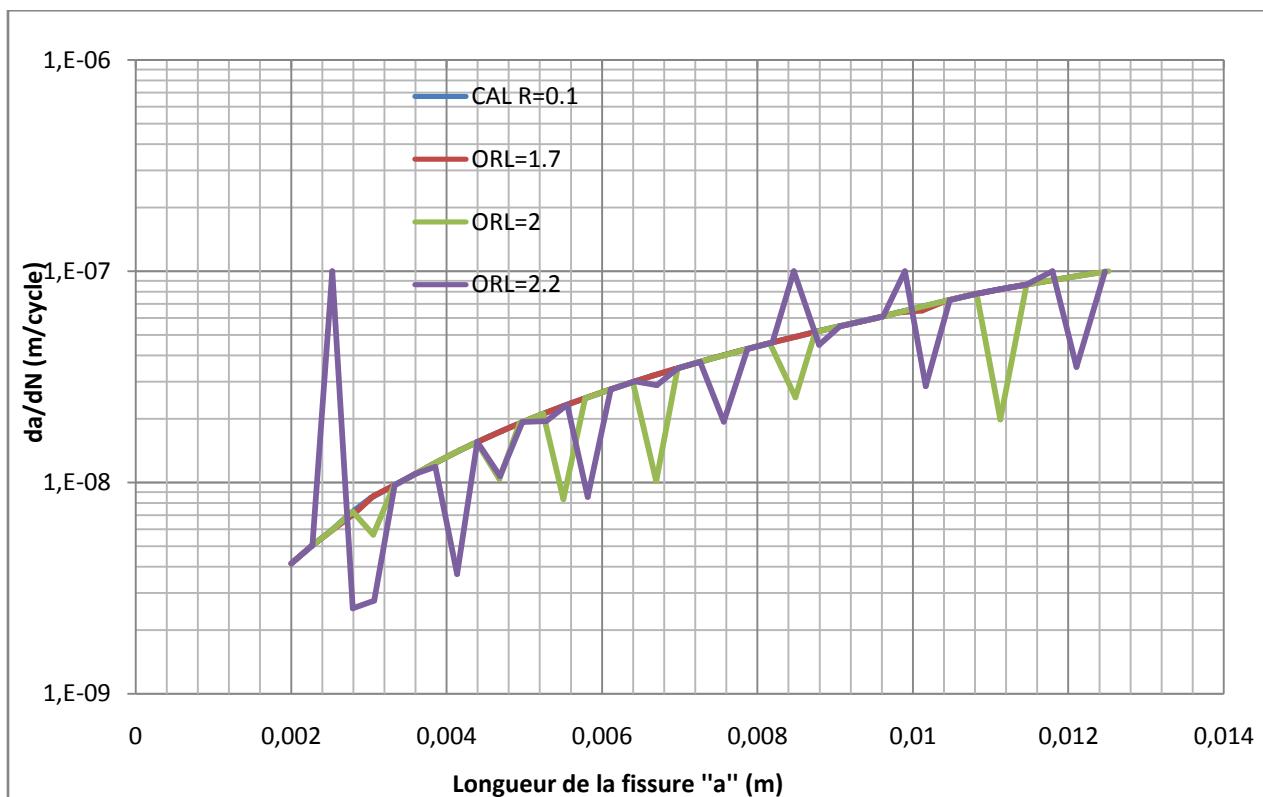


Figure V.9. Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à R=0.1 Pour $\sigma_{\max}=140$ MPa

CONCLUSION GENERALE

Les modes de ruine de la structure sont de deux ordres : ruine par dépassement de la charge limite, et rupture par manque de ténacité. Afin de diminuer le risque d'accident, le dimensionnement de la structure est effectué pour travailler dans le domaine élastique avec un coefficient de sécurité adéquat, ce qui autorise une taille critique de défaut.

Le dimensionnement de la structure avec un coefficient de sécurité ne permet cependant pas de garantir totalement l'intégrité de la structure. Afin d'éviter la ruine des pipelines et de limiter l'extension d'une fissure, la mécanique de la rupture a permis de définir la notion de ténacité. Au sens large, cette grandeur représente la capacité du matériau à supporter la présence de fissures.

Ce mémoire avait pour but d'étudier le comportement en fatigue des aciers utilisés pour pipelines sous chargement variable. L'étude a été menée sur un tube d'une fissure longitudinale et un chargement de tension dû à la pression interne.

La méthode de Harter a été utilisée afin de prédire la durée de vie en fatigue et les vitesses de fissuration pour différents rapports de charge et amplitudes de chargement.

L'effet de chargement caractérisé par la variation du rapport de charge et de l'amplitude de chargement, a été mis en évidence. Les résultats ont montré que la durée de vie et la vitesse de fissuration sont affectées par la variation du rapport de charge et de l'amplitude de chargement.

L'étude de l'effet du chargement à amplitude variable sur le comportement en fissuration par fatigue a montré que :

- L'effet d'un spectre à une seule surcharge a montré que l'augmentation du rapport de surcharge a fait augmenter la durée de vie en fatigue et diminué la vitesse de fissuration.

- La durée du retard dépend du taux de surcharge.
- Différents types de retards se sont manifestés sous l'application du spectre de chargement à une seule surcharge.

La prise en compte des défauts géométriques et les contraintes résiduelles générés dans les pipelines peut faire l'objet d'études antérieures combinées aux effets d'environnement.