

République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'Enseignement Supérieure et de la Recherche Scientifique  
Université Abou Bekr Belkaid – Tlemcen

Faculté de Technologie  
Département de Génie Mécanique

Mémoire pour l'obtention du diplôme en Post-Graduation  
Doctorat en génie mécanique  
Option : Sciences des Matériaux

## Thème

---

---

*Etude du comportement en fatigue des aciers  
pour pipelines à différents grades*

---

---

Présenté par : **HADJOUI Féthi**

Le : ..... / ..... / ..... devant le jury composé de :

Président :	CHEIKH Abdelmadjid	Pr	Université de Tlemcen
Directeur de thèse :	BENGUEDIAB Mohamed	Pr.	Université Sidi Bel Abbes
Co-encadreur :	BENACHOUR Mustapha	MC_A	Université de Tlemcen
Examineur :	MEFTAH Khouane	MC_A	Université de Tlemcen
Examineur :	BOUCHOUICHA Benattou	MC_A	Université de Sidi Bel Abbes
Examineur :	ZEMRI Mokhtar	MC_A	Université de Sidi Bel Abbes

Année universitaire : 2012-2013



# Dédicaces

*Je dédie ce modeste travail*

*À la mémoire de mes défunts frères*

*Mohammed et Mustapha*

*À Mon Père qui m'a toujours guidé et soutenu*

*À Ma Mère qui a été toujours à mes côtés*

*À ma femme Fewzia*

*À mes fils Fouad, Sihem, Oussama  
et Mohammed Abdelghani Akram*

*À Frères et sœurs*

*Fatima Lohra, Abdelhamid, Nouria,*

*Ghouti et Abdelkrim*

*À Mes beaux frères et mes belles sœurs*

*À Mes neveux et nièces*

*À tous mes amis*

# Remerciements

Je remercie ALLAH Le Tout Puissant de m'avoir donné le courage, la volonté et la patience de mener à terme ce présent travail.

Qu'il me soit permis de remercier vivement mon directeur de thèse, Monsieur **BENGUEDIAD Mohamed** Professeur à l'université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès pour ses précieux conseils et son aide ainsi que l'attention dont il m'a entouré pendant toute la durée de ce travail, ainsi que mon co-directeur de thèse, mon ami et mon confident Monsieur **BENACHOUR Mustapha** Maître de conférence à l'université Abou Bakr Belkaid de Tlemcen, pour tous ses sacrifices, sa patience envers moi, sa volonté, ses encouragements ainsi que son acharnement afin que je termine à temps, et surtout pour ses précieux aides durant les quatre années de ma thèse.

C'est un honneur pour moi que Monsieur **CHEIKH Abdelmadjid** Professeur à l'université Abou Bakr Belkaid de Tlemcen, avec qui j'ai appris la recherche scientifique ait accepté de présider le jury.

Je tiens aussi à remercier, messieurs **MEFTAH Khouane** Maître de conférence à l'université Abou Bakr Belkaid de Tlemcen, **BOUCHOUICHA Benattou** Maître de conférence à l'université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès et **ZEMRI Mokhtar** Maître de conférence à l'université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès pour l'intérêt qu'ils ont donné à mon travail en acceptant de l'examiner.

J'adresse mes remerciements à mon frère et collègue **Abdelhamid** Professeur à l'université Abou Bakr Belkaid de Tlemcen pour son soutien, ses précieux conseils et sa participation active à mon travail.

Et je n'oublie pas un vif remerciement à toute ma famille qui n'ont jamais arrêté de me soutenir.

## ***RESUME***

Généralement les structures mécaniques sont soumises à des sollicitations cycliques au cours de leur fonctionnement. L'endommagement par fatigue qui apparaît le plus souvent lorsque le matériau est soumis à des efforts inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. Le comportement en fatigue des pipelines dépend de plusieurs paramètres de nature métallurgiques, des propriétés mécaniques et des conditions de service caractérisé par la pression mise en œuvre. Les conditions de service sont transmises sous forme de contraintes au niveau des parois des tubes caractérisant le chargement appliqué sur les éprouvettes de type SENT "Single Edge Notch Tensile specimen".

Les chargements cycliques à amplitudes constantes caractérisés par le rapport de charge et l'amplitude de chargement cyclique ont été mis en évidence sur différents grades d'aciers API 5L à travers l'utilisation de la méthode de Harter et le modèle de propagation de Walker afin de prédire la durée de vie résiduelle en fatigue et la vitesse de fissuration. L'effet de la présence d'hydrogène a affecté fortement la vitesse de fissuration et la durée de vie. Une augmentation importante de la vitesse de fissuration et une diminution de la durée de vie en fatigue en présence d'hydrogène est constatée. La fissuration à travers les joints soudés dépend de l'état de contrainte générée lors du soudage et de l'état d'expansion des tubes.

**Mots clés :** Acier API 5L, pipeline, fissuration par fatigue, modèle de Walker, rapport de charge, amplitude de chargement, soudage, hydrogène.

# ABSTRACT

Generally mechanical structures are subjected to cyclic loading during service. Fatigue damage occurs most often when the material is subjected to cyclic loading lower of the yield strength of material. The fatigue behavior of pipelines depends on several parameters of metallurgical nature, mechanical properties and operating conditions characterized by pressure service. The conditions of service are transmitted as constraints on tube walls characterizing the stress applied to the SENT specimens "Single Edge Notch Tensile specimen". The cyclic loading at constant amplitude characterized by the stress ratio and the amplitude of cyclic loading have been highlighted on various grades of steel API 5L through the use of the Harter method and Walker model to predict the residual fatigue life and fatigue crack growth.

The effect of the presence of hydrogen has greatly affected the fatigue crack growth and residual fatigue life. A significant increase in fatigue crack growth rate and a decrease in fatigue life in the presence of hydrogen were observed. Cracking through welds depends on the state of stress generated during the welding process and the state of expansion of the tubes.

**Keywords:** Steel API 5L, pipeline, fatigue crack growth, Walker model, stress ratio, amplitude load, Welding, hydrogen.

## ملخص

تخضع الهياكل الميكانيكية عموماً إلى مجهودات دورية أثناء التشغيل. الضرر أو الكسر بالكلل أو التعب الميكانيكي الذي يحدث في أغلب الأحيان عندما تكون المواد تحت تأثير لقوى أصغر من حد مرونتها. تحمل الكلل أو التعب الميكانيكي لأنابيب توصيل الغاز و البترول يعتمد أساساً على عدة عوامل منها ذات طابع تعديني، خصائص ميكانيكية وظروف التشغيل التي يؤثر عليها الضغط الموجود في الأنابيب. شروط العمل هي عبارة عن اجهضات على مستوى اطراف الأنبوب مميزة بحمولات مطبقة على عينات من نوع : "Single Edge Notch Tensile specimen".

الحمولات الدورية بقيم ثابتة و المتميزة بنسبة الحمولة و قيمة الدورة للحمولة قد ضبطت على عدة اصناف من الصلب API 5L باستعمال طريقة " Harter " و نموذج " Walker " لانتشار التشعر للحصول على تنبؤ مدة الحياة عند الكلل و سرعة التشعر. إن وجود الهيدروجين قد يؤثر بشكل كبير على سرعة إنتشار التشعر و مدة الحياة. نلاحظ وجود زيادة كبيرة في معدل نمو التشعر عند الكلل وانخفاض في مدة الحياة مع وجود الهيدروجين. التشعر في أماكن اللحامات يعتمد على حالة التوتر ولدت خلال اللحام وخلال توسع الأنابيب.

**الكلمات المفتاحية:** الصلب API L5 ، خط أنابيب، التشعر بالكلل، بنسبة الحمولة، قيمة الدورة للحمولة، واللحام، الهيدروجين

# Liste des figures

## Chapitre I

Figure 1.1. Pipes lines .....	4
Figure 1.2. Réseau de transport par canalisation.....	5
Figure 1.3. Etapes de fabrication des aciers propres, .....	7
Figure 1.4. Relation entre la teneur en carbone et le grade de l'acier .....	9
Figure 1.5. Diagramme de Graville donnant la soudabilité de l'acier .....	10
Figure 1.6. Traitement thermomécanique lors de la mise en forme de la tôle .....	12
Figure 1.7. Diagramme TRC « schématique » sur une plaque X100 de 20mm.....	12
Figure 1.8. Evolution des propriétés mécaniques des plaques selon les grades.....	13
Figure 1.9. De la plaque au tube.....	14
Figure 1.10. Technique de fabrication des tubes soudés en spirale .....	15
Figure 1.11. angle d'introduction de la bande.....	16
Figure I.12. Photos de la mise en forme des tubes par le procédé « UOE » .....	17
Figure 1.13.a. Mise en forme des tubes par le procédé « UOE ».....	18
Figure 1.13.b. Soudage et finition des tubes par le procédé « UOE » .....	18
Figure 1.14. Machine d'expansion .....	19
Figure 1.15. Obtention des tubes sans soudure .....	19
Figure 1.16. Gain de masse lié à l'utilisation des hauts grades.....	23
Figure 1.17. Développement des pipelines en acier à haute résistance.....	24
Figure 1.18. Développement des pipelines .....	25
Figure 1.19. Durcissement par solution solide .....	28
Figure 1.20. Influence des éléments sur $R_e$ et T50/50.....	28
Figure 1.21. Influence de la taille du grain $\alpha$ sur $R_e$ et T50/50.....	29
Figure 1.22. Mise en solution des éléments dispersoïdes.....	30
Figure 1.23. Evolution du grain avec la température et la taille des précipités .....	31
Figure 1.24. Evolution du $R_e$ avec la teneur en N libre à l'austénitisation .....	33
Figure 1.25. Influence de la température de fin de laminage .....	34
Figure 1.26. Influence de Cr-Mo-V sur l'adoucissement au revenu.....	35
Figure 1.27. Influence du bore sur la trempabilité .....	36



Figure 1.28. Courbe d'élasticité pour diverses classes d'aciers des tubes .....	38
Figure 1.29. Microstructure de l'acier X42 .....	44
Figure 1.30. Microstructure de l'acier API 5L X52, analyse longitudinale, .....	44
Figure 1.31. Microstructure de l'acier API 5L X52, analyse transversale, .....	45
Figure 1.32. Microstructure des échantillons de l'acier X60 (après le laminage) .....	46
Figure 1.33. Microstructure des échantillons de l'acier X60 .....	46
Figure 1.34. Microstructure de l'acier X65 Sens travers du laminage.....	47
Figure 1.35. Microstructure ferrito-perlitique de l'acier de type X70, plan LT .....	47
Figure 1.36. Microstructure de l'acier X80, pris dans le cœur de la tôle .....	48
Figure 1.37. Observations en microscopie optique de la peau de la tôle .....	49

## Chapitre II

Figure 2.1. Modes élémentaires de rupture .....	55
Figure 2.2. Fissure en mode I - Etat de contrainte au niveau de la fissure.....	55
Figure 2.3. Distribution des contraintes en pointe de fissure (Zone plastique).....	59
Figure 2.4. Contours des zones plastiques en mode I .....	60
Figure 2.5. Variation du chargement appliquée en fonction du temps .....	61
Figure 2.6. Passage de propagation stable d'une fissure principale .....	62
Figure 2.7. Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycle.....	64
Figure 2.8. Schématisation des stades de fissuration .....	64
Figure 2.9. Effet des surcharges sur la propagation des fissures de fatigues .....	67
Figure 2.10. Contraintes et concentrations de contraintes au niveau de l'entaille .....	67
Figure 2.11. Taux de croissance de fissure en fonction de l'amplitude du facteur.....	72
Figure 2.12. Vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 .....	73
Figure 2.13. Vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 .....	73
Figure 2.14. Vitesse de fissuration dans un joint soudé en API 5L X60 .....	74
Figure 2.15. Vitesse de fissuration de l'acier API 5L X80 .....	75
Figure 2.16. Effet de l'orientation des fissures sur la vitesse de fissuration .....	75
Figure 2.17. Vitesse de fissuration (a) l'acier pour pipeline dans le sens TL .....	81
Figure 2.18. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue des aciers.....	82

### Chapitre III

Figure 3.1. Interface géométrie .....	86
Figure 3.2. Interface matériau .....	87
Figure 3.3. Interface chargement.....	87
Figure 3.4. Prédiction de la vitesse de fissuration par la méthode de Harter .....	88
Figure 3.5. Géométrie de l'éprouvette.....	91

### Chapitre IV

Figure 4.1. Effet du rapport de charge sur la durée de vie résiduelle de l'acier pour pipeline en X60 (L-T).....	95
Figure 4.2. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline en X60 (L-T).....	95
Figure 4.3. Effet du rapport de charge sur la durée de vie résiduelle de l'acier pour pipeline X70 (L-T).....	96
Figure 4.4. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X70 (L-T).....	96
Figure 4.5. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X52 à $R = 0.1$ .....	98
Figure 4.6. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X65 à $R = 0.1$ .....	98
Figure 4.7. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X70 à $R = 0.2$ .....	99
Figure 4.8. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X80 à $R=0.1$ .....	99
Figure 4.9. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X52 à $R=0.1$ (L-T) .....	101
Figure 4.10. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X65 à $R=0.1$ (T-L) .....	101
Figure 4.11. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X70 à $R=0.2$ (T-L) .....	102

Figure 4.12. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier de l'acier API 5L X80 à R=0.1 (T-L) .....	102
Figure 4.13. Comparaison des vitesses de fissuration pour différents grades d'acier API 5L à un chargement maximal cyclique de 200 MPa à R=0.1 .....	103
Figure 4.14. Effet de l'hydrogène sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X70 à R=0.1 et $\sigma_{\max}=200$ MPa. ....	105
Figure 4.15. Effet de l'hydrogène sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à R=0.1 et $\sigma_{\max}=200$ MPa.....	106
Figure 4.16. Effet de l'hydrogène sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X80 à R=0.1 / $\sigma_{\max}=200$ MPa .....	106
Figure 4.17. Effet de l'hydrogène sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X80 à R=0.1 / $\sigma_{\max}=200$ MPa .....	107
Figure 4.18. Comparaison des vitesses de fissuration des aciers API 5L X70 et X80 en présence d'hydrogène. ....	107
Figure 4.19. Comparaison des vitesses de fissuration du métal de base (sens T-L) et joint soudé de l'acier API 5L X65 [6].....	109
Figure 4.20. Prédiction de la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X65 (métal de base(T-L) / joint soudé)]......	109
Figure 4.21. Comparaison des vitesses de fissuration du métal de base et joint soudé de l'acier API 5L X65 (sens T-L) [7]. ....	110
Figure 4.22. Prédiction de la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X65 (métal de base/joint soudé) dans le sens T-L .....	111
Figure 4.23. Comparaison des vitesses de fissuration de l'acier API 5L X65 ([6] et [7]). ....	111

# Liste des tableaux

## Chapitre I

Tableau 1.1 : Les différentes expressions du carbone équivalent .....	9
Tableau 1.2 : Données sur consommation et production de gaz naturel.....	20
Tableau 1.3. Les facteurs contribuant au développement des pipelines en acier .....	21
Tableau I.4. Evolution des conditions de transport des pipelines .....	22
Tableau 1.5. Les pipelines en acier de grade API .....	24
Tableau 1.6. Composition chimique % (Tubes de conduite PSL1 soudés) .....	26
Tableau I.7. Composition chimique % (Tubes de conduite PSL2 soudés) .....	26
Tableau 1.8. Caractéristiques mécaniques (Tubes de conduite PSL1) .....	27
Tableau 1.9. Caractéristiques mécaniques (Tubes de conduite PSL2) .....	27

## Chapitre III

Tableau 3.1. Caractéristiques mécaniques des aciers X70 et X65 .....	91
Tableau 3.2. Paramètres du modèle de propagation pour les aciers X70 et X65 .....	92

## Chapitre IV

Tableau 4.1. L'effet de la pression sur la variation de la contrainte de tension .....	103
--	-----

## LISTE DES ABREVIATION

HY: Hight Yield Strength (Limite élastique)  
HSLA: Hight Yield Low Alloy.  
HSLA : Hight Strength Low Alloy  
HLE : Haute Limite d'élasticité  
API : American Petroleum Institute  
TS : Limite de la rupture  
EI : Elongation (Allongement %)  
FATT : Fracture Appearance Transition Temperature  
DWTT: Drop Weight Tear Test  
SATT: Shear Area Transition Temperature  
API: American Petroleum Institute  
PSL : Pipes Steel Line (tube de conduite)  
HLE : Haute Limite d'Elasticité (l'acier)  
CE : Carbone Equivalent  
TMCP : Thermo Mechanical Controlled Processing  
TK : Température de transition  
MLR : Mécanique linéaire de la rupture  
MNLR : Mécanique non linéaire de la rupture  
T-L : Sens longitudinale  
T-S : Sens Transversale  
BM : Métal de base  
WM : Métal d'apport  
HAZ : Zone affectée thermiquement  
SENT: Single Edge Notch Tensile specimen

## LISTE DES SYMBOLES

B : La largeur de bande

C : Coefficient de Paris dépend du matériau

Dext : Le diamètre extérieur de tube formé

d : Diamètre interne de tube

e : Epaisseur du tube

F : Force de traction

Ft : Facteur géométrique correspondants à  $\sigma$

Fb : Facteur géométrique correspondants à  $\sigma$

K : Facteur d'intensité de contrainte

Kcrit : Facteur d'intensité de contrainte critique

KIC : Ténacité du matériau

Kmax : Facteur d'intensité de contrainte maximale

Kmin : Facteur d'intensité de contrainte minimale

R : Rapport de charge

$\sigma_c$  : Valeur de la contrainte appliquée à la rupture

rp : rayon de la zone plastifiée

a : longueur de la fissure

ao : longueur de la fissure initiale

$\alpha$  : rapport de contrainte / déformation plane

$\Delta k_0$  : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil à R = 0

$\Delta k_{th}$  : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil donné

Cth: Coefficient seuil

R : Rapport de charge

r : rayon

$\sigma_y$  : limite d'écoulement de la tôle

$\sigma_t^N$  : Limite d'écoulement réelle d'un tube non expansé

$\sigma_t^E$  : Limite d'écoulement réelle d'un tube expansé

$\sigma_{ef}$  : Limite d'écoulement effective d'un tube expansé

KI : Facteur d'intensité de contraintes

$\sigma_r$  : Contrainte normale radiale

$\sigma_\theta$  : Contrainte normale circonférentielle

$\sigma_Z$  : Contrainte normale longitudinale

$\sigma_t$  : Contrainte de traction

$\sigma_b$  : Contrainte de flexion

$\sigma_a$  : L'amplitude de contrainte

$\sigma_m$  : Contrainte moyenne

$\sigma_D$  : Limite de fatigue

$\sigma_{max}$  : Contrainte maximale

$\sigma_{min}$  : Contrainte minimale

$\sigma_{0,2}$  : Limite d'élasticité (0,2% de déformation plastique)

$\sigma_R$  : Résistance à la rupture

$\sigma_v$  : La contrainte équivalente au sens de Von Mises

$\beta$  : L'angle d'introduction de la bande par rapport au l'axe symétrique

$\varepsilon$  : Déformation

# INTRODUCTION



### INTRODUCTION GENERALE

Toutes les structures mécaniques sont soumises à des efforts dont leurs origines varient selon leur fonctionnement, leur milieu environnant ainsi qu'aux effets extérieurs qui est variable ; dans la majorité des cas, elles sont sous forme de sollicitations cycliques qui peuvent provoquer leur endommagement.

Si le matériau utilisé est soumis à des efforts avec des valeurs inférieures à celle de sa limite d'élasticité on obtient un endommagement par fatigue (domaine d'endurance), comme une rupture qui surgit au bout d'un certain nombre de cycles.

Une rupture du matériau peut être provoquée par un amorçage qui est toujours suivi d'une propagation de fissures ; donc lorsqu'une structure mécanique présente une fissure de fatigue, un contrôle de suivi de sa propagation devient indispensable afin de pouvoir y remédier avant qu'elle n'atteigne la taille critique.

Les pipelines sont devenus des moyens de plus en plus utilisés dans le transport du gaz et du pétrole en vue de la nécessité de l'énergie qui ne cesse d'augmenter et les sites de production sont souvent très éloignés des centres de consommation et d'exploitation. Par exemple de 1970 à 2007 en Europe, la longueur des pipelines a été multipliée par 4. Par contre, le taux de défaillance pour la même période a été divisé par 6.

Pour augmenter la rentabilité de ce mode d'acheminement, les industriels ont augmenté la pression de service ainsi que le diamètre des canalisations. De 1910 à 2000, le diamètre des plus gros pipelines a été multiplié par 4 afin de résister à de grandes pressions qui sont multipliés par 60. Tout cela a été rendu possible grâce aux nombreux travaux de recherches qui ont permis l'amélioration des caractéristiques mécaniques des pipelines ; et qui se justifie par l'évolution des aciers pour pipeline à différents grades. Des recherches et des études sont toujours en cours afin d'aboutir à des aciers pour pipeline de grades X100 et X120 dont le but pour de palier à des pressions beaucoup plus importantes.

Le souci qui préoccupe les exploitants des réseaux de canalisations est d'assurer la maintenance de ces réseaux pour préserver la sécurité des populations ainsi que

l'impact que peut avoir une défaillance majeure sur l'aspect environnemental, notamment dans le cas de gaz inflammables ou explosifs.

En outre il ne faut pas oublier l'aspect économique et financier, car des pertes financières sont considérables en termes de remplacement de conduites, de travaux publics et de pertes d'exploitation. La prévention des ruptures est donc une nécessité et est réalisée par inspection et analyse de la nocivité des défauts constatés.

Quelque soit l'endroit que le pipeline traverse (mer ou terre), ce dernier est toujours exposé aux risques d'endommagements que ce soit par des interférences externes ou environnementales.

Il faut bien noter que la majorité des ruptures des pipelines qui se trouvent sur terre ou immergés en mer sont causées principalement par des agressions externes. Ces dernières se résument à des enfoncements, des éraflures ou aussi les combinaisons enfoncements + éraflures.

Des études récentes faites par European Gas Pipeline Incident Group, pour 1060 cas de rupture dans les pipelines, ont montré que 49.6 % ont été causées par des agressions externes. Les autres causes d'incidents se répartissent en défauts de corrosion (15.3%), des défauts de construction (16.5%), ouverture de vannes par erreur (4.6%), des glissements de terrain (7.3%) et autres avec 6.7%.

Il existe dans la littérature des méthodes qui analysent la nocivité des défauts précipités. Elles sont généralement basées sur l'analyse limite, la mécanique de rupture et la mécanique de rupture avec entaille. Selon le type du défaut, on choisit l'outil adapté. Par exemple, les fissures sont traitées soit par la mécanique de rupture soit par l'analyse limite, les problèmes de corrosion dans les tuyaux sont évalués par l'analyse limite, les enfoncements sont traités par l'analyse limite; les éraflures sont traités par la mécanique de rupture à effet d'entaille.

Dans les défauts de construction, on remarque une progression rapide de l'évolution des fissures. Par contre si le matériau présente une bonne structure avec des pourcentages bien étudiés des différents éléments d'addition selon la pression utilisée, le liquide transporté ainsi que le milieu environnant, l'endommagement est le plus souvent suite à la fatigue.

Le but de la présente thèse est la prédiction de la fissuration par fatigue des aciers pour de différents grades utilisés pour le transport du gaz et du pétrole basé sur des résultats expérimentaux. La prédiction des durées de vie en fatigue et des vitesses de fissuration est basée sur des techniques d'interpolation et utilisant le modèle de Walker comme modèle de fissuration par fatigue. La variabilité des conditions de fonctionnement des pipelines est étudiée.

Ce manuscrit a pour but de répondre à certaines conditions de fonctionnement affectant la fissuration par fatigue. Il est découpé en 4 chapitres.

Le premier chapitre présente l'évolution de fabrication des pipelines et les différentes nuances d'aciers élaborés pour satisfaire aux exigences techniques qu'économiques.

Le deuxième chapitre divisé en deux parties. Une première partie a été réservée à la présentation des outils de la mécanique de la rupture et les concepts de fissuration par fatigue. La deuxième partie a été axée sur l'état de l'art du comportement en fatigue des aciers à différents grades pour pipelines montrant l'effet des paramètres liés au chargement, à l'environnement et au procédé d'assemblage.

Le troisième chapitre présente la méthode utilisé pour la prédiction des vitesses de fissuration et durées de vies résiduelles en fatigue par l'utilisation de données expérimentales.

Le quatrième chapitre fait l'objet de présentation des résultats et discussions montrant les influences des paramètres de chargement cyclique, effet d'environnement (fragilisation par hydrogène) et états des zones soudés, Une conclusion générale et des perspectives sont présentés en dernier.

# CHAPITRE I

## I. 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 d'un endroit à un autre de matières gazeuses ou liquides ; Ces tubes sont souvent revêtus extérieurement et voir même intérieurement, et presque toujours enterrées sauf dans certaines régions.



Figure 1.1. Pipelines

Un pipeline permet l'échange de produits entre raffineries, dépôts pétroliers et installations portuaires. Sa longueur peut varier de quelques kilomètres à des centaines de kilomètres, voir des milliers de kilomètres. Très souvent les pipelines sont interconnectés entre eux pour former un réseau parfois très dense, formant une sorte de « toile d'araignée ».

Ces réseaux mettent en communication différents points d'entrée des produits avec différents points de sortie, permettent de diversifier les sources

d'approvisionnement aux meilleures conditions économiques possibles et avec un maximum de sécurité de la livraison en temps voulu [Figure I.2].

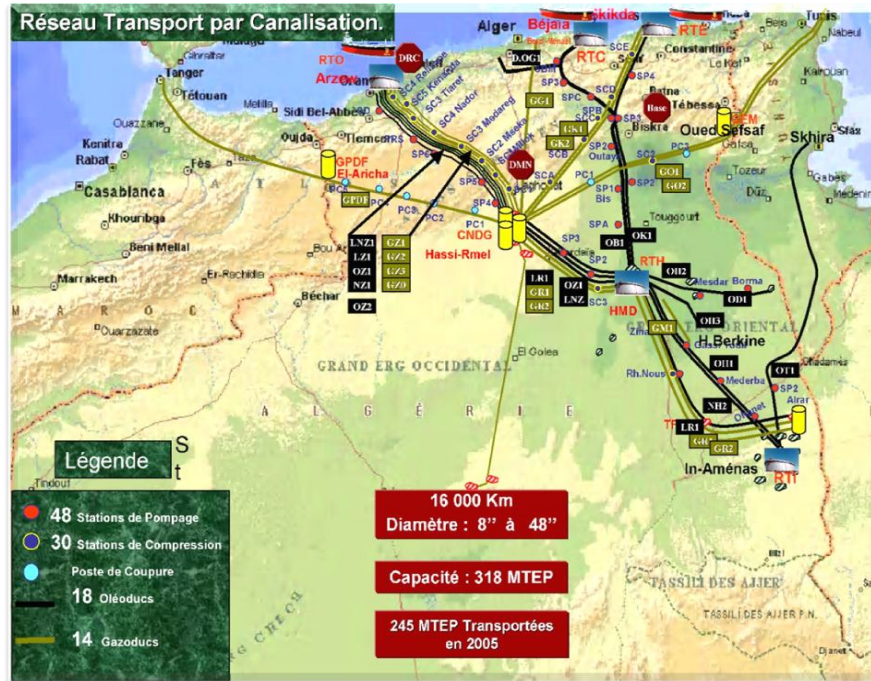


Figure 1.2. Réseau de transport par canalisation [1]

Selon le produit transporté, les pipelines sont nommés différemment. Leurs techniques de construction et d'exploitation diffèrent en fonction de certaines réglementations.

Les principaux systèmes de transport par pipeline concernent :

- Les gazoducs pour le transport du gaz naturel.
- Les oléoducs pour le transport du pétrole et des hydrocarbures liquides.
- Les aqueducs, conduites ou émissaires utilisés pour l'eau douce et l'irrigation.

## **II. HISTOIRE ET TECHNOLOGIE DES PIPELINES**

C'est aux États-Unis en 1865 que fut utilisée, pour la première fois, une conduite pour évacuer la production d'un gisement. Depuis, l'emploi de ce mode de transport des hydrocarbures liquides ou gazeux s'est généralisé, d'abord aux États-Unis, puis dans le reste du monde. [2]. En 1964-65, étaient inaugurés les premiers transports réguliers de gaz naturel liquéfié entre l'usine de liquéfaction d'Arzew (Algérie) et les terminaux méthaniens de Canvey Island (Royaume-Uni) et du Havre (France) [3].

En 1993, les principaux pays exportateurs étaient l'ex-URSS (29% du commerce International), le Canada (18%), les Pays-Bas (13%), l'Algérie (10%), l'Indonésie (9%) et la Norvège (7%). Les principaux pays importateurs étaient l'Allemagne (19%), les Etats-Unis (18%), le Japon (15%), l'Italie (10%), la France (9%), la Tchécoslovaquie (4%) et la Belgique (4%) [3].

A partir des sites de traitement des gisements ou des stockages, le gaz est transporté à haute pression, (de 16 jusqu'à plus de 100 bars), dans des réseaux de grand transport dont les gazoducs constituent les principaux maillons.

En Afrique, l'Algérie possède un important réseau de gazoducs destiné principalement à évacuer le gaz du gisement de Hassi R'Mel vers les usines de liquéfaction situées sur les côtes méditerranéennes ainsi que vers l'Italie via la Tunisie (système TransMed).

Des progrès technologiques énormes ont été réalisés dans tous ces domaines, surtout depuis 1950. Les coûts de transport ont été réduits partout mais certaines méthodes restent toujours beaucoup plus chères que d'autres.

La technologie des tuyauteries a été révolutionnée, surtout par les progrès de la soudure. Ils sont acheminés sur place et mis dans des tranchées ou sur des supports par des grues spéciales. Des systèmes permettent d'emboîter les tuyaux avec précision. Les tubes soudés peuvent suivre le relief du terrain sans qu'il y est de fuites malgré que les pressions internes peuvent dépassent les 10 bars.

Les points de pressions causées par des coups de bélier ou autres peuvent être importants. La structure, les parois et les soudures doivent résister à des pressions très élevées, de l'ordre de 100 bars. Des stations de pompage sont installées tous les 40

km. Elles comprennent des pompes centrifuges de grande puissance, des valves commandées à distance et des réservoirs préfabriqués. L'entretien est réduit. Des sections de pipelines peuvent être isolées pour vérification, nettoyage ou réparation. Des chariots robots circulent dans les pipelines pour les inspecter ou les nettoyer.

### III. LES ACIERS A HAUTS GRADES

#### III. 1. DOSAGE DES ELEMENTS D'ALLIAGE

Les propriétés mécaniques dépendent des éléments chimiques et de leur dosage dans un alliage [4]. Chacun des éléments est dosé d'une façon très précise et tous les éléments indésirables sont supprimés dès la fabrication de l'acier.

La Figure I.3, suivante présente les six étapes nécessaires à l'obtention d'un acier propre par coulée continue.

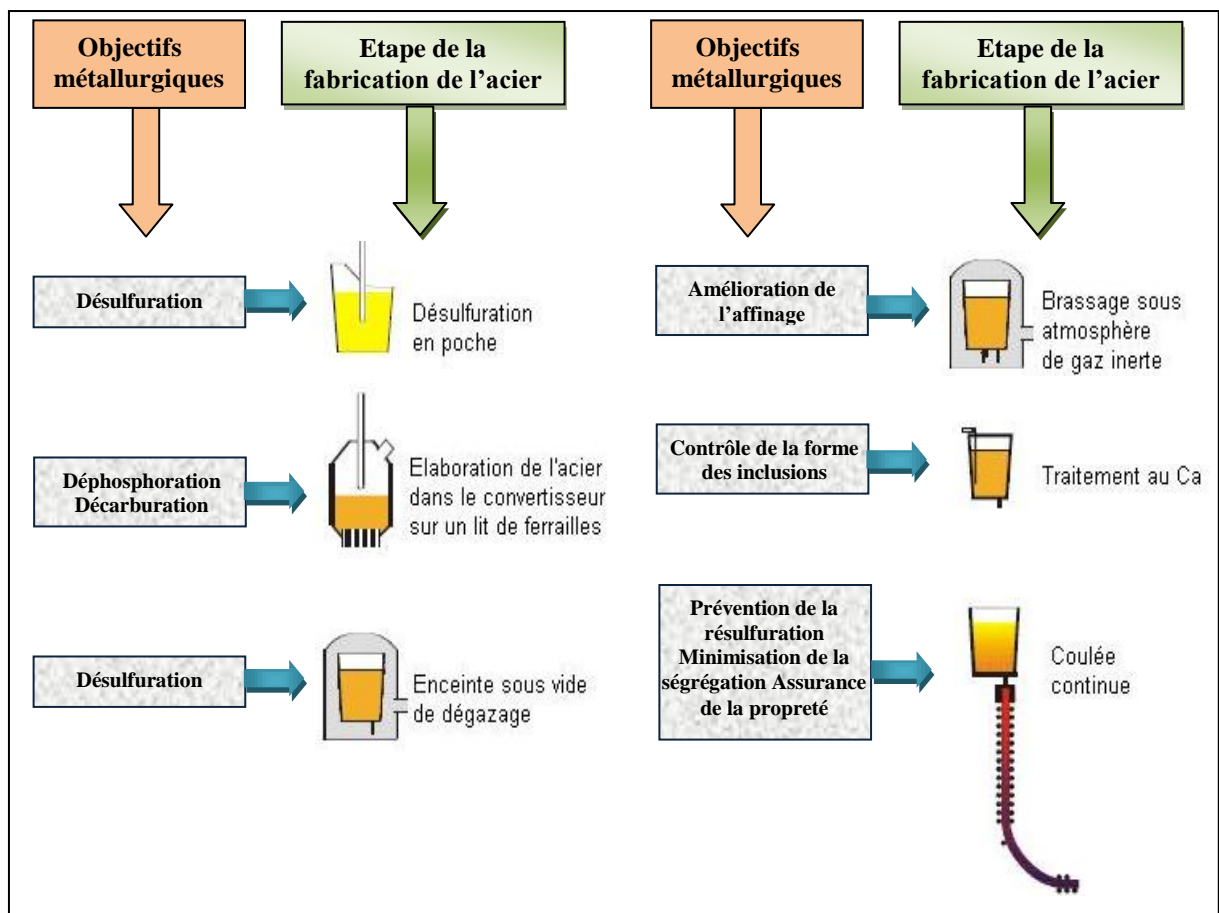


Figure I.3. Etapes de fabrication des aciers propres, en parallèle avec les objectifs métallurgiques, [5, 6]



Les quantités de carbone et de phosphore sont réduites dans le convertisseur BOF avec un brassage par le fond. Le dégazage sous vide des poches assure une bonne désulfuration et une extraction de l'azote et de l'hydrogène. La coulée résultante ne contient alors plus que 0.001 % de soufre. De plus l'acier en fusion est brassé dans une atmosphère de gaz inerte, ce qui réduit le taux d'oxygène à 0.002 % maximum. Le traitement de l'acier au Ca permet d'obtenir des inclusions arrondies au lieu des inclusions allongées dommageables. Cet acier est ensuite coulé en continu dans une atmosphère protectrice entre des rouleaux de soutien qui protègent l'acier de diverses décontaminations et le refroidissent de manière intensive pour durcir la périphérie de la brame et éviter son percement.

Les éléments d'alliages utilisés se répartissent selon 5 familles :

- \* Les éléments gammagènes élargissent le domaine de stabilité de l'austénite, abaissent les températures de transformation (Ni, Mn).
- \* Les éléments alphagènes limitent ou empêchent la formation de l'austénite et élèvent les températures de transformation (Si, Cr, Mo, Ti).
- \* Les graphitisants : Si, Ni, Cu...(ne forment pas de carbures, ils se retrouvent en solution dans la ferrite)
- \* Les carburigènes : Cr, Mn, Mo, W, V, Ti, Nb...
- \* Les désoxydants : Mn, Si, Al, Ti, Nb, ...pour fixer l'oxygène dissous dans le métal liquide

Les normes de l'API définissent un taux maximal de carbone (Figure I.4), mais la teneur exacte peut varier de 0.2 points en fonction des éléments d'alliage utilisés. Le grade de l'acier est obtenu principalement grâce aux micro-alliages utilisés et au procédé de mise en forme.

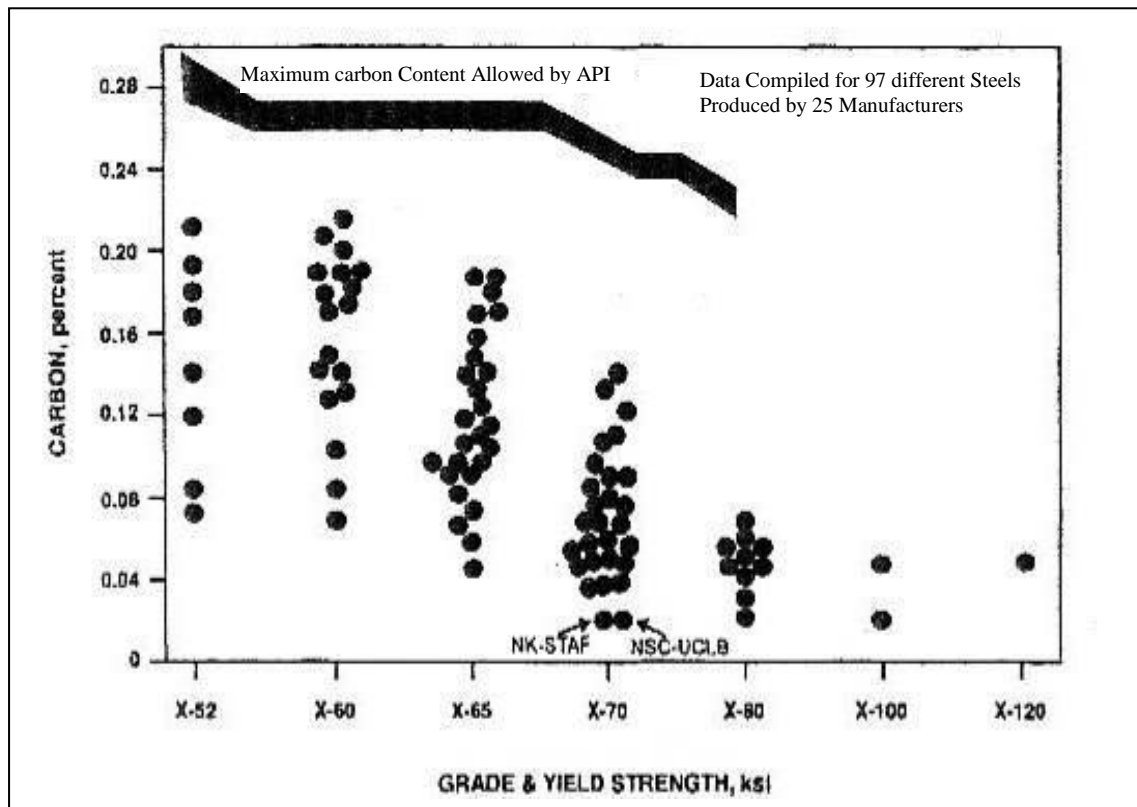


Figure 1.4. Relation entre la teneur en carbone et le grade de l'acier [7]

Pour connaître la soudabilité des aciers créés, on utilise le CE (Carbone Equivalent), dont les expressions les plus utilisées par les pétroliers sont dans le Tableau 1.1. suivant,

Tableau 1.1 : Les différentes expressions du carbone équivalent, [10]

Désignations	Expressions du CE	Validité (%)
CE <sub>IIW</sub> [8]	$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$	C > 0.18
P <sub>cm</sub> [9]	$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{30} + 5B$	C < 0.18

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{30} + 5B$$

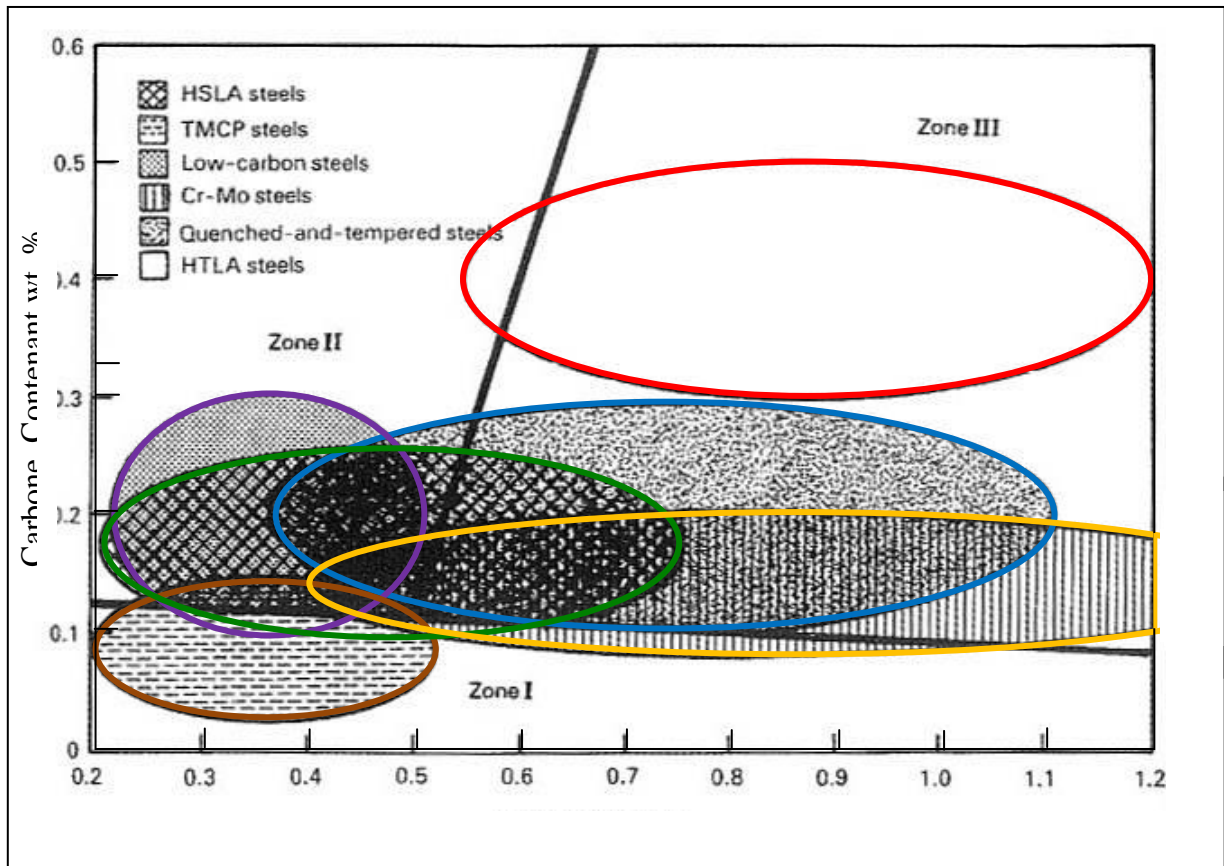


Figure 1.5. Diagramme de Graville donnant la soudabilité de l'acier en fonction de la quantité de carbone et du carbone équivalent CEIIW, [10]

Le calcul des températures de préchauffage et d'interphase se fait à l'aide du CE, mais la formule du CEIIW [8] ne prend pas en compte le Nb, B, N. De plus la fissuration à froid dépend de la composition, de l'épaisseur soudée, mais aussi de la résistance du métal de base, de l'histoire thermomécanique, de la dureté, de la sensibilité à l'hydrogène, de la géométrie du joint [11]. D'où une multiplication des formules, selon le type d'acier, le pourcentage de certains éléments ou l'application finale. Parmi ces expressions, l'équation du Pcm est la plus employée. Elle a été développée par Ito et Bessyo [9] pour déterminer la contrainte critique de fissuration à froid des aciers à différents teneurs en hydrogène. La valeur Pcm est d'ailleurs moins pessimiste que le CEIIW pour une teneur en carbone inférieure à 0.12 %.

Le diagramme de Graville est divisé en 3 parties (Figure I.5) :

1. les aciers soudables sans précautions, tels que les aciers très bas carbone (< .1% wt.),
2. les aciers soudables avec précautions (post-traitement), tels que les aciers faiblement alliés avec un taux de carbone légèrement plus élevé (0.1-0.3 % wt.),
3. les alliages difficiles à souder, qui nécessitent un prétraitement, un post-traitement et un contrôle inter-passe de la température, tels que les aciers Cr-Mo, les HSLA à haute résistance et les TMCP richement alliés.

L'acier de grade X100 étudié, issu d'un procédé de mise en forme TMCP, ne contenant que 0.06 % massique de carbone et possédant un carbone équivalent CEIIV de 0.47, se situe dans la partie soudable sans précautions. Un léger préchauffage de 100 °C, avant soudage, est tout de même utilisé pour éviter les effets de l'humidité lors du soudage qui peut conduire à une fissuration à froid due à l'hydrogène.

### **III.2. PROPRIETES PHYSIQUE, AVEC LE TMCP (THERMO MECHANICAL CONTROLLED PROCESSING)**

Dans les aciers faiblement alliés, la microstructure finale, issue de la transformation de L'austénite lors du refroidissement, dépend de la vitesse de refroidissement et de la température finale de refroidissement [12]. Le processus de refroidissement accéléré (Figure I.6) est adopté lors du laminage des brames, afin de réaliser une microstructure homogène à grains fins pour obtenir de meilleures propriétés mécaniques et une bonne résistance à la corrosion (HIC), par rapport aux aciers produits par le laminage thermomécanique conventionnel [13]. Le diagramme TRC de la Figure I.7, justifie la formation de ces microstructures en fonction de la vitesse de refroidissement.

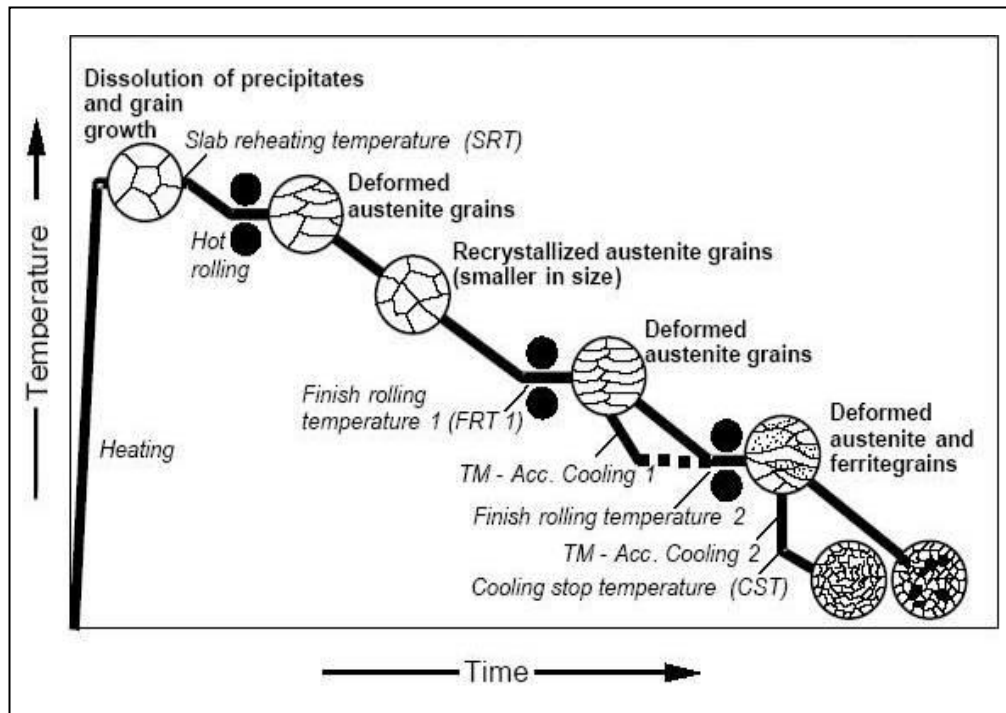


Figure 1.6. Traitement thermomécanique lors de la mise en forme de la tôle [13]

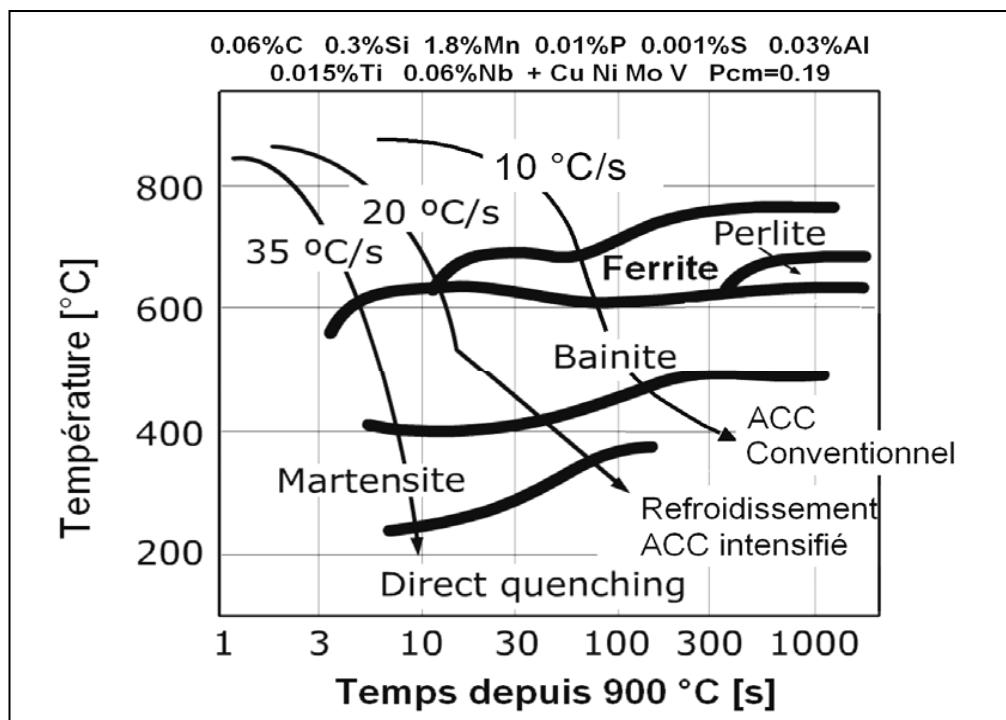


Figure 1.7. Diagramme TRC « schématisé » sur une plaque X100 de 20mm, [14]

La composition chimique et le traitement thermomécanique influent sur la microstructure, qui dicte les propriétés mécaniques (Figure 1.8).

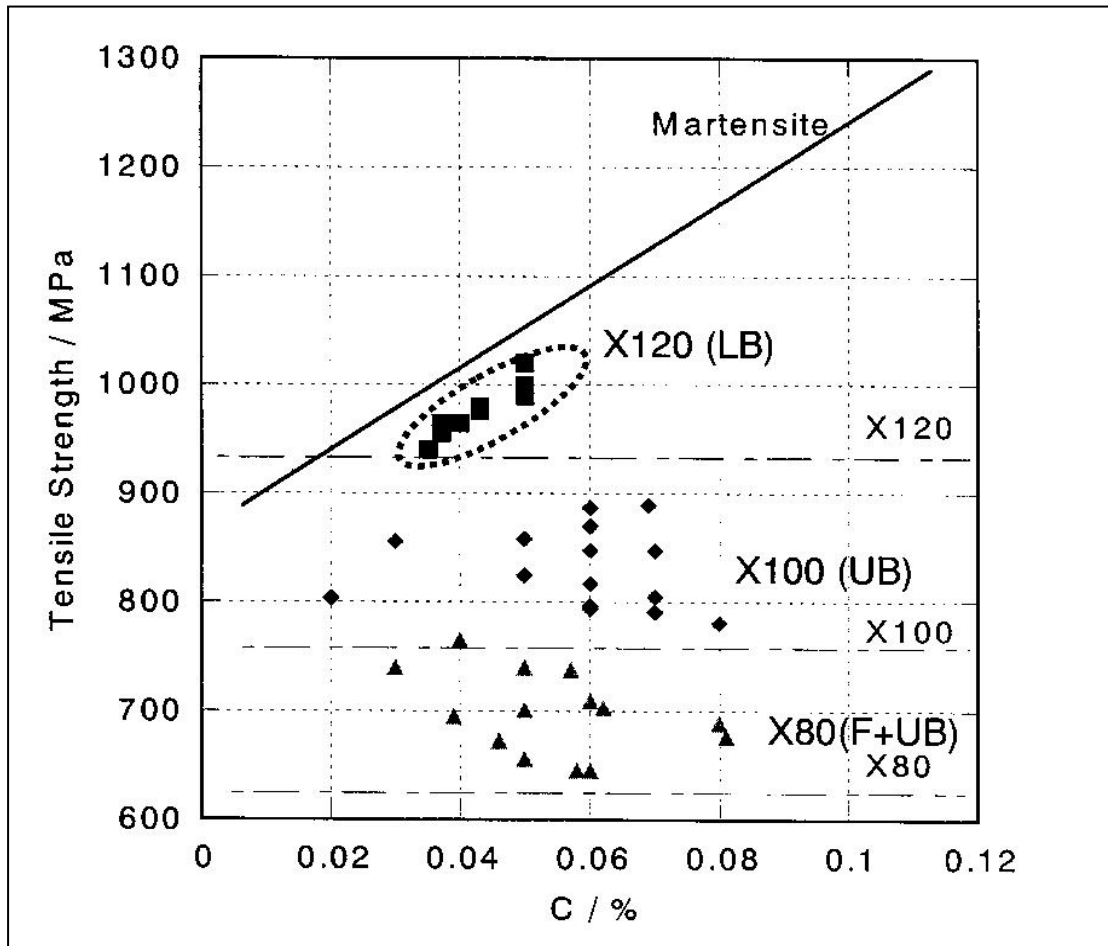


Figure 1.8 : Evolution des propriétés mécaniques des plaques selon les grades [15]

#### **IV. 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

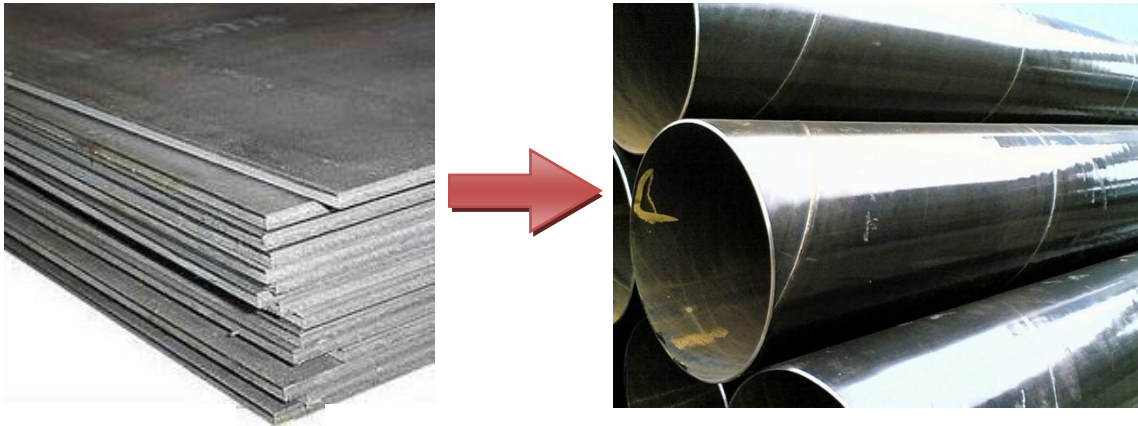


Figure 1.9. De la plaque au tube

La diversité des diamètres et des épaisseurs de tubes ainsi que le développement avec le temps de leurs techniques de fabrication, constituent les raisons de la diversité du réseau de transport gazier. On retrouve :

- Les tubes soudés sous la forme en spirale
- Les tubes soudés sous forme longitudinale
- Les tubes formés sans soudure

#### **IV.1. LES TUBES SOUDES**

##### **IV.1.1 Les tubes soudés sous forme spirale**

La fabrication des tubes soudés en spirale est réalisée en continu sur des machines à souder. Après déroulement de la bobine en bande par un train d'entraînement, la tôle est poussée dans la cage de formage ou elle subit une déformation de cintrage sous l'action d'un vérin. L'obtention du formage en spirale est réalisée par l'inclinaison d'un angle  $\alpha$  entre l'axe initial de la bande et l'axe de sortie du tube (Figure 1.10).

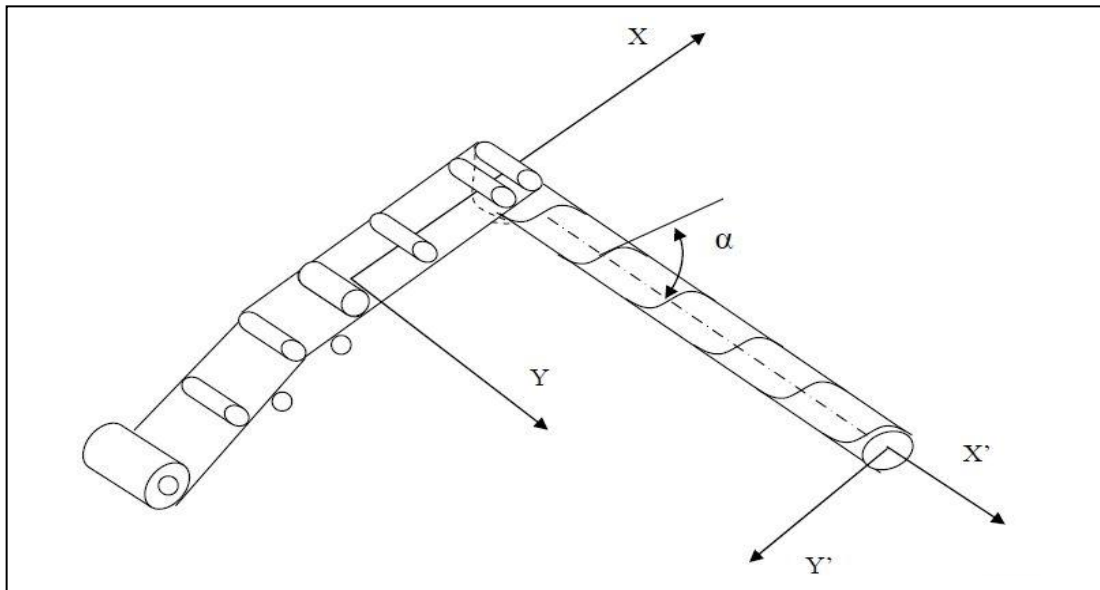


Figure 1.10. Technique de fabrication des tubes soudés en spirale

L'enroulement des tubes en spirale permet d'obtenir des tubes calibrés sans avoir besoin de recourir à des étapes de fabrication supplémentaires telles que l'expansion ou le calibrage. De ce fait, le tube précontraint lors de la phase de pliage, le restera par la suite.

Pour des épaisseurs de paroi au dessus de 20 mm, on utilise habituellement des tôles fortes. Ce procédé permet une exploitation économique et optimale de la largeur de bande, de par le rapport largeur de bande-diamètre allant jusqu'à environ 2,2.

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

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

Avec ;

B : La largeur de bande

$D_{\text{ext}}$  : Le diamètre extérieur de tube formé

$\alpha$  : L'angle d'introduction de la bande par rapport au l'axe symétrique ( $X'$ ) (figure 1.11)



Les limites théoriques d'angle ne peuvent, en pratique, pas être exploitées. Si l'angle est trop aigu, il s'en suit une instabilité du processus de cintrage. Lors de la fabrication, les valeurs limites sont comprises entre  $15^\circ$  et  $50^\circ$ .

La gamme des diamètres, dans laquelle les tubes spirales sont fabriqués s'étale de 400 à 3000 mm environ, avec des épaisseurs allant jusqu'à 30 mm.

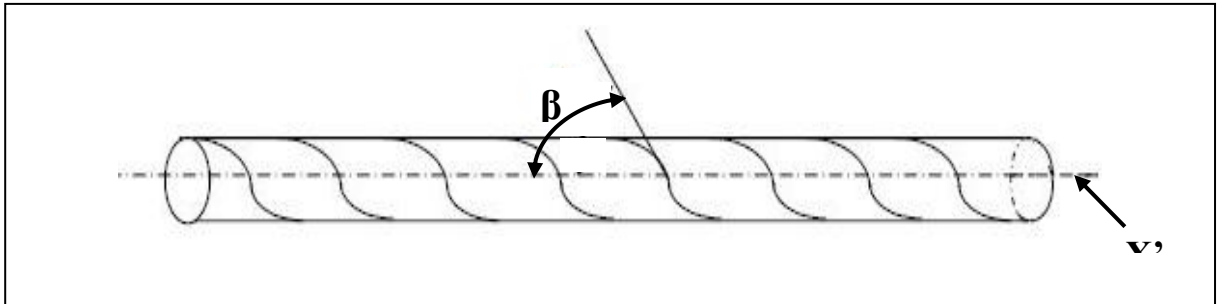


Figure 1.11. L'angle d'introduction de la bande

La fabrication des tubes spirale peut être subdivisée en opérations principales suivantes :

- La préparation de la bande
- La bande de rabouillage
- Le cintrage
- Le soudage
- Le parachèvement
- La réception et inspection

La préparation de la bande et des rives de la bande ainsi que des soudures de rabouillage influent directement sur la qualité du tube. A cause de l'importance, nous attachons à cette dernière, dans cet exposé, une attention particulière.

A l'entrée de la machine pour tubes spirale, on effectue les opérations suivantes :

- Déroulage de la bande
- Dressage de la bande de cisailage
- Chanfreinage des rives de la bande
- Cambrage des rives pour éliminer l'effet de toit

L'entrée de la cage de formage, on effectue la passe intérieure de la soudure alors que la passe extérieure est effectuée sur le tube formé. Les procédés usuels pour la coupe sont :

- Oxicoupage
- Découpage au plasma

#### **IV.1.2. 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 » et enfin l'expansion.

Ce procédé comporte trois étapes principales qui sont le formage, le soudage et l'expansion-calibrage.

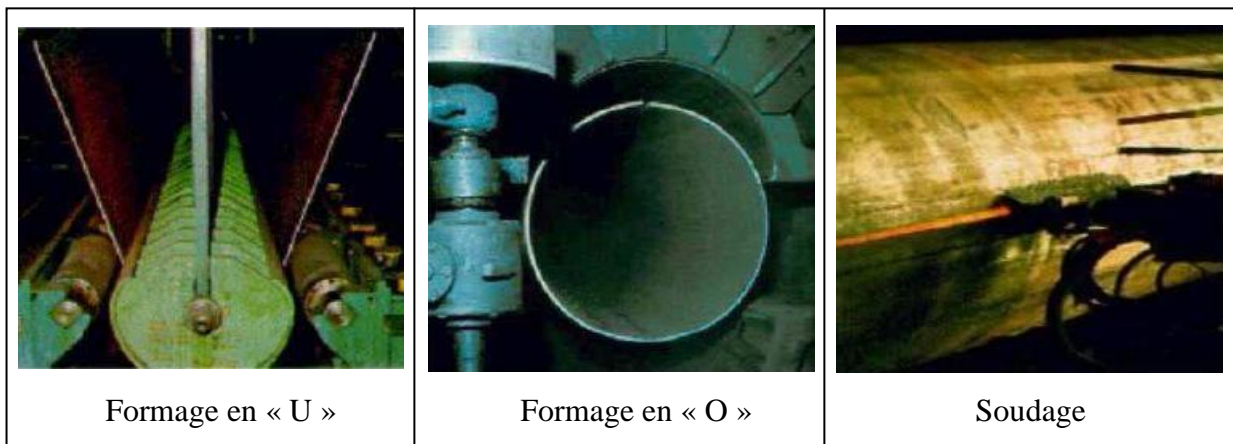


Figure 1.12. Photos de la mise en forme des tubes par le procédé « UOE »

Ce procédé comporte trois étapes principales qui sont le formage, le soudage et l'expansion-calibrage.

- **Le formage** représente les trois étapes pour passer de la plaque à la forme cylindrique. (Figure I.12-a).
  - 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

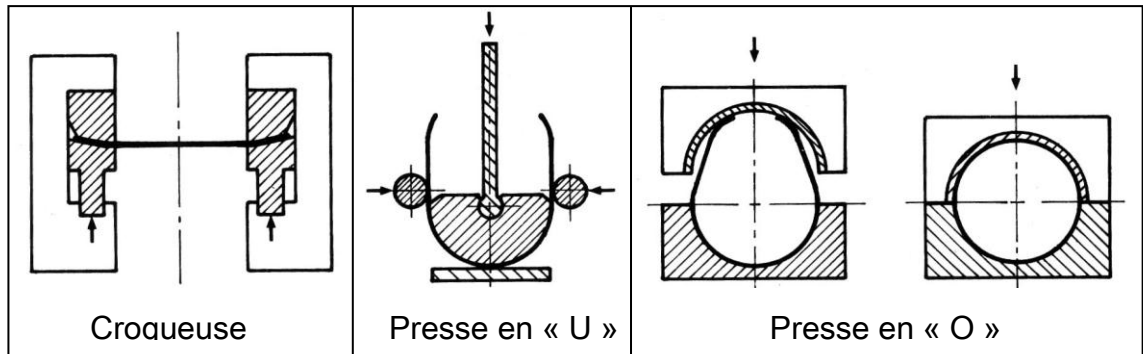


Figure 1.13-a. Mise en forme des tubes par le procédé « UOE », [16]

- **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. (Partie A, Figure I.13-b).

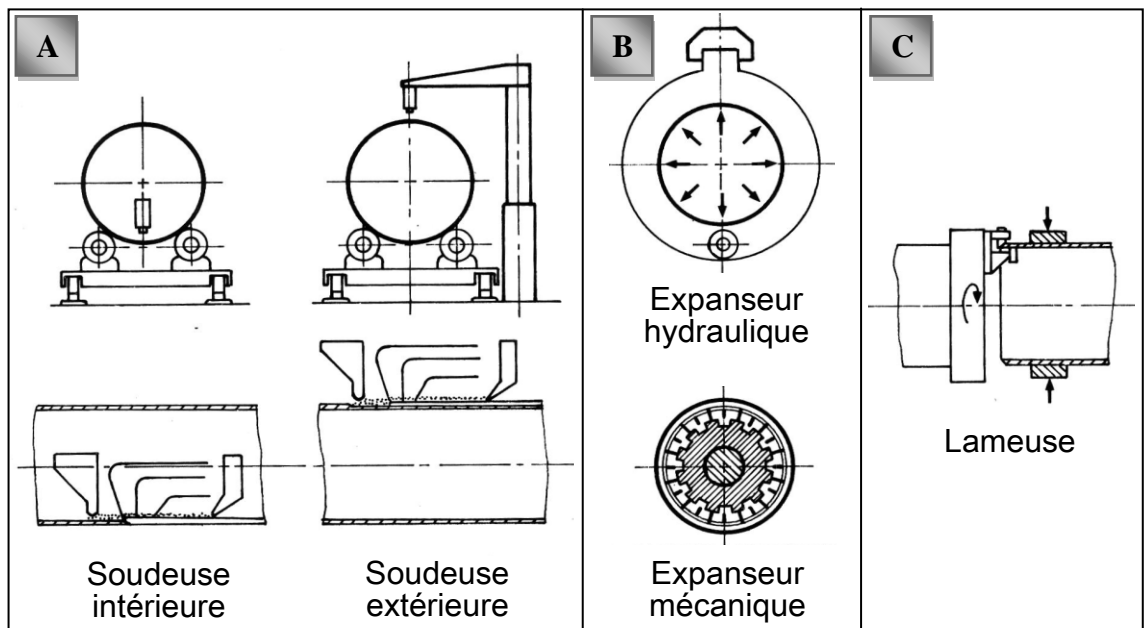


Figure 1.13b. Soudage et finition des tubes par le procédé « UOE », [16]

- **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 % (Partie B, Figure I.13-b) et (Figure I.14).

Cette opération a pour conséquence de relaxer les contraintes résiduelles.

Enfin une opération de Chanfreinage est effectuée par une Lameuse afin de faciliter le raccordement des tubes entre eux. (Partie C, Figure I.13-b)

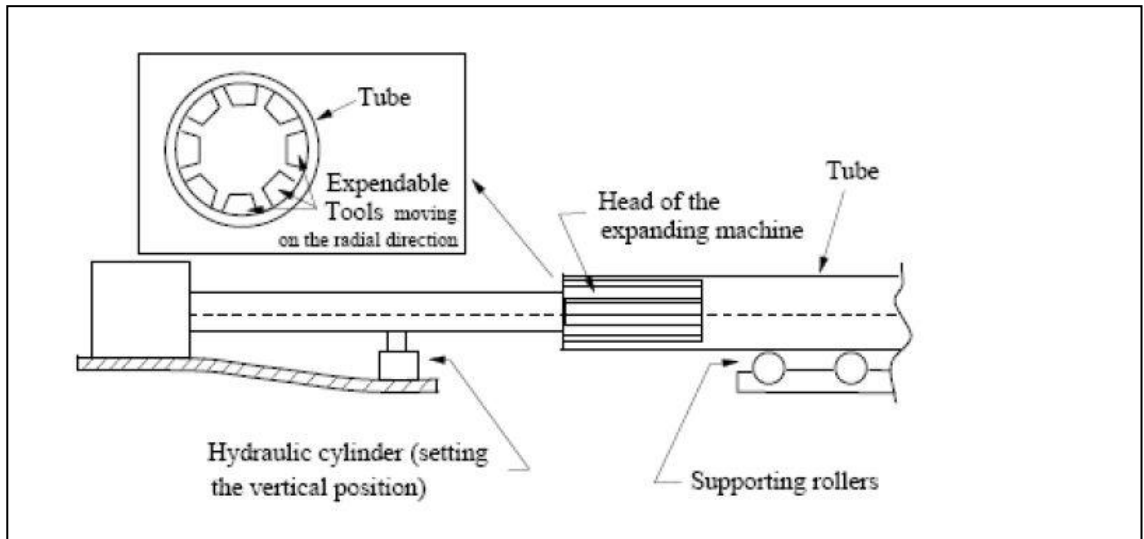


Figure I.14. Machine d'expansion

#### IV.2. Les tubes réalisés sans soudure

Les tubes formés sans soudure, sont généralement de petits diamètres et de longueur de moins de 450 mm, les méthodes principales de fabrication de ce type de tube se font de la façon suivante ; le métal est contenu entre la filière et l'aiguille, et par des pressions de poussées axiales, on obtient un tube monobloc sans soudure. Il existe une variante dite filage sur nez d'aiguille où l'aiguille est fixe.

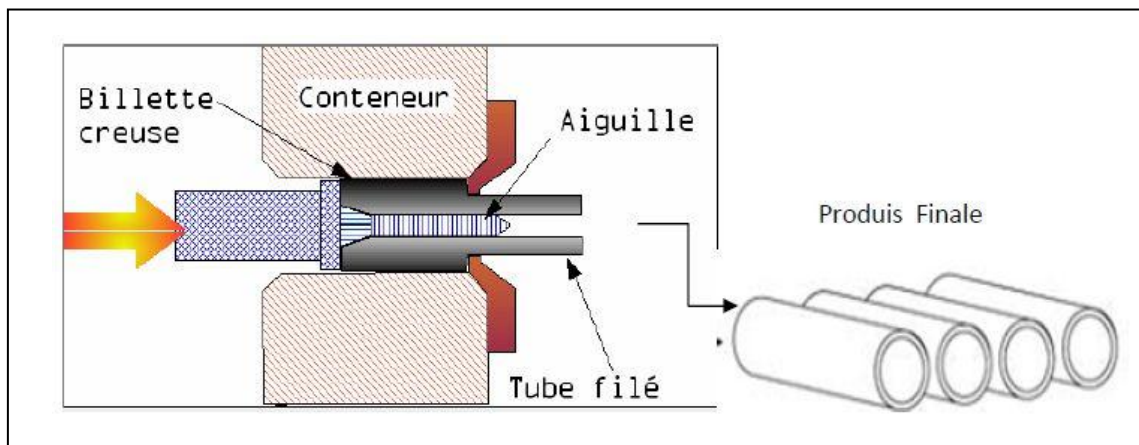


Figure 1.15. Obtention des tubes sans soudure

## V. EVOLUTION DES PIPELINES

En raison de la demande très élevée du gaz et des produits pétroliers et qui risque de doubler d'ici l'année 2025, qui peut passer de 2500 à 4300 milliards de mètres cubes [tableau I.2], les canalisations sur de longues distances sont des moyens sûrs et économiques pour le transport du gaz entre les sites d'exploitation et les points de consommation, qui peuvent être parfois séparés par plus de 5000Km [17].

Le tableau 1.2 montre la consommation et la production entre 1973 et 2001 avec une prévision de 2001 jusqu'à 2025. [17, 18]

Tableau 1.2. Données sur la consommation et la production mondiale de gaz naturel

	1973			2001 p			Croissance consommation 1973 - 2001	Estimation croissance consommation 2001 - 2025
	Cons.	%	Prod.	Cons.	%	Prod.		
<b>Europe de l'est/Ex Union soviétique</b>	222	23,0	22	502	48,6	600	280	651
<b>Amérique du Nord</b>	562	28,8	575	623	23,2	645	61	538
<b>Asie en voie de développement</b>	16	1,4	17	249	8,3	210	233	396
<b>Europe de l'Ouest</b>	135	9,7	125	403	22,4	246	268	340
<b>Amérique Centrale et du Sud</b>	22	9,8	22	85	18,8	87	63	226
<b>Monde</b>	980	16,2	999	2120	21,12	2139	905	2151

**Unités :** [million de tep]=[milliard de m3]  
**p :** provisoire  
**% :** part de la consommation du gaz naturel dans la consommation totale d'énergie.  
**1973-2001 :** extrait des chiffres clés de l'énergie 2004. Observatoire de l'Energie d'après AIE/OCDE  
**2001-2025 :** d'après [18]

En décembre 2001, Gray [7], est arrivé à conclure que les pipelines d'aujourd'hui sont l'aboutissement des résultats des travaux de plusieurs chercheurs, et qui a permis de donner naissance à une évolution progressive de leurs propriétés chimiques, physiques et mécaniques. Cette évolution tient en grande partie aux conséquences générées par la deuxième guerre mondiale ; elle a aussi pour cause les différents

**CHAPITRE I. TRANSPORT DE GAZ ET DE PETROLE  
& EVOLUTIONS DES MATERIAUX**

événements économiques, des découvertes scientifiques et suite à des catastrophes naturelles ou accidentelles (Tableau 1.3).

Tableau 1.3. Les facteurs qui ont contribuent au développement des pipelines en acier [7]

<b>Dates</b>	<b>Evènements</b>	<b>Réactions de l'industrie</b>
1943	Observation de la transition ductile-fragile dans les aciers au carbone des navires	Introduction de l'énergie de rupture minimale de 20J dans les spécifications des plaques pour navires
1954	La transition ductile-- fragile est considérée pertinente pour les pipelines	TUV introduit l'énergie requise de 34,3J/cm <sup>2</sup> pour les pipelines
1960	Rupture fragile sur 13 km dans un gazoduc NPS30	Développement de l'essai batelle (BDWTT)
1968	Propagation par rupture ductile dans un matériau non fragile supposé résistant aux fissures	Introduction de l'énergie Charpy minimale issue de différents modèles de la rupture
1970	Proposition de construction du gazoduc Alaska / Canada (CAGSL)	Développement centré frénétiquement sur l'acier X80 (551 Mpa) et des résiliences requises à -69°C
1972	Fissuration induite par l'hydrogène dans un pipeline X65-BP à Umm Shaif (E.A.u)	Introduction du test BP (NACE TM -02-84) [Solution B]
1974	Arrêt de fissure imprévu lors d'un essai à échelle réelle, attribué aux gaz riches aux séparations, aux fortes contraintes circonférentielles et aux modèles erronés.	Introduction de stop-fissures (crack arrestors), amélioration de la modélisation de l'arrêt de fissure et révision des idées de laminage pour les pipelines à hautes résistances
1978	Défaillance par fissuration par corrosion sous contrainte dans des pipelines nouvellement installés en Canada et en Australie	Meilleurs contrôle métallurgique (dureté) et amélioration des revêtements externes. Amélioration des protocoles de mise en œuvre
1978	Pénurie du molybdène et augmentation des prix	X70 sans molybdène, ajout de Nb-Cr +TMCP
1988-1989	Augmentation du prix du vanadium à 50 dollars le kilo	Aciers sans vanadium, substitué par du Mo, Cr+TMCP
1990	Développement des réserves en pétrole et gaz en eau profonde et nouveaux pipeline : Oman jusqu'en Inde et la mer Noire	Pipelines DSAW (roulé soudé) de forte épaisseur résistant au flambement sous pression, développé en même temps que les pipelines en aciers à hauts grades de 80 ksi (552 MPa) sans soudure
1997	Besoin de systèmes haute pression pour développement en Arctique	Aciers ultra haute résistance (UTS de 135 ksi = 931,4 MPa) et renforcement des aciers conventionnels
2010	Besoin de caractéristiques plus performantes	Aciers à haut grade X100 X120

**CHAPITRE I. TRANSPORT DE GAZ ET DE PETROLE  
& EVOLUTIONS DES MATERIAUX**

---

Cette évolution est encore beaucoup plus marquante lorsqu'on observe les données chiffrées en termes de pression, de diamètre et de capacité volumique, présentées dans le tableau I.4

Tableau I.4. Evolution des conditions de transport des pipelines [19]

<b>Année</b>	<b>Pression de service (bars)</b>	<b>Diamètre (mm)</b>	<b>Capacité annuelle (millions m<sup>3</sup>)</b>	<b>Perte de pression après 6000 km [%]</b>
<b>1910</b>	2	400	80	49
<b>1930</b>	20	500	650	31
<b>1965</b>	66	900	830	14
<b>1990</b>	80	1420	26000	11
<b>2000</b>	120	1620	52000	8

En 1997 Hulka. [19], a montré que l'augmentation des propriétés mécaniques permet la réduction de l'épaisseur du tube, donc un gain de masse (figure I.16) et cela permet des économies sur l'acier, le transport et le soudage. Par exemple, le surcoût à la production de 10% lors du passage de l'acier de grade X65 (65ksi) à l'acier de grade X80 (80ksi) est largement rentabilisé par le gain de masse de 6%. [20]

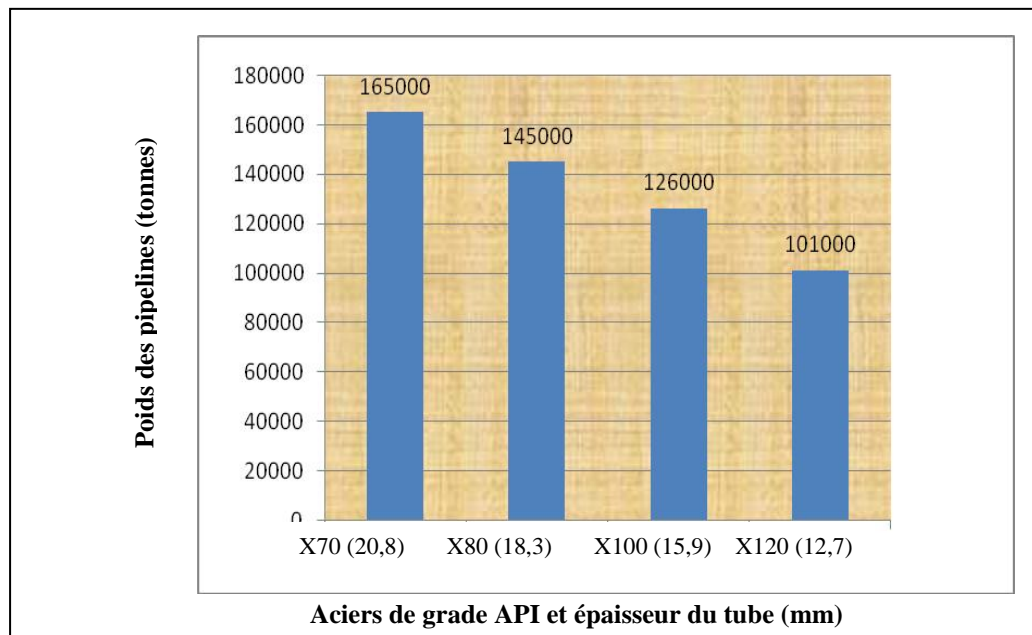


Figure 1.16. Gain de masse lié à l'utilisation des hauts grades pour diamètre donné [21]

La production annuelle des pipelines dans le monde est d'environ huit millions de tonnes. La plus grande partie de ces tubes est composée de matériaux de grade standard, inférieur aux aciers de grade X70. Les grades supérieurs X70 et X80 sont utilisés pour les pipelines sur de longues distances, et les grades X90 et X100 sont en cours d'évaluation [13]. Les développements des aciers X100 et X120 sont en cours [22] et [23]. La recherche sur l'acier de grade X100 a débuté en 1978 et se poursuit jusqu'à nos jours.



La figure 1.17, montre l'évolution des aciers et leurs différents grades dans le temps

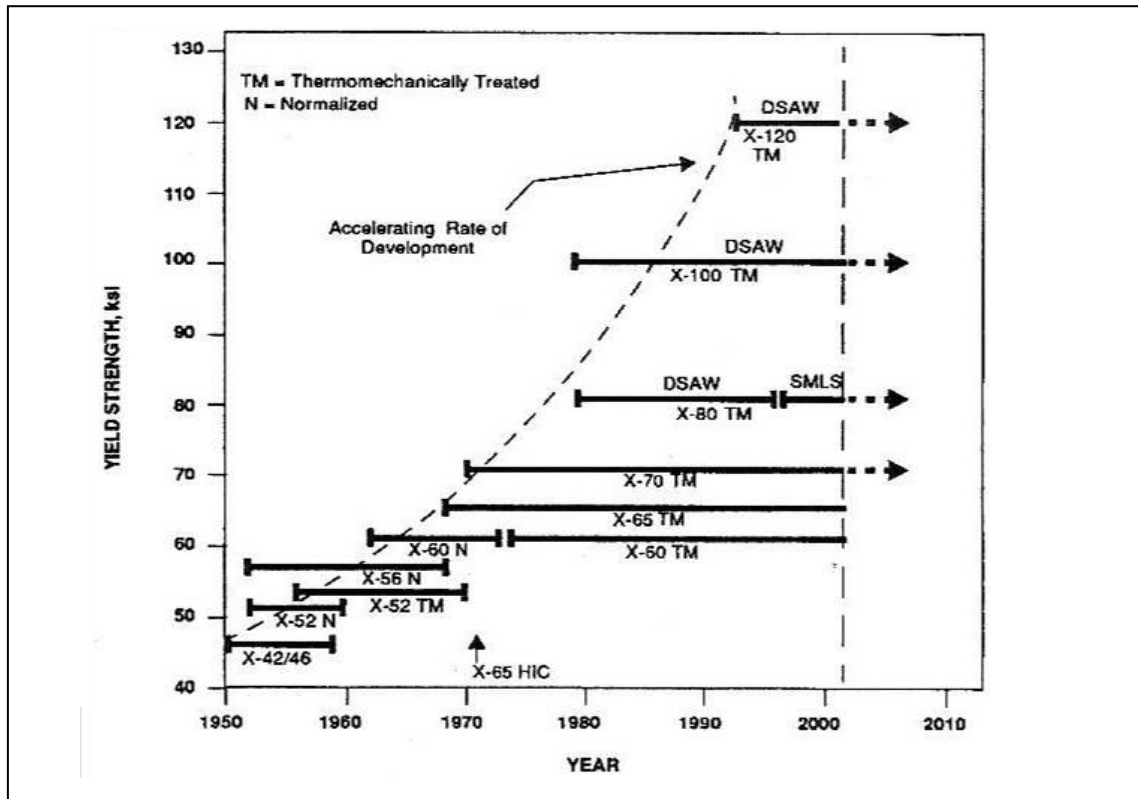


Figure 1.17. Développement des pipelines en acier à haute résistance dans le temps, grade et mise en forme [7]

D'après Lee [24] selon la norme de l'American Petroleum Institute (API), et Zhao [25] pour l'acier de grade X120, le tableau I.5 montre les propriétés mécaniques requises pour les pipelines en acier.

Tableau 1.5. Les pipelines en acier de grade API, [24], d'après [25]

Grade (>,=)	Limite d'élasticité (MPa)	Rm (MPa)	Allongement (%)
API 5L- X65	448	530	24
API 5L- X70	483	566	23
API 5L- X80	551	620	22
API 5L- X100	690	770	25
API 5L - X120 -	951	1024	26,5

Dans une recherche sur cet acier moderne ‘X100’, on rencontre de nombreuses dénominations telles que les aciers ‘HY’, ‘HSLA’ et ‘TMCP’.

L’HY (High Yield strength) est un acier à base de carbone trempé et revenu, allié avec du Ni, du Mo et du Cr. Il a été massivement utilisé par la construction de bateaux pour la marine, puis remplacé par les aciers à base de carbone HSLA (High Strength Low Alloy) contenant du cuivre (HSLA80 et 100), plus soudables [26]. Le cuivre est le principal durcissant dans cet acier, à l’opposé des HY où le carbone était utilisé comme élément de durcissement de la martensite [27]. Ce sont des aciers multi phases contenant de la ferrite polygonale et une seconde phase de bainite et/ou de martensite avec de fins précipités de cuivre [28].

Les aciers TMCP (Thermo Mechanical Controlled Processing) [29] sont les matériaux des pipelines modernes, car ils possèdent de meilleures propriétés mécaniques que leurs prédécesseurs et ils sont moins coûteux que les aciers trempés revenus. L’amélioration des propriétés mécaniques des aciers est due à l’obtention d’une microstructure fine qui résulte de la mise au point de la composition chimique et du traitement thermomécanique.

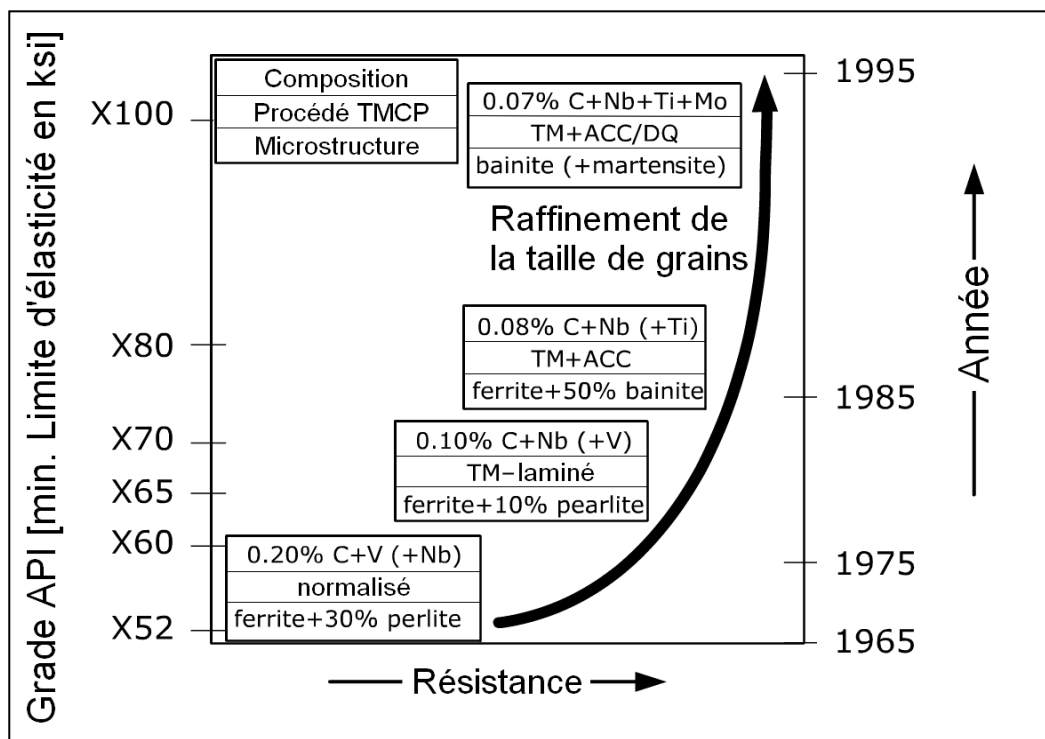


Figure 1.18. Développement des pipelines (composition, procédé TMCP, microstructure, API grade) [30]

## **VI. FACTEURS METALLURGIQUES - PROPRIETES DES TUBES**

Depuis plus de 25 ans, les industries de la métallurgie et de la sidérurgie développent de nouveaux types d'aciers, appelés Aciers à Haute limite d'Elasticité (acier HLE), afin de diminuer le prix de revient des pipelines. Ces métaux, qui possèdent de bonnes propriétés mécaniques (Tableau I.6), permettent de diminuer l'épaisseur des pipelines, donc de minimiser la quantité de matériau nécessaire à leur élaboration. Le coût de fabrication d'un pipeline étant essentiellement déterminé par cette quantité, l'usage d'aciers HLE permet de réaliser de fortes économies.

Les quatre tableaux suivant reflètent la composition chimique et les caractéristiques mécaniques de l'acier type API 5L, tubes de conduite PSL1 et PSL2 :

Tableau 1.6. Composition chimique % (Tubes de conduite PSL1 soudés) [31].

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

Tableau I.7. Composition chimique % (Tubes de conduite PSL2 soudés) [31].

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

Tableau 1.8. Caractéristiques mécaniques (Tubes de conduite PSL1) [31]

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

Tableau 1.9. Caractéristiques mécaniques (Tubes de conduite PSL2) [31]

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

On distingue les éléments d'addition à effet durcissant la ferrite. Les éléments les plus efficaces sont ceux que l'on cherche à diminuer pour des raisons de soudabilité (carbone) ou d'amélioration des caractéristiques de résilience (phosphore, carbone, ...etc.) (Figure I.19) et (Figure I.20). Afin de ne pas rendre l'acier sensible au vieillissement et de détériorer ainsi les propriétés de résilience, l'azote est toujours présent sous une forme de combinaison. Par contre, le manganèse est le seul élément d'addition qui soit alors favorable, mais avec un effet durcissant très limité.

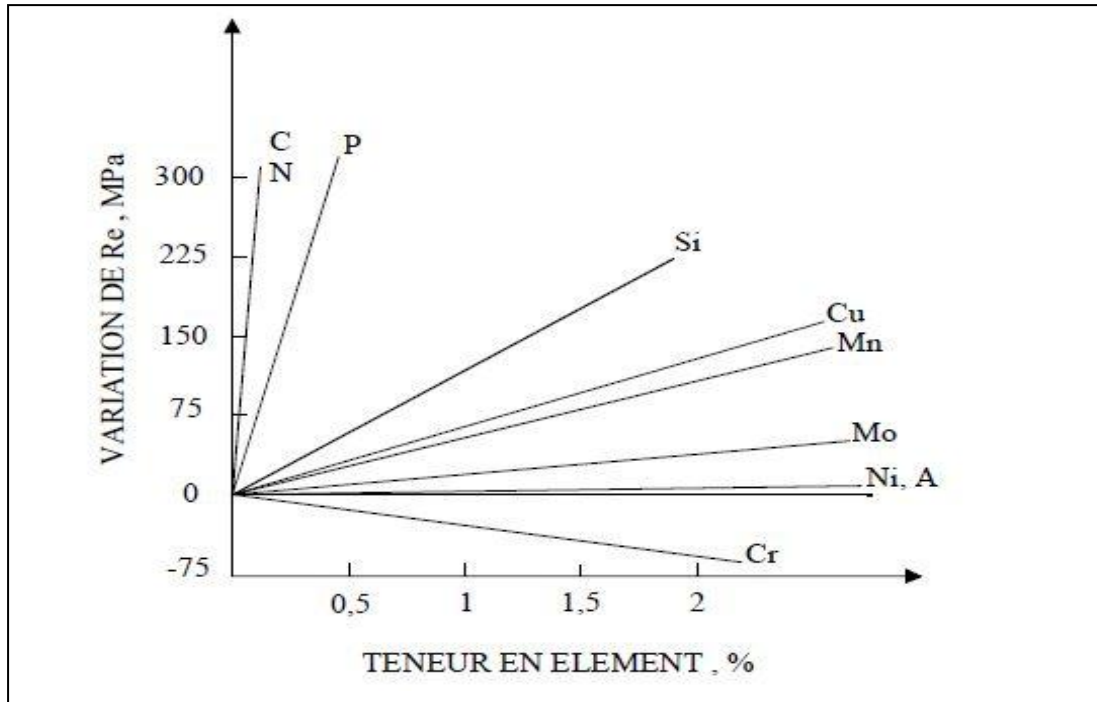


Figure 1.19. Durcissement par solution solide [32, 33]

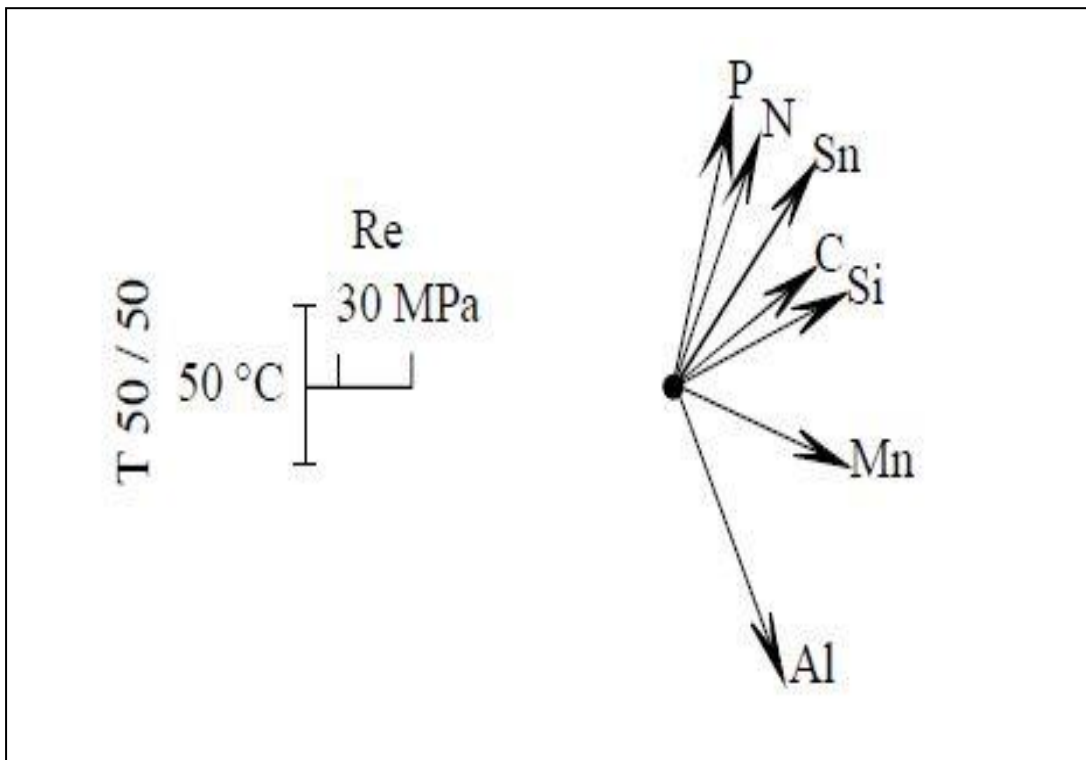


Figure 1.20. Influence des éléments sur  $R_e$  et  $T_{50/50}$  [32,33]

L'une des méthodes d'obtention d'une combinaison de haute résistance, de bonne ductilité et soudabilité des aciers est l'affinement du grain ferritique. L'augmentation des caractéristiques de traction et en particulier la limite d'élasticité  $R_e$  par l'affinement du grain ferritique était souvent démontrée (figure I.21).

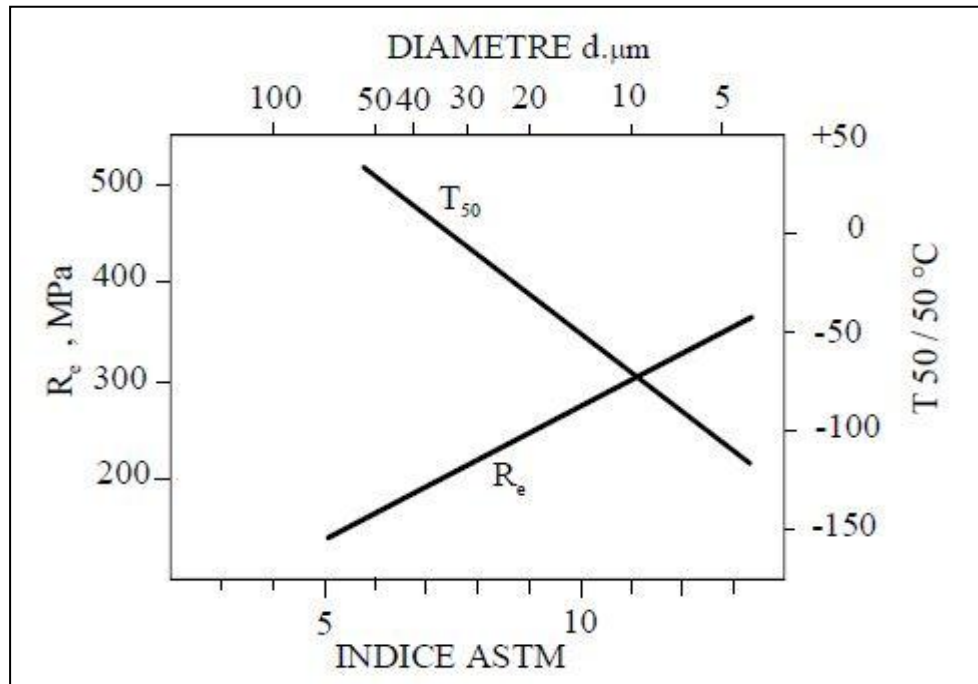


Figure 1. 21. Influence de la taille du grain  $\alpha$  sur  $R_e$  et  $T_{50/50}$   
(Acier : 0,1 % C – 0,5 % Mn – 0,2 % Si – 0,006 % N). [33, 34]

L'intérêt du grain fin dans les aciers des tubes à structure ferrite-perlite est donc double, d'où l'intérêt porté à l'addition d'éléments permettant l'affinage du grain ferritique, donc du grain austénitique de départ. L'affinage du grain est réalisé par l'addition d'éléments formant de fins précipités, lesquels par leur interaction avec des joints de grains austénitiques, empêchent le développement de ces derniers. Les facteurs qui interviennent dans le processus d'affinage du grain sont: les éléments d'alliages susceptibles de former des précipités fins. Les plus utilisés sont Al, Nb, Ti formant des nitrures ou des carbonitrures, agissant suivant leurs teneurs ainsi que les teneurs en N et C et le traitement thermique réalisé.

On note, que l'ensemble de ces facteurs en tenant compte des phénomènes de mise en solution, de précipitation et de coalescence déterminera pour un acier le degré

d'affinage du grain. L'aluminium est l'élément le plus utilisé et le plus simple dans la mesure où il ne forme qu'un nitrure  $AlN$ . La mise en solution s'effectue dans un domaine de température  $900\text{ °C} / 1250\text{ °C}$ , naturellement fonction de N et Al (figure I.22).

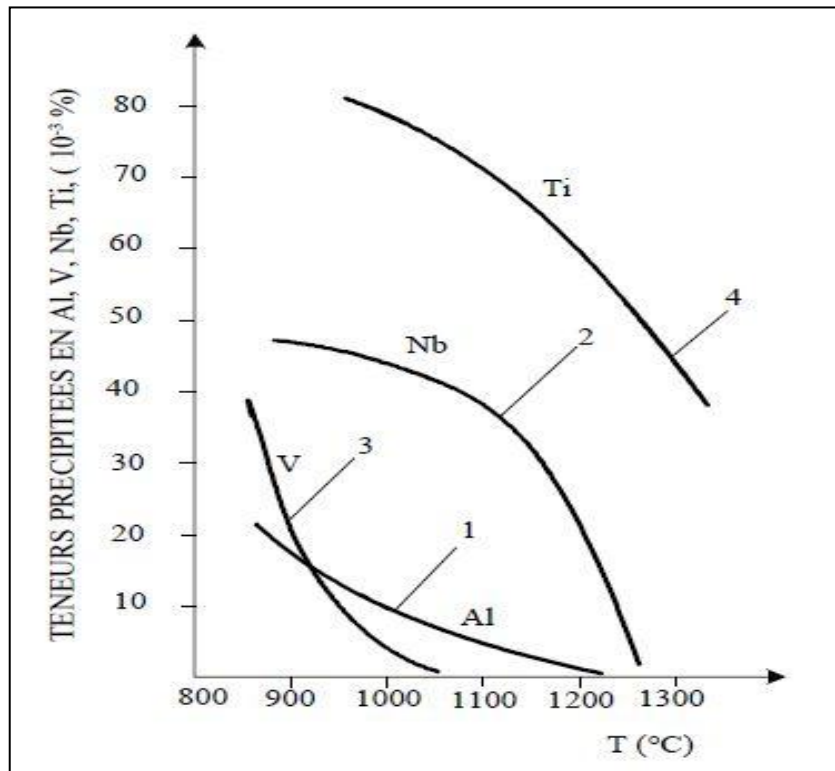


Figure 1.22. Mise en solution des éléments dispersoïdes [33]

Courbe 1 : [35] ; Courbes 2 et 3 : [36] ; Courbe 4 : [37].

La précipitation, sous forme de fins nitrures, se produit soit au cours du laminage, soit au cours du chauffage avant normalisation dans le domaine  $[600 - 700\text{ °C}]$ . Du fait des processus de diffusion qui conduisent à la coalescence des précipités de l' $AlN$ , puis à leur mise en solution (figure 1.23), le grain austénitique ne variera plus alors qu'en fonction des paramètres température et temps.

Dans le cas du niobium, les précipités formés sont des carbonitrures Nb ( $C_x, N_y$ ) dont les teneurs en C et N dépendent de la composition et de la température. La précipitation au refroidissement coïncide avec la transformation  $\gamma-\alpha$ , tandis que la précipitation au cours du chauffage s'effectue dans le domaine  $[600 - 700\text{ °C}]$ . Le niobium peut exercer comme l'aluminium un effet marquant sur l'affinage du grain, et

la taille critique des particules est d'environ 300 Å comme pour l'AlN. Enfin, on constate que l'addition de Al et Nb simultanée est légèrement plus efficace l'addition de Al seul.

Le titane forme deux composés, d'une part, le TiN qui est un précipité extrêmement stable, pratiquement insoluble dans l'austénite, et d'autre part un carbure TiC.

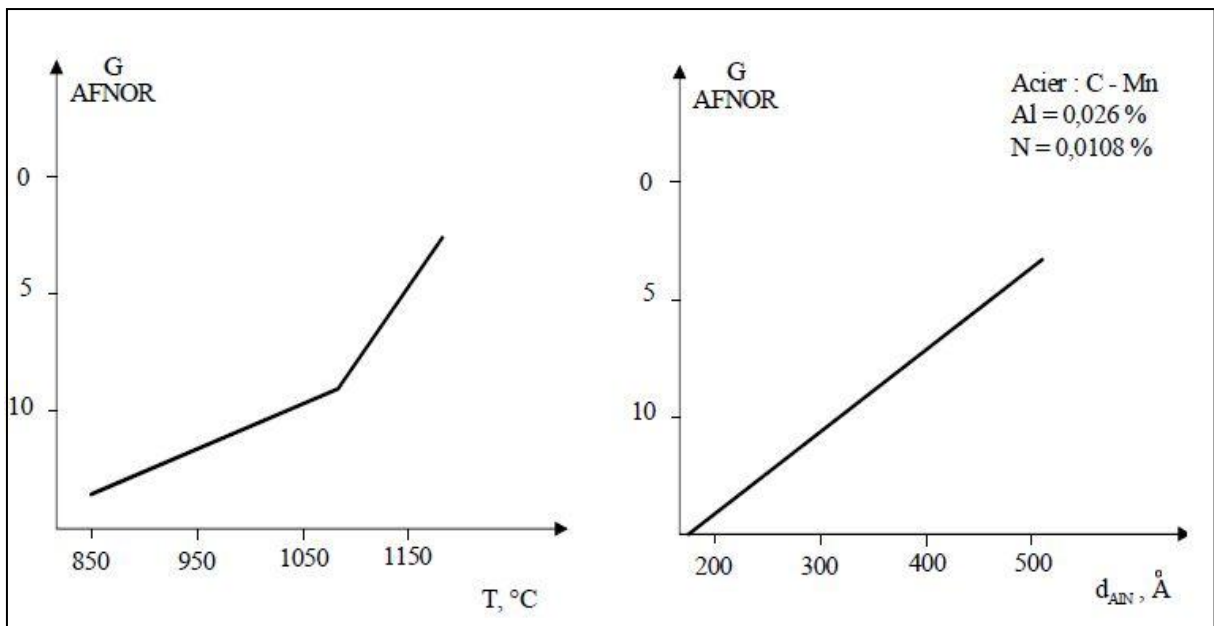


Figure 1.23 : Evolution du grain avec la température et la taille des précipités de l'AlN [33, 38].

Le titane non piégé par l'azote forme un carbo-nitride riche en carbone de diamètre environ 200 Å, qui se dissout dans l'austénite jusqu'à 1300 °C environ (figure I.23). Ce "carbure" est responsable du contrôle de la croissance du grain  $\gamma$ .

L'addition d'un (ou plusieurs) élément (s) tel que Al, Nb, Ti afin d'affiner le grain et d'améliorer les caractéristiques des aciers des tubes est donc indispensable. Le choix de ces éléments et de leur teneur est fonction des facteurs tel que: teneur en azote (élaboration au convertisseur ou au four électrique), du type de traitement thermique et des caractéristiques recherchées.

Certains éléments formant les carbonitrides fins présentent, outre l'effet sur le grain, un rôle important de durcissement par précipitation dans la ferrite. Les plus



utilisés dans la composition chimique des aciers des tubes sont Nb, Ti, V (tableau I.6). L'efficacité durcissante de ces précipités dépend des teneurs en éléments et du traitement thermique. Pour le Niobium, dans le cas d'une normalisation à température voisine de 900 °C, l'accroissement des caractéristiques de traction est faible et l'augmentation de la température de transition également. Si le traitement est effectué à haute température après dissolution de Nb (C, N), soit d'environ 1250 °C, les variations deviennent importantes ~ 100 MPa et 60 °C. Après une opération de trempe et revenu, l'effet du Nb après austénitisation à haute température est encore accentué.

Le vanadium est très employé en tant qu'élément durcissant par précipitation au cours d'un traitement classique. Les carbonitrides de V sont mis totalement en solution à des températures nettement plus basses (figure I.24). Le durcissement se faisant par l'intermédiaire de V (C, N), la présence d'autres éléments métalliques formant nitrides ou carbures peut interférer. La teneur en azote libre est déterminante, surtout à l'état normalisé pour lequel le durcissement est dû à des nitrides de vanadium (figure 1.25). A l'état trempé revenu, le durcissement par le carbo-nitride est important. L'accroissement des caractéristiques de traction peut atteindre 80 MPa pour V = 0,08 % à l'état normalisé. Ceci se traduit par une légère augmentation de la température de transition de résilience. Le Nb et le Ti jouent un rôle particulier pendant (et après) une déformation à chaud, essentiellement le laminage. En effet, ces deux éléments ont pour propriétés de retarder la cristallisation de l'austénite lorsqu'ils sont ajoutés en faible quantité (~0,030 %).

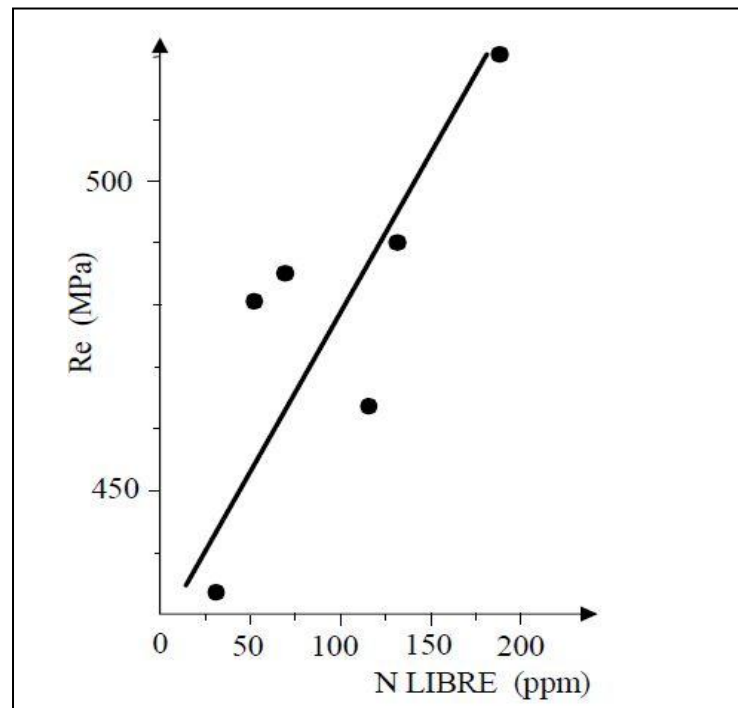


Figure 1.24. Evolution de  $R_e$  avec la teneur en N libre à l'austénitisation.  
Etat normalisé Acier C–Mn–V [33, 39]

L'addition de Nb (ou Ti) a pour effet de conduire : d'une part, à une structure à grains extrêmement fins et déformés jusqu'à  $G = 14$ ; d'autre part, à une certaine précipitation durcissante de carbonitrides se formant au cours et après la déformation, précipitation encore plus complète dans le cas des trains à bandes (au cours du bobinage). Globalement, le paramètre qui reflète le mieux l'influence du laminage sur le grain, donc sur les caractéristiques de traction, est la température de fin de laminage (figure I.25). Dans les aciers des tubes, on utilise aussi la combinaison Nb – V. Le niobium exerce alors un rôle d'affinant lié au cycle de laminage et également un effet de durcissement de précipitation, alors que le vanadium ne fait qu'ajouter au durcissement de précipitation. Un élément d'addition qui apparaît également dans certains aciers des tubes est le molybdène, lequel exerce un double rôle: il conduit à l'apparition de structures aciculaires à propriétés mécaniques plus élevées et exerce un effet synergétique avec le V et le Nb dans le durcissement par précipitation des carbonitrides.

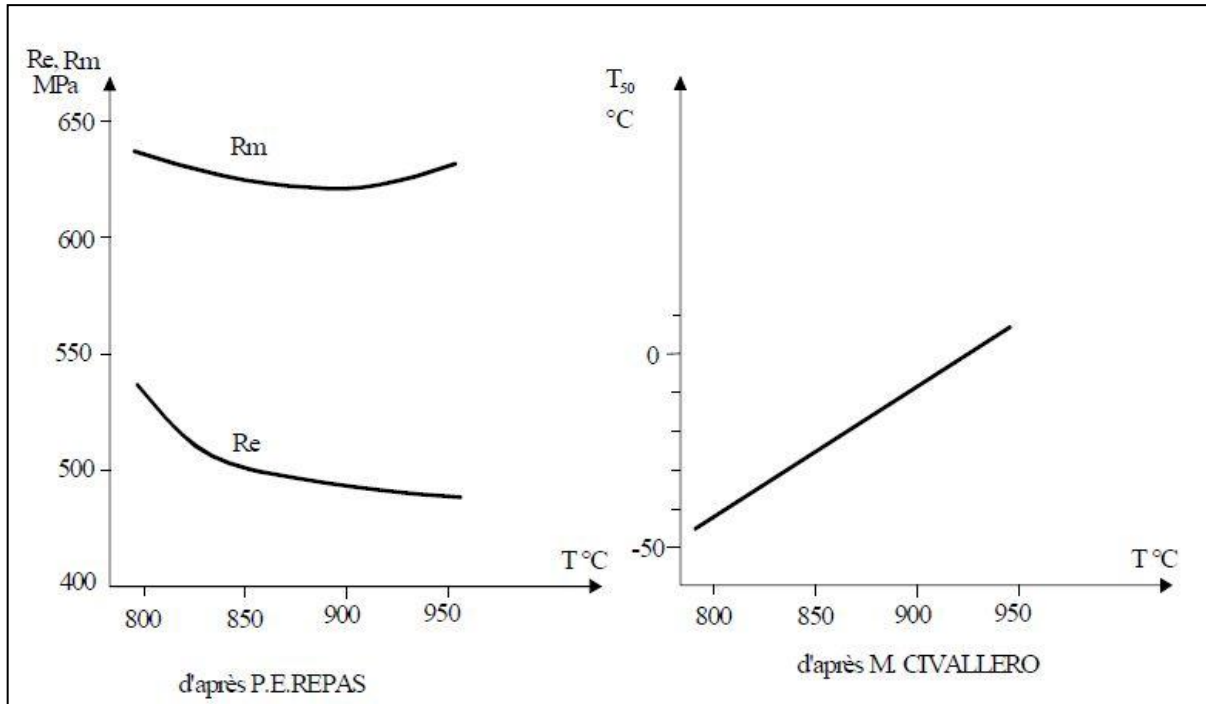


Figure 1.25. Influence de la température de fin de laminage sur les caractéristiques mécaniques [33, 37, 40]

La trempabilité d'un acier est son aptitude à accroître sa dureté sous l'effet de la trempe. La pénétration de trempe est déterminée par la vitesse critique de refroidissement. Elle est d'autant plus élevée que la vitesse critique de trempe est plus faible, c'est-à-dire la stabilité de l'austénite surfusionnée est plus faible. Elle est fortement accrue par le manganèse, le chrome, le molybdène et les petites additions de bore (0,003 à 0,005%). Elle est fortement augmentée par l'addition simultanée de plusieurs éléments d'alliage.

Le rôle des éléments gammagènes (Mn, Ni) diminue notablement les températures de transformation et déplacent les diagrammes en refroidissement continu vers les vitesses lentes. Le manganèse en particulier a un rôle très important sur la vitesse critique martensitique. L'effet premier des éléments carburigènes (Cr, Mo) est d'augmenter la trempabilité et tout particulièrement pour le molybdène d'accroître la stabilité du domaine bainitique, en retardant la germination de la ferrite. De plus, ces éléments forment au cours du revenu des carbures mixtes avec le fer. Lesquels ont pour effet de modifier sensiblement la cinétique de l'adoucissement dans le cas du

molybdène (figure 1.26). L'addition de ces éléments, éventuellement allié au vanadium permet de diminuer notablement la teneur en carbone. Le bore ajouté en quantité très faible (0,001 à 0,005%) augmente la trempabilité de façon importante, surtout pour les aciers à basse teneur en carbone et au niveau du nez de la ferrite (figure I.28).

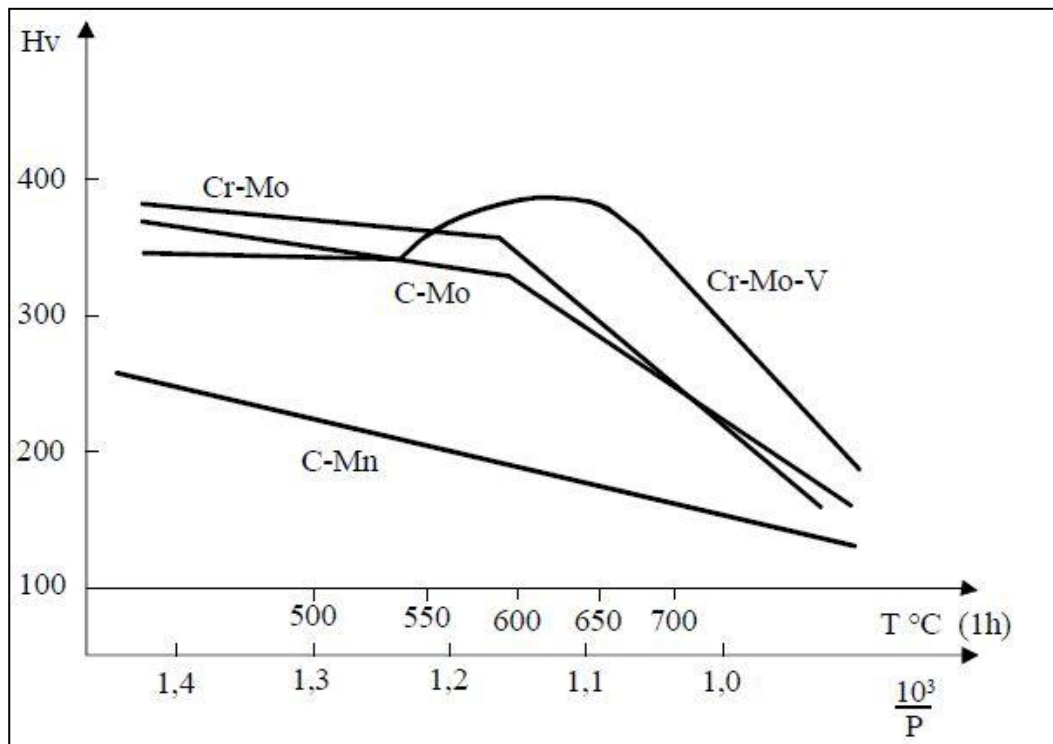


Figure 1.26. Influence de Cr-Mo-V sur l'adoucissement au revenu [33, 35]

H : énergie d'activation

P : paramètre de revenu

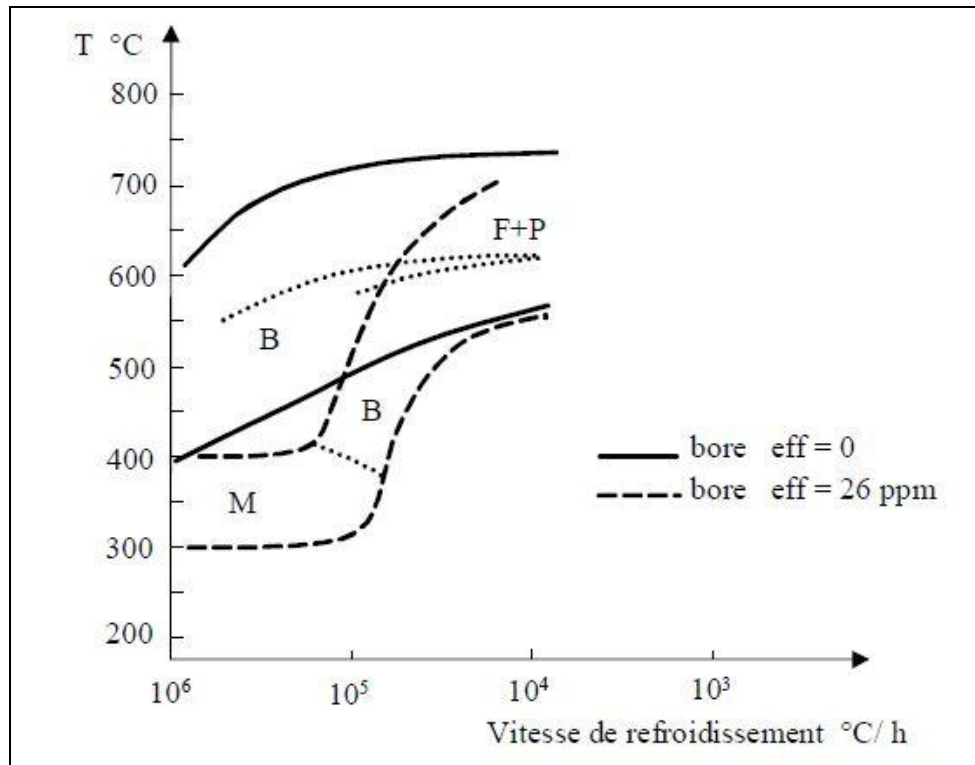


Figure 1.27. Influence du bore sur la trempabilité [33]

#### VII.1. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE SUR LES PROPRIETES DES ACIERS DES TUBES :

Les principaux modes de traitements thermiques qui modifient de diverses manières les propriétés des aciers sont : le recuit, la normalisation, la trempe, le revenu et le vieillissement.

La normalisation provoque la recristallisation de l'acier et affine donc la structure à gros grains obtenue par coulée ou laminage. La normalisation des aciers des tubes après le laminage à chaud renforce leur résistance à la rupture fragile, ce qui est caractérisé par la baisse du seuil de rupture à froid et l'augmentation de la quantité de travail absorbé par la progression d'une fissure. La normalisation suivie de recuit d'adoucissement (600 à 650 °C) est appliquée souvent au lieu du recuit complet pour corriger la structure des aciers.

Sous l'effet de la trempe, les aciers des tubes ont l'aptitude d'accroître leur dureté. La trempe n'est pas un traitement thermique définitif. Pour diminuer la fragilité, les contraintes qu'elle produit et pour obtenir des propriétés mécaniques imposées, l'acier trempé subit le revenu. Pendant la trempe, le refroidissement peut produire des

défauts tels que tapures, déformations, gauchissement et contraintes de traction résiduelles élevées dans les couches superficielles. Les méthodes modernes de refroidissement prévoient l'emploi des mélanges d'eau et d'air amené sous pression par des tuyères. En modifiant la projection d'eau dans le mélange, ainsi que sa pression, on peut obtenir des vitesses de refroidissement variées, depuis celle qui correspond à l'air jusqu'à des valeurs dépassant sensiblement la vitesse de refroidissement dans l'eau.

Le revenu supprime les contraintes internes dues à la trempe. Cette suppression des contraintes est d'autant plus élevée que la température de revenu est plus élevée.

L'affaiblissement des contraintes internes est le plus intense lorsque le maintien atteint 15 à 30 mn à 550 °C. Après un maintien de 1 h 30 mn, les contraintes décroissent jusqu'à une valeur minimale susceptible d'être obtenue par le revenu à la température considérée. Après un revenu à 500 ou 650 °C, les aciers susceptibles de fragilité de revenu réversible sont refroidis rapidement. Le revenu à haute température (500 à 680 °C) donne aux aciers des tubes la structure de sorbite de revenu. Il crée un meilleur rapport entre la résistance et la ductilité de l'acier. La trempe suivie de revenu à haute température améliore, par rapport à l'état normalisé ou recuit, les limites de rupture et d'élasticité, la striction et surtout la résilience. Les propriétés mécaniques des tôles et des tubes dépendent des paramètres du régime de laminage et celui du traitement thermique. L'expérience confirme qu'il est possible de combiner les opérations de déformation plastique à chaud et de traitement thermique.

L'influence la plus favorable sur les caractéristiques de plasticité et sur l'abaissement de la tendance de l'acier à la rupture fragile s'avère le traitement thermique à haute température. Ce traitement prévoit un refroidissement brusque, directement après la fin des déformations à chaud ou après un maintien règlementé lors d'un recuit.

## **VII.2 INFLUENCE DU FORMAGE DES TUBES SUR LES PROPRIETES MECANIQUES**

Durant le formage des tubes, les tôles sont soumises à une série de compression et d'extension. Les propriétés mécaniques des tubes sont donc différentes de celles des tôles. La limite d'élasticité dépend directement du traitement par l'effet de

Bauschinger. Leur influence simultanément donne le signe positif ou négatif du changement des propriétés. La majorité des aciers des tubes de classe ferrito-perlitique ont une "dent d'écoulement" sur la courbe contrainte-déformation obtenue par l'essai de traction des éprouvettes standards (figure I.28) et par conséquent ces aciers sont très sensibles à l'effet de Bauschinger. L'avantage d'utiliser des aciers de classe Mn-Mo-Nb est la régularité et la continuité de l'allure de la courbe contrainte-déformation et l'augmentation de la limite d'élasticité, c'est-à-dire la tôle peut avoir une limite d'élasticité inférieure à la limite d'élasticité normative de l'acier. D'autre part, la résilience dépend aussi des cycles de déformation durant le formage des tubes. Les propriétés mécaniques des tôles varient sensiblement en fonction des moyens de production (pour une même composition chimique de l'acier). Les variations ultérieures se produisent durant la fabrication des tubes.

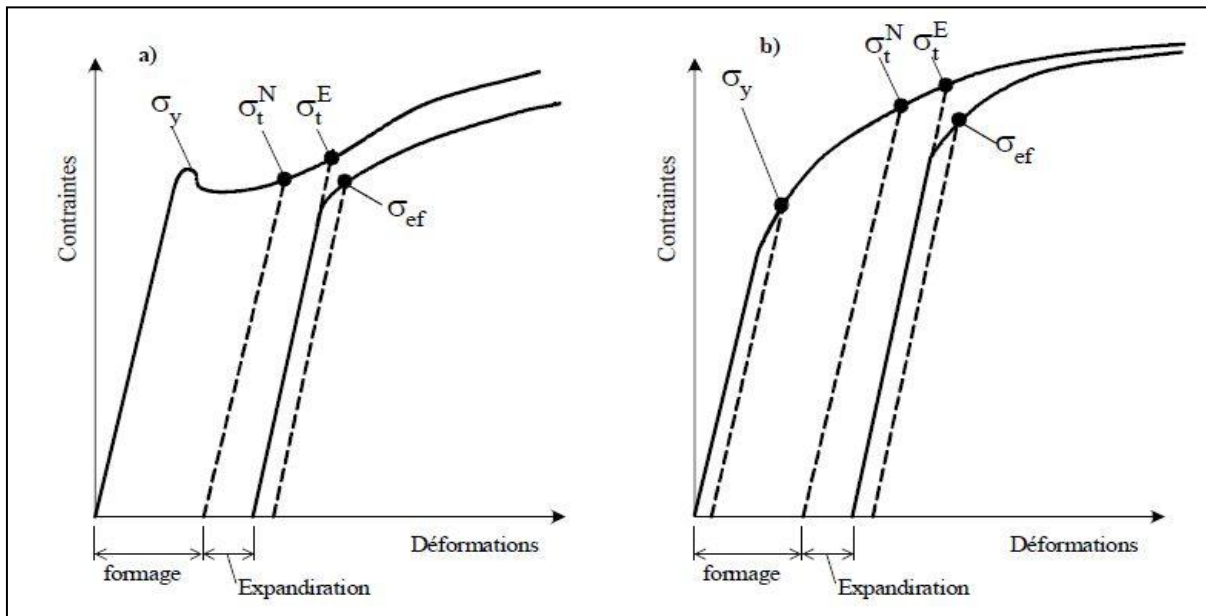


Figure 1.28. Courbe d'élasticité pour diverses classes d'aciers des tubes [33].

a) acier à basse perlite

b) acier avec ferrite aciculaire (Mn-Mo-Nb)

$\sigma_y$ : Limite d'écoulement de la tôle

$\sigma_t^N$ : Limite d'écoulement réelle d'un tube non expansé

$\sigma_t^E$ : Limite réelle d'écoulement d'un tube expansé

$\sigma_{ef}$ : Limite d'écoulement effective d'un tube expansé

$\sigma_t^N - \sigma_{ef}$ : Perte de la valeur de la limite d'écoulement à cause de l'effet de Bauschinger.

On observe actuellement un accroissement général des exigences sur les caractéristiques métallurgiques et mécaniques des tubes destinés à la construction des pipelines. Telle que l'augmentation du niveau de résilience pour accroître la garantie de tenue à la rupture fragile, la diminution des températures d'essai de résilience pour une utilisation dans les conditions climatiques sévères et la diminution de la valeur du carbone équivalent pour garantir de meilleures conditions de mise en oeuvre. Sur le plan théorique pour l'élaboration de nouveaux aciers des tubes, on part de la possibilité de gérer les propriétés des aciers par l'affinage maximal de leur structure et superstructure dans le laminage contrôlé suivi d'un refroidissement accéléré et commandé. A cela, s'ajoute l'amélioration de la technologie et le développement des tubes en acier amélioré par traitement thermique. Ainsi l'amélioration des propriétés mécaniques des tubes et de leur indice économique nécessite la résolution d'un ensemble de problème, y compris la réduction des dépenses en éléments d'alliages rares.

## **VIII. ANALYSE TENDANCIELLE DES AMELIORATIONS DES ACIERS DES PIPELINES**

### **VIII.1. EVOLUTION DES DIMENSIONS DES TUBES ET DES CONDUITES**

L'amélioration de l'efficacité du transport par canalisation est possible par l'accroissement de la capacité de transport en augmentant les diamètres des conduites, la pression de service, par le refroidissement du gaz transporté, la diminution de la rugosité de la surface interne des tubes et enfin par l'amélioration de la fiabilité de fonctionnement.

De nombreuses études montrent que les facteurs ayant une influence maximale sur la capacité portante des gazoducs sont par ordre décroissant : le diamètre, la pression de service, les distances entre les stations de compression, les taux de compression et la température moyenne du gaz transporté. Alors, ce n'est pas par hasard que ces trente dernières années, on était témoin de la construction des gazoducs magistraux de grands diamètres de plus de 1420 mm et le passage de la pression de service de 7,5 MPa à 100 MPa et même 120 MPa. La dépense spécifique en métal des tubes diminue avec l'accroissement du diamètre à la puissance 0,6 et est proportionnelle à



l'augmentation de la limite de rupture des aciers selon le matériau. Si l'on considère qu'actuellement on atteint le diamètre limite des gazoducs (1420 mm), alors la tendance principale pour réaliser une économie de métal est l'amélioration des propriétés mécaniques des aciers des tubes. L'augmentation des caractéristiques de résistance de l'acier seule, permet de garder le niveau actuel des épaisseurs des tubes et éviter les problèmes liés au soudage et au montage de la conduite sur le tracé. D'autre part, l'augmentation de la capacité de transport des gazoducs est réalisable par l'augmentation de la fiabilité structurelle des tubes et leurs joints de soudure. Le passage à la construction des gazoducs pour des pressions plus élevées est réalisable par la conception des tubes à construction spéciale : tubes à parois épaisses, à multicouches et à bandage.

Il ressort cependant, qu'avec l'organisation de la production en masse des aciers modernes de laminage contrôlé pour la fabrication des tubes, l'intérêt des tubes de construction spéciale a brusquement chuté. Il semble que dans l'avenir proche, il ne faut pas s'attendre à des constructions nouvelles de tubes, vu que les paramètres réels des pipelines sont déjà proches de leur valeur optimale. Cependant, le développement de la production des tubes sera déterminé par les indices technico-économiques du transport par canalisation des hydrocarbures et aussi par les réserves de gaz et de pétrole qui sont loin d'être inépuisables.

## **VIII.2. EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES MECANIKES DES TUBES**

Le développement des transports à grande distance de quantités importantes d'hydrocarbures a nécessité l'emploi des tubes de grands diamètres, exploités à des pressions plus élevées. Pour éviter d'atteindre des épaisseurs difficiles à souder et faire des économies d'acier, on a eu recours à de nouvelles nuances à caractéristiques mécaniques améliorées. C'est ainsi qu'on a vu apparaître les grades X60, X65, X70, X80 et même X100 ainsi très prochainement le grade X120 qui toujours en étude.

Les aciers des tubes peuvent être divisés en deux groupes : aciers au carbone faiblement alliés et aciers à faible teneur en carbone faiblement alliés. Dans le premier groupe on trouve les aciers ferrito-perlitique X42 à X52 (selon API)

renfermant jusqu'à 0,3 % C, 1,6 % Mn, 0,7 % Si. Dans le deuxième groupe on trouve les aciers ferrito–perlitiques faiblement alliés à basse teneur en carbone pour les aciers de grade, X56, X50, X65 et X70 renfermant 0,12 % C, 0,45 % Si, 0,25 % S, 1,9 % Mn, 0,1 % V, 0,1Nb, 0,015 % Al.

Pour les conduites de diamètre supérieur à 1020 mm, destinées à fonctionner sous des pressions élevées, on utilise généralement des tubes en acier de laminage contrôlé. Les propriétés mécaniques des structures ferrito–perlitique peuvent être modifiées, entre autres par l'affinement des grains ferritiques. C'est le seul procédé qui permet d'améliorer à la fois les caractéristiques de traction  $R_e$  et/ou  $R$  et la température de transition TK. L'objectif est l'obtention d'une structure ferrito–perlitique à grains fin des produits plats laminés.

Ces dernières années le laminage contrôlé a été complété par le refroidissement accéléré par arrosage à l'eau afin d'améliorer les caractéristiques mécaniques des tôles. Cela a permis d'accroître la résistance de l'acier de laminage contrôlé, jusqu'à 700 MPa, sans modifier pratiquement la ténacité à la rupture et la tenue au froid. A des vitesses de refroidissement suffisamment élevées, les éléments perlitiques de la structure sont remplacés par une structure bénitique. Dans les aciers ferritiques, de telles vitesses font augmenter la quantité de bénite à basse teneur en carbone. Les meilleures améliorations des propriétés mécaniques sont réalisables dans les aciers de classe bénitique à teneur en carbone particulièrement basse. De tels aciers ont une grande perspective pour l'emploi dans la fabrication des tubes pour la réalisation des gazoducs de grands diamètres et haute pression de service. Des études récentes montrent l'efficacité de l'emploi de l'acier bénitique de composition chimique : 0,03 %C, 0,15 % Si, 1,90 % Mn, 0,04 Ni, 0,02 % Ti, dans la fabrication des tubes de dimensions 1420 x 18,7mm. De tels tubes ont une ténacité élevée à la rupture ductile, à des températures proches de  $-30^\circ \text{C}$ , avec une tenue au froid suffisante et des limites de résistance à la rupture  $\sigma_R = 644\text{MPa}$  et à l'écoulement  $\sigma_{0,2} = 600\text{MPa}$ .

### **VIII.3. EVOLUTION DE LA COMPOSITION CHIMIQUE DES ACIERS DES TUBES :**

Le carbone est un élément d'insertion et fait accroître la teneur en perlite. S'il fait augmenter la résistance des aciers, fait diminuer sa ductilité et dégrade leur soudabilité. Le manganèse agit à la fois par durcissement de solution, augmentation de la quantité de perlite, affinement du grain ferritique, par conséquent, il améliore la ductilité de l'acier dans les limites déterminées. Ses effets positifs sont amplifiés par l'insertion dans l'acier des éléments comme le titane ou le niobium qui dans des concentrations déterminées améliorent la résistance et la ductilité. Comme élément de substitution, le phosphore provoque un durcissement de solution accompagné d'une très forte fragilisation. L'azote est un élément d'insertion, exerçant une influence néfaste sur la température de transition. Cet effet est neutralisé par la présence d'aluminium, qui en se combinant avec l'azote forme un nitrure.

Mais, d'autre part la précipitation sous forme de nitrures fins, qui se produit au cours du laminage, ou bien au cours du chauffage avant normalisation dans le domaine des températures allant de 600°C à 700°C, affine par la suite les grains qui y sont issus.

La réduction de la teneur en soufre dans les aciers de laminage contrôlé de 0,05 à 0,004% fait augmenter la résilience, selon Charpy, pratiquement de deux fois. Le Niobium, le Vanadium et le Titane forment des précipités durcissant mais affinent également le grain. Ces deux effets s'ajoutent pour améliorer les propriétés de résistance de l'acier, mais ils ont des effets antagonistes en ce qui concerne la température de transition TK.

L'utilisation du Vanadium fait augmenter la résistance des aciers faiblement alliés et améliore leur soudabilité. Par contre, le Niobium est un modificateur d'acier qui améliore le travail de l'acier durant la production et améliore la soudabilité.

Les effets les plus favorables du Niobium apparaissent à de faibles teneurs (0,02 à 0,03%), particulièrement lorsqu'il est combiné à l'Aluminium (au voisinage de 0,02%). Dans ce cas, il fait augmenter les caractéristiques de résistance de l'acier sans dégrader sa ductilité. L'Aluminium à la différence des modificateurs comme le Titane,

le Niobium et le Vanadium, ne forment pas de carbides. Les nitrates d'Aluminium contribuent à l'accroissement du grain austénitique et conduit à la formation d'une structure secondaire à grains fins.

La désoxydation par l'Aluminium abaisse la température de transition à l'état fragile, augmente la résistance et améliore la soudabilité des aciers. L'avantage principal de la désoxydation est que dans ce cas le coût de l'acier n'augmente pratiquement pas.

Dans la composition chimique des aciers des tubes, on trouve aussi les métaux rares dont l'influence sur les propriétés des aciers est peu étudiée. Mais, leur influence positive sur la forme des inclusions non métalliques et sur la soudabilité des aciers est sans doute. Le Nickel affine le grain et améliore la température de transition TK de la résilience. Le Chrome a une action bénéfique sur la résistance à la corrosion et c'est aussi un élément de substitution qui adoucit la ferrite dans laquelle il entre en solution, mais augmente la quantité de perlite. Le Molybdène a une influence favorable après revenu à basses températures ( $\leq 600^{\circ}\text{C}$ ). Il améliore la limite d'élasticité et la température de transition. L'un des problèmes les plus importants pour l'intégrité des gazoducs, est la résistance à la fissuration par hydrogène. C'est pourquoi, les efforts doivent être faits vers la réduction de la teneur en soufre dans les aciers des tubes et au contrôle de la morphologie des inclusions résiduelles.

## IX. OBSERVATION METALLOGRAPHIQUE DES DIFFERENTS ACIERS :

### IX.1. MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X42

Pour l'acier 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 1.29). Il composé (c : 0,28max), (Mn : 1,30max), (P : 0,03max), (S : 0,03max)...

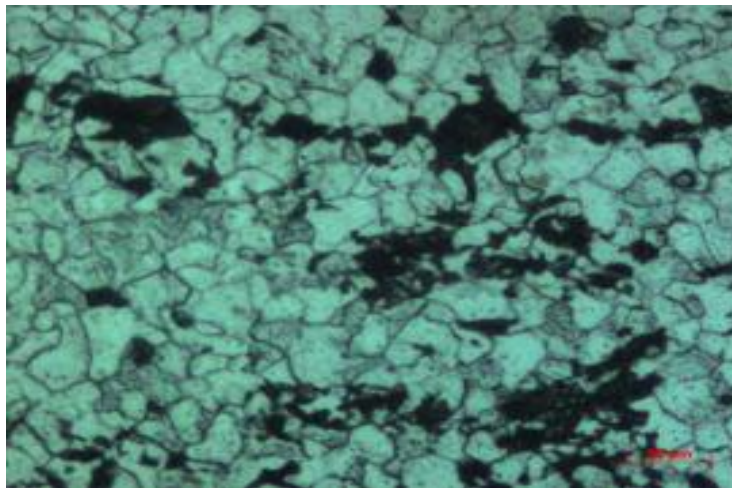


Figure 1.29. Microstructure de l'acier X42 [41]

### IX.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 1.30 et 1.31.

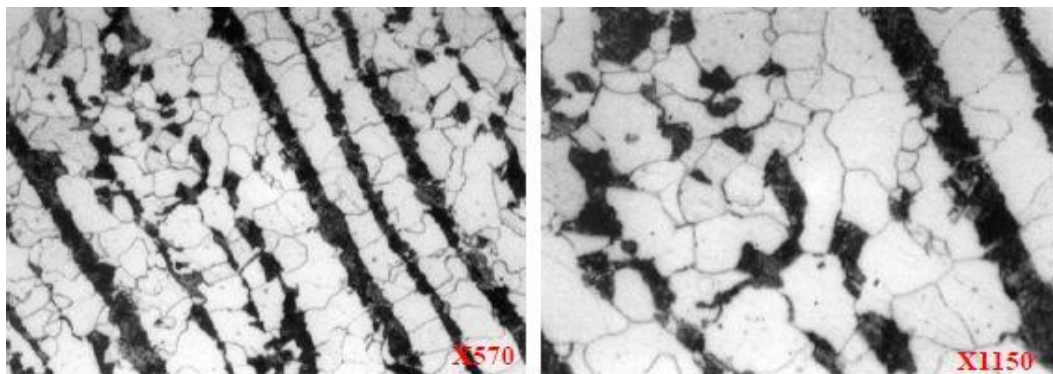


Figure 1.30. Microstructure de l'acier API 5L X52, analyse longitudinale, avec un grossissement de X570 et de X1150 [42].

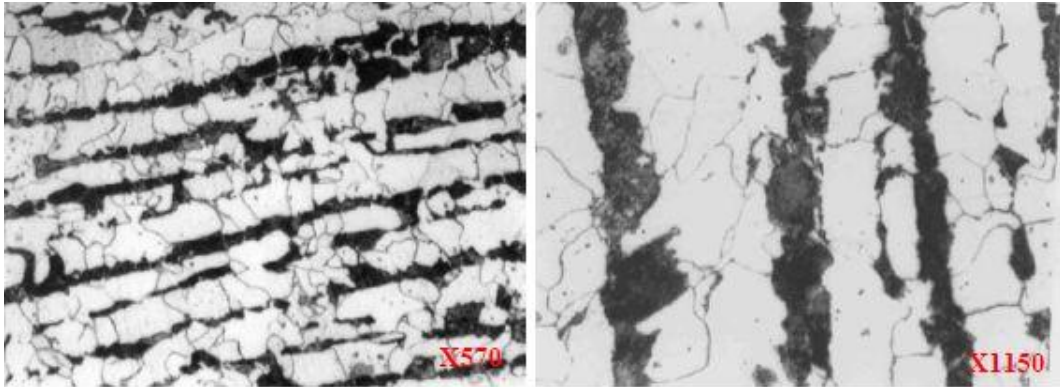


Figure 1.31. Microstructure de l'acier API 5L X52, analyse transversale, avec un grossissement de X570 et de X1150 [42]

L'analyse micrographique montre que la tôle, servant à la fabrication de ce tuyau, est laminée dans ses deux directions (longitudinal et transverse). Les taux de laminage dans les deux sens peuvent être différents.

En effet, 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.

### **IX.3. MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X60**

La microstructure de l'acier X60 dans l'état brut après le laminage et après le traitement thermique effectué dans le laboratoire est présentée sur la figure 1.32 et 1.36

Dans l'état brut, 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  $8\mu\text{m}$ .

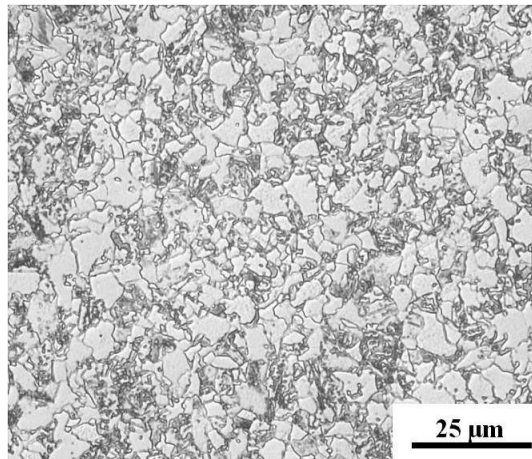


Figure 1.32. Microstructure des échantillons de l'acier API 5L X60 (après le laminage) [43].

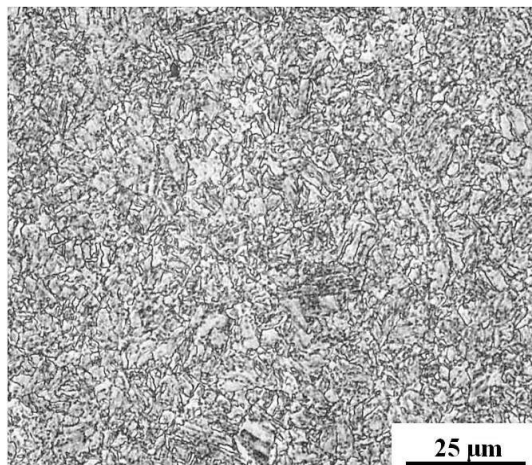


Figure 1.33. Microstructure des échantillons de l'acier API 5L X60 (après le traitement thermique), coupe dans le sens longitudinal [43].

#### IX.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 11μm. La proportion de perlite est relativement élevée malgré la faible teneur en carbone.

Ceci est dû essentiellement à l'addition d'éléments gammagènes tels que le manganèse. La figure I.34 montre une forte ségrégation due à la faible vitesse de refroidissement en fin de laminage (refroidissement à l'air).

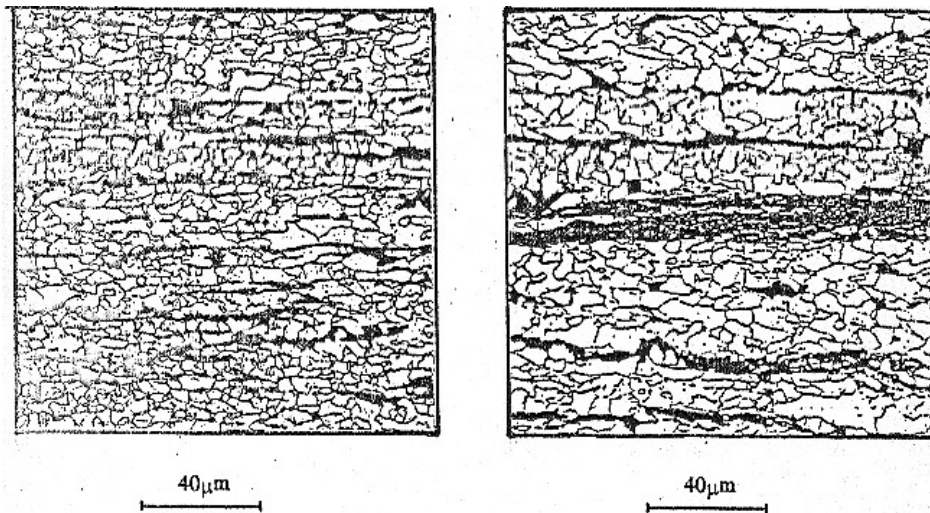


Figure 1.34. Microstructure de l'acier API 5L X65 Sens travers du laminage [44]

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.

#### IX.5. MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X70

Les aciers de type X60, X65, X70 présentent une microstructure de type ferrito-perlitique. 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.

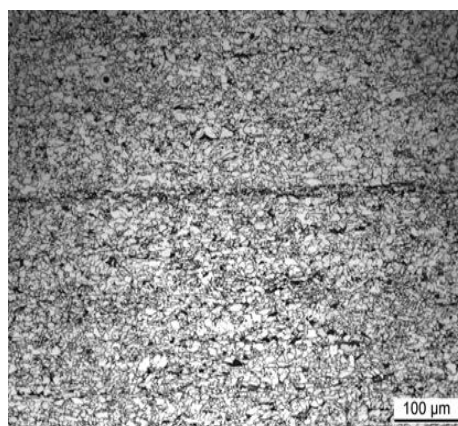


Figure 1.35. Microstructure ferrito-perlitique de l'acier API 5L X70, plan LT [43].



### **IX.6. MICROSTRUCTURE DE L'ACIER API 5L X80**

Ceux-ci ont été polis mécaniquement jusqu'au grade 1  $\mu\text{m}$ , puis attaqués pendant 7 secondes dans une solution de Nital à 4 % (solution d'éthanol avec 4 % volumique d'acide nitrique) à température ambiante. Les observations (microscopie optique et MEB) révèlent que l'acier X80 est ferrito-perlitique (Figure 1.36) 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  $\mu\text{m}$  à environ 20  $\mu\text{m}$ . 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).

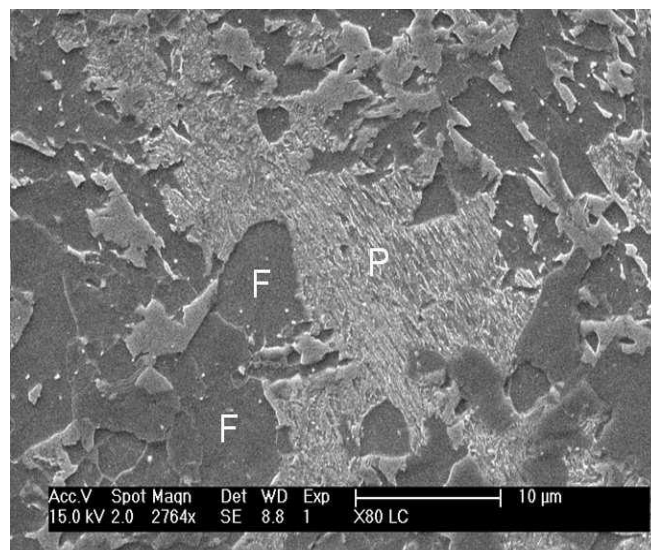


Figure 1.36. La microstructure de l'acier API 5L X80, pris dans le cœur de la tôle, dans le plan d'observation TL. Les grains de ferrite sont notés F et la perlite P [45].

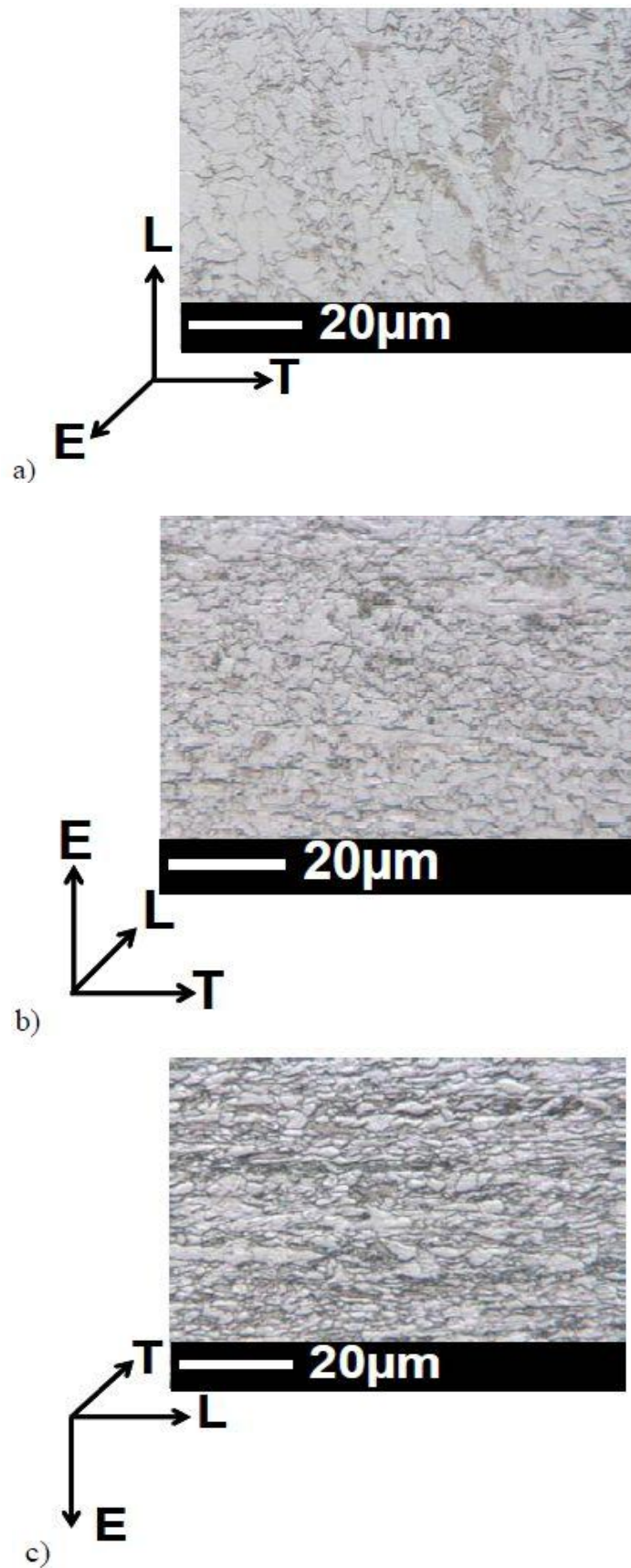


Figure 1.37. Observations en microscopie optique de la peau de la tôle perpendiculairement à l'épaisseur(a), sens longitudinal(b) sens transversale (c) [45]

**REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE CHAPITRE I**

- [1] A. Pineau (2009) "Intégrité mécanique des pipelines et gazoducs : enjeux scientifiques et techniques". Séminaire International sur les Technologies Mécaniques : SITEM 09, Tlemcen 05 et 06 Décembre 2009.
- [2] <http://www.universalis.fr/encyclopedie/petrole-le-transport/7-le-transport-du-petrole-par-pipeline/> date d'accès 10-05-2013
- [3] F Aggoune (2010), thèse de magister, " Evaluation de l'endommagement des tubes dans leurs conditions d'exploitation." Université MENTOURI Constantine, Algérie 2010
- [4] M. Kutz (2001), Handbook of materials selection, ed. John Wiley & Sons, Inc., 2001.
- [5] O. Reepmeyer (2003), W. Schuetz, A. Liessem, F. Grimpe, V. Heavy. "X70 DSAW pipe for tension leg application", Proceedings of The Thirteenth (2003) International Offshore and Polar Engineering Conference, Honolulu, Hawaii, USA, May 25–30, 2003
- [6] I. Takeuchi (2002) J. Fujino, A. Yamamoto, S. Okaguchi, Prospect of High Grade Steel Pipes for Gas Pipeline, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference held on 7,8 November 2002 in Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 185-202, 2002
- [7] J.M. Gray (2001), Niobium bearing steels in pipeline projects, Niobium Science and Technology, Dec 2 &5, 2001.
- [8] J .Dearden (1940), O'Neill H., A Guide to the Selection and Welding of Low Alloy Structural Steels. Institute of Welding Transactions, pp 203 – 214, 1940
- [9] Y. Ito and K. Bessyo: "Cracking Parameter of High Strength Steels related to heat-affected-zone cracking", Rep. 1, Jour. JWS, vol. 37, 1968, No. 9, 983-991. Rep.2, ibid, vol. 38, 1969, No. 10, 1134 - 1144. IIW Doc. 1X-576-68, 1968
- [10] S. Liu (2002), Critical Concerns of Welding High Strength Steel Pipelines: X-80 and Beyond, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 91-108, 2002
- [11] B. Dixon (1995), K. Hakansson, Effects of Welding Parameters on Weld Zone Toughness and Hardness in 690 MPa Steel, Welding Journal Supplement, 122-132, 1995
- [12] S. Shiga (1981), T. Hatomura, J-I. Kudoh, A. Kamada, K. Hirose et T. Sekine, Development of Large Diameter High Strength Line Pipes for Low Temperature Services, Kawasaki steel technical report No.4, 97-109, 1981
- [13] Hillenbrand (2001), Gras, Kalwa, Development and production of High strength pipeline steels, Proceedings of the International Symposium Niobium, ed. P.J.P. Bordignon, Florida, USA, publications EUROPIPE n°43, 2001

- [14] M. Okatsu, (2002), T. Hoshino, K. Amano, K. Ihara, T. Makino, F. Kawabata, Metallurgical and Mechanical Features of X100 Linepipe Steel, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference held on 7, 8 November, 2002 in Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 263-272, 2002
- [15] H. Asahi, E. Tsuru, S. Ohkita, N. Maryama, K. Koyama, H. Akasaki, M. Murata, H. Miyazaki, T. Hara, H. Morimoto, M. Sugiyama, K. Shinada, Y. Terada, N. Ayakawa, N. Doi, T. Yoshida, Development of Ultra-high-strength Linepipe, X120, NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT No. 90, 82-87, 2004
- [16] Manuel pour le transport et la distribution du gaz, Titre VI : « Matériaux utilisés pour les canalisations de transport et de distribution », Association technique de l'industrie du gaz de France, 1985
- [17] R. Aristotele and L.F. Divi Vito (2004), (CSM S.p.a., Rome), L. Barsanti (SNAM Rete Gas, Milan), Welding X100 steels for gas pipelines, Welding International 2004, 18 (11) 877-882, Selected
- [18] D. Yapp, S.A. Blackman, (2004), Recent Developments in High Productivity Pipeline Welding, J. of the Braz. Soc. Of Mech. Sci. & Eng., Vol. XXVI, NO.1, pages 89-97, 2004
- [19] K. Hulka, (1997), HSLA large diameter pipe plate from standard production to X80/X100, Niobium Information 13/97, 1997
- [20] Bai, Knauf et Hillenbrand, (2000), Materials and Design of high strength pipelines, 9 pages, ISOPE 2000, publications EUROPIPE n°30, 2000
- [21] Hillenbrand, (2004), Liessem, Biermann, Heckmann et Schwinn, Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines, 4th International Conference on Pipeline Technology, Ostend, Belgium, publications EUROPIPE n°49, May, 09-12, 2004
- [22] Y. Wang, (2002), Y. Ke, Y. Shan, M. Zhao, B. Qain, The Research and Development of High Strength Line Pipe in China, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 53-84, 2002
- [23] D. P. Fairchild, (2002), M. L. Macia, S. D. Papka, C. W. Petersen, J. H. Stevens, S. T. Barbas, N. V. Bangaru, J. Y. Koo, M. J. Luton, High Strength Steels - Beyond X80, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 307-322, 2002
- [24] S. Lee, (1995), D. Kwon, Y.K. Lee, O. Kwon, Metall. Mater. Trans., Vol. 26A 1093, 1995
- [25] M. Zhao, (2003), K. Yang, Y. Shan, Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite, Materials Letters 57, 1496-1500, 2003

- [26] R.W. Fonda and G. Spanos, (2000), Microstructural Evolution in Ultra-Low-Carbon Steel Weldments - Part I: Controlled Thermal Cycling and Continuous Cooling Transformation Diagram of the Weld Metal, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31, 2145, 2000
- [27] S.K. Dhua, (2003), D. Mukerjee, And D.S. Sarma, Influence of Thermomechanical Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of HSLA-100 Steel Plates, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34A, 241-253, 2003
- [28] N.J. Kim, (1983), The Physical Metallurgy of HSLA Linepipe Steels. A Review, Journal of Metals, 21-27, 1983
- [29] F. Rivalin (2006), Développement d'aciers pour gazoducs à haute limite d'élasticité et ténacité élevée : mécanique et mécanismes de la rupture ductile à grande vitesse, (voir en particulier l'historique et la rupture ductile dans les pipelines en acier TMCP), Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2006
- [30] F. Heisterkamp and T. Carneiro, (2001), NIOBIUM: Future Possibilities – Technology and the market place, 2001
- [31] American Petroleum Institute, (2004), « API Specification 5L » 42nd ed, Washington, D.C, 2004.
- [32] F.B. Pickering (1975), "high strength, low alloy steels – A decade of progress" Microalloying 75, Washington, October 1975.
- [33] R. Bouzid, (2010), Thèse de doctorat en génie mécanique « Analyse des propriétés et caractéristiques des aciers des tubes et leurs influences sur la fiabilité des gazoducs » Université M'HAMED BOUGARA BOUMERDES 2009-2010.
- [34] K. J. Irvine (1967), F.B. Pickering et T. Gladman, "Grain-redined C-Mn steels." JISI vol 205, 1967.
- [35] G. Pont (1970), Ph. Maynier, J. Dollet et P. Bastien, "contribution à l'étude du molybdène sur l'énergie d'activation de l'adoucissement au revenu." Revue de métallurgie N°10, 1970.
- [36] G. Bernard (1980), R. Bruyere, et M. Grumbach, "Evaluation des aciers à haute résistance pour l'utilisation en chaudronnerie." Revue de métallurgie CIT, Avril 1980.
- [37] M. Civallero (1971) et C. Parrini, "Laminage contrôlé d'aciers à dispersoïdes pour la production des tôles moyennes de forte résistance et ténacité élevée." CIT du CSD N°9, 1971.
- [38] T. Gladman (1966), "Proceeding of the royal society." Vol 294, 1966.
- [39] J. Beguinot (1978), R. Palengat, R. Blondeau et L. Dollet, "Influence de l'état de précipitation du vanadium sur les caractéristiques mécaniques d'aciers calmés à l'aluminium." Journées des aciers spéciaux, Saint-Etienne 1978.

- [40] R. Repas (1975), "control of strength and toughness in hot rolled low carbon manganese molybdenum columbium steels." Microalloying 75, Washington 1975.
- [41] K. Niboucha, H. Houalia, M. Zergouga, R. Halimib « Contrôle et caractérisation de la corrosion par CND pour l'inspection des canalisations enterrées » Centre de Recherche en Soudage et Contrôle –Alger confirmé la date et l'année
- [42] A. Alhussein, (2010), Thèse de doctorat en Sciences des Matériaux « Transport et stockage des dérives pétroliers, Problématique d'endommagement des pipes par érosion de sable et par hydrogène » Université de Metz, 2010
- [43] V. Smanio-Renaud. « Étude des mécanismes de fragilisation par l'hydrogène des aciers non alliés en milieu H<sub>2</sub>S humide : contribution de l'émission acoustique »
- [44] M. Bouziane, (2008), Thèse de magister en génie mécanique productique « Contribution à la détermination des critères de qualité des tubes soudés soumis à une pression intérieur» Université de M'HAMED BOUGARA BOUMERDES 2007-2008
- [45] I. Moro, (2009), Thèse de doctorat en Science et Génie des Matériaux « Fragilisation par l'hydrogène gazeux d'un acier ferrito-perlitique de grade API X80» Université Toulouse III - Paul Sabatier, 2009

# CHAPITRE II

## **INTRODUCTION**

La mécanique de la rupture a été développée dans le but d'étudier la propagation des fissures macroscopiques. L'application de cette approche est liée à la présence des discontinuités dans le matériau modifiant l'état de contrainte, de déformation et de déplacement.

En fonction du matériau considéré et de l'état de chargement appliqué, la mécanique linéaire de la rupture (MLR) est appliquée si la plasticité est absente ou reste très confinée au niveau de la pointe de la fissure où le comportement globale est élastique. Contrairement, si le comportement global est plastique, la fissuration est étudiée par la mécanique non linéaire de la rupture (MNLR). La mécanique linéaire de la rupture est considérée le long de la présente étude. La rupture

## **I. FACTEURS D'INTENSITE DE CONTRAINTE, MODE DE RUPTURE**

### **I.1. MODES 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 [1]. 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  $(O, x, y, z)$  on une somme de trois composantes U, V et W correspondant aux trois modes élémentaires d'ouverture de la fissure. La rupture d'un tel composant mécanique se produit par fissuration du matériau selon l'un ou une combinaison des trois modes élémentaires décrits ci-dessous (figure 2.1).



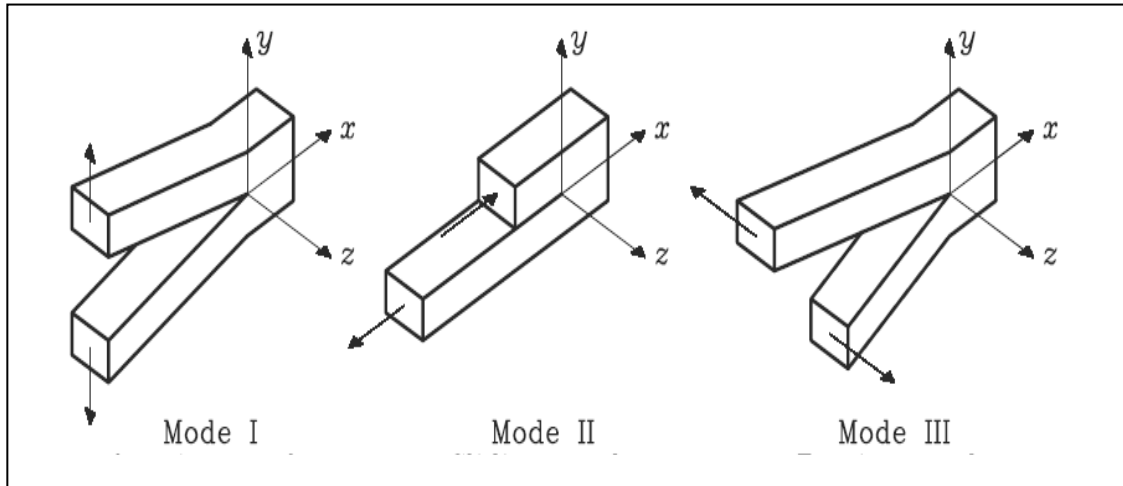


Figure 2.1. Modes élémentaires de rupture

- \* Mode I : Mode d'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 : Cisaillement anti-plan (scission dans le plan de la fissure et appliquée parallèlement au front de la fissure).

### I.2. DISTRIBUTION DES CONTRAINTES AU NIVEAU DE LA POINTE DE LA FISSURE

Le champ des contraintes au voisinage de la pointe de fissure (Figure 2.2) est donné dans le cadre de l'élasticité linéaire par l'équation de Westergaard [2].

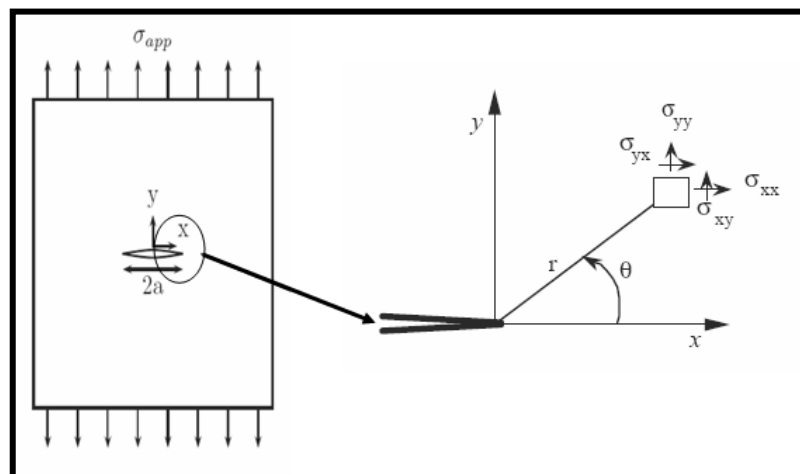


Figure 2.2. Fissure en mode I - Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure

Le champ de contrainte pour une plaque sollicitée en mode I est décrit par le système d'équations 1:

$$\begin{cases}
 \sigma_{xx}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \sigma_{yy}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \sigma_{xy}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \sigma_{zz}(\theta) = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad \text{(CP)} \\
 \sigma_{zz}(\theta) = 0 \quad \text{(DP)}
 \end{cases} \quad (2.1)$$

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

Le facteur d'intensité de contrainte "FIC" est défini en fonction de la distribution des contraintes  $\sigma_{yy}$  par la relation :

$$K_I = \sqrt{2\pi} \lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{yy}(r, \theta) f^{1/2} \quad (2.2)$$

Le facteur  $K$  rassemble à lui seul l'influence de la dimension de la fissure, des forces appliquées et de la géométrie de la pièce fissurée.

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. Cela permet donc des comparaisons faciles entre éprouvette et structure : il suffit que  $K$  soit le même pour que l'état des contraintes à l'extrémité soit identique. 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. Le facteur d'intensité des contraintes  $K$  ne doit pas être confondu avec le facteur de concentration de contraintes  $K_t$  qui donne la contrainte maximale sur un défaut de rayon de courbure non nul.  $K_t$  est d'ailleurs sans dimension, alors que «  $\mathbf{K}$  » s'exprime en  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  (unité pratique).

D'après le critère de rupture d'Irwin, les champs de contraintes locaux autour de la pointe de fissure dans un matériau linéaire élastique peuvent être définis uniquement par le facteur d'intensité de contrainte  $K$ , et la rupture est censée intervenir lorsque ce facteur  $K$  dépasse une valeur critique  $K_C$  (caractéristique du matériau). Un coefficient de correction « $\beta$ » doit être ajouté à l'expression de  $K$ , prenant en compte les dimensions finies et la géométrie de l'éprouvette, et qui est donné pour chaque type d'éprouvette sous forme d'une fonction polynomiale du rapport  $(a/w)$  où  $w$  désigne la largeur de l'éprouvette soit :

$$K_I = \beta \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \quad (2.3)$$

Dans le cas d'un chargement cyclique entre  $\sigma_{\max}$  et  $\sigma_{\min}$ , l'amplitude du facteur  $K$  est défini par :

$$\Delta K = \beta \cdot (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \cdot \sqrt{\pi a} \quad (2.5)$$

Soit :

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = K_{\max}(1 - R) \quad (2.6)$$

Avec :  $R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}}$  le rapport de charge

Lorsque l'éprouvette est soumise à un chargement croissant, on observe, pour une longueur de fissure donnée, une rupture sous la contrainte critique  $\sigma_c$  à laquelle correspond la valeur critique du facteur d'intensité de contraintes  $K_{IC}$ . Celui-ci caractérise donc la résistance d'un matériau à la propagation brutale d'une fissure en mode I.

$$K_C = \beta \cdot (\sigma_c) \cdot \sqrt{\pi a} \quad (2.5)$$

Où  $\sigma_c$  est la valeur atteinte par la contrainte appliquée à la rupture.

La rupture aura lieu lorsque le facteur d'intensité de contrainte  $K$  atteint une valeur critique que l'on peut appeler  $K_C$ . La valeur  $K_C$  permet de quantifier la résistance à la

rupture d'un certain matériau de construction mécanique. Généralement la majorité des études sur la rupture des matériaux ont été faite en mode I (mode le plus dangereux), on écrit :

$$K_I = K_{IC} \quad (\text{Conditions de déformation plane}) \quad (2.6)$$

### I.3. 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 :

$$\sigma_I = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (2.7)$$

Irwin [3], sur l'hypothèse d'une zone plastifié circulaire (figure 2.3), définit le rayon de la zone plastifiée par :

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_y^2} \quad (2.8)$$

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 :

$$r_p = \frac{K_I^2}{6\pi\sigma_y^2} \quad (2.9)$$

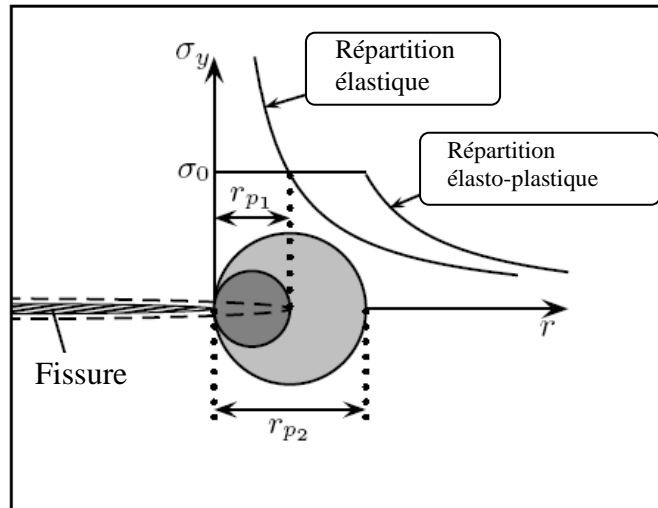


Figure 2.3. Distribution des contraintes en pointe de fissure (Zone plastique) [3]

En réalité la zone plastique possède une forme complexe. En mode I, la zone plastifiée est constituée de deux ailes. Les critères de plasticité de Von Mises et Tresca nous permettent de déterminer la forme de la zone plastifiée en contraintes planes et déformations (Figure 2.3.) exprimées par les relations suivantes :

**En contraintes planes :**

\* Critère de Von Mises

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 + 3 \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right) \quad (2.10)$$

\* Critère de Tresca

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\right)^2 \quad \text{pour } 0 < \theta < \pi \quad (2.11)$$

**En déformations planes :**

\* Critère de Von Mises

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left((1-2\nu)^2 + 3 \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right) \quad (2.12)$$

\* Critère de Tresca

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 - 2\nu + \sin\frac{\theta}{2}\right)^2 \quad \text{si } \theta \leq 2\text{Arcsin}(1 - 2\nu) \quad (2.13)$$

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \sin^2(\theta) \quad \text{si } 2\text{Arcsin}(1 - 2\nu) < \theta \leq \pi$$

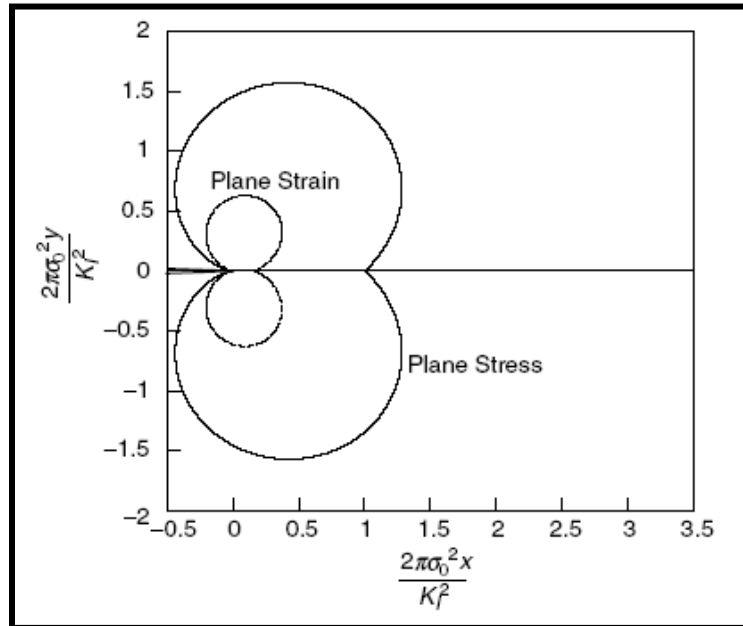


Figure 2.4. Contours des zones plastiques en mode I

## II. ENDOMMAGEMENT PAR FATIGUE

### INTRODUCTION

L'importance de l'étude du phénomène de fatigue réside dans le fait qu'il constitue la cause de quelques 90% de toutes les défaillances des structures (aéronautique, ferroviaire, automobile, transport des produits pétroliers et gaziers par pipelines (oléoduc et gazoducs), ...etc. Les chargements appliqués peuvent prendre plusieurs formes : spectres (Figure 2.5) :

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

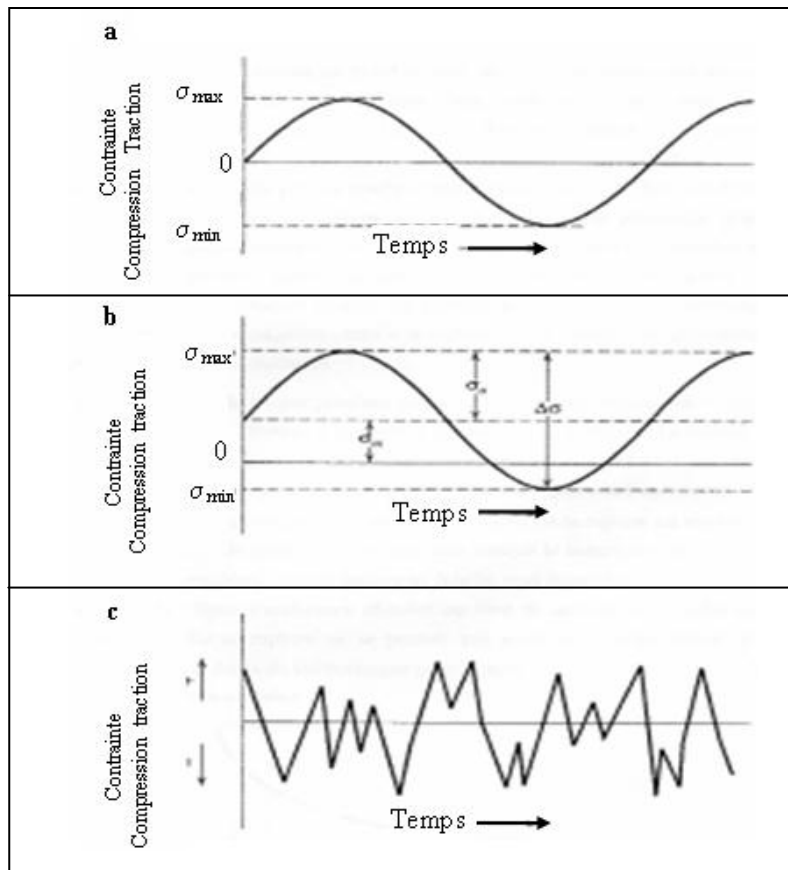


Figure 2.5 Variation du chargement appliquée en fonction du temps

### II.1. ENDOMMAGEMENT ET STADES DE FISSURATION PAR FATIGUE

Sous chargement cyclique, différents stades d'endommagement apparaissent dans une pièce mécanique où les défauts peuvent se développer dans une partie initialement saine (non endommagée) puis se propager de façon stable jusqu'à la rupture. Le développement de cet endommagement peut se décrire de la façon suivante :

- Des modifications microstructurales qui engendrent l'apparition d'un dommage irréversible ;
- L'apparition de microfissures ;
- La croissance des défauts microscopiques pour former des fissures principales ;
- La propagation stable d'une fissure principale (Figure 2.6) ;
- La rupture finale.

L'examen de la surface rompue fait ressortir trois zones : un site d'amorçage, une zone de propagation stable, une surface de rupture finale.

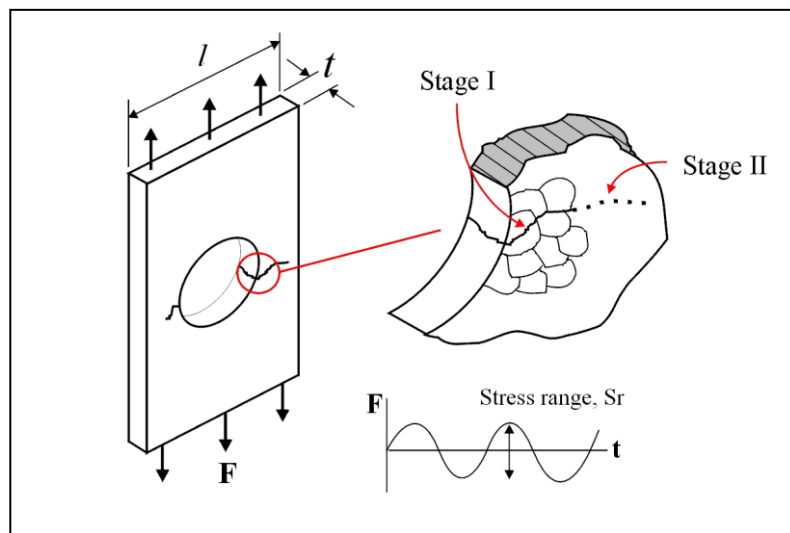


Figure 2.6. Passage de propagation stable d'une fissure principale

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 limite élastique des matériaux.



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.

- \* 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.

Nous adopterons en pratique des critères de ruine liés à une perte de rigidité de la structure, définis par une profondeur relative fixée de la fissure par rapport à l'épaisseur de la pièce.

## II.2. PROPAGATION D'UNE FISSURE DE FATIGUE

### II.2.1. Domaines de fissurations par fatigue

La rupture par fatigue est le phénomène d'une fissure sous chargement cyclique passant par les stades amorçage et propagation stable). La compréhension de ce phénomène réside dans l'étude de la vitesse de propagation fissure par fatigue, dans ce cadre la mécanique de la rupture a fortement contribué à l'étude de nombreuses lois liant la vitesse de fissuration en fatigue à des paramètres caractéristiques déterminée analytiquement. D'une façon générale nous pouvons expliciter une loi semi – théorique « loi de propagation de fissure » Si nous considère une structure contenant une fissure de longueur "a", et on suit le comportement de cette fissure (la longueur en fonction du nombre de cycle appliqué N) pendant un essai de fissuration,

sous un chargement à amplitude constant, on constate que cette croissance continue jusqu'à la rupture (figure 2.7) [5].

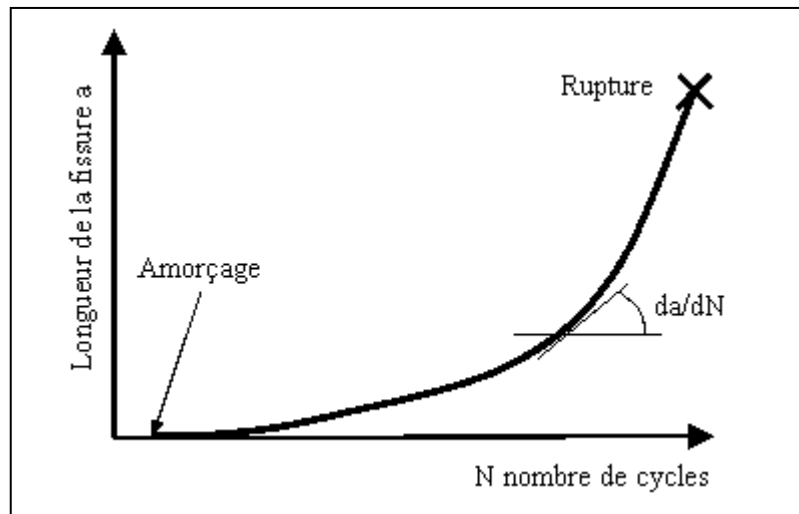


Figure 2.7. Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycle

En général, l'expérience a montré 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  $\Delta K$ , permet de faire distinguer trois domaines de fissuration, la figure 2.8 représente en échelle logarithmique la vitesse de fissuration  $da/dN$  en fonction de  $\Delta K$ .

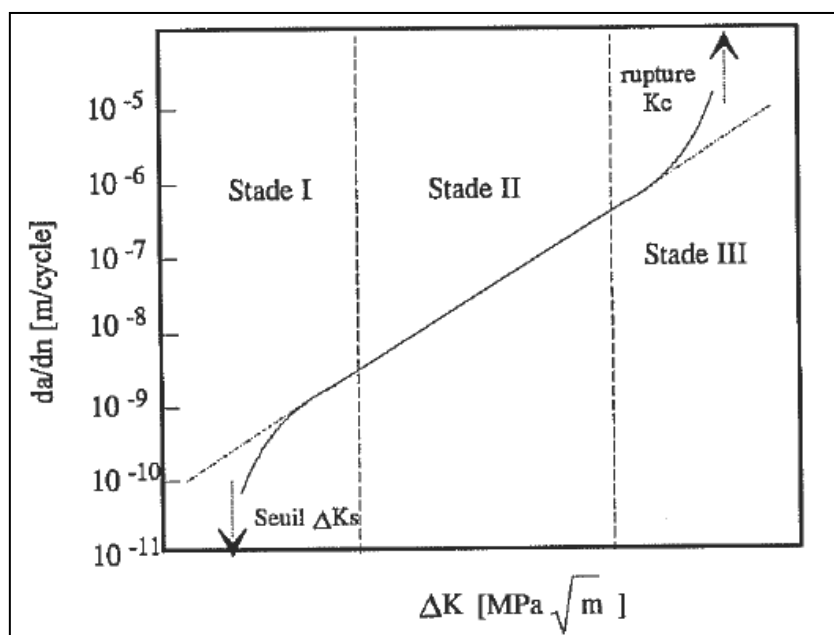


Figure 2.8 Schématisation des stades de fissuration

- \* 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  $\Delta K$  décroissant pour déterminer la valeur de  $\Delta K_s$
- \* Domaine II : Domaine des vitesses moyennes ou de Paris où la vitesse de propagation varie linéairement avec  $\Delta K$  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 [6];
- \* 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 [6] 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.2.2 Paramètres influant sur le comportement en fatigue**

### **a- Paramètres d'ordre métallurgique**

#### Taille des grains

Les structures à grains fins présentent une meilleure tenue en fatigue que les structures à gros grains [6, 7].

#### Taux d'écroutissage

L'écroutissage résultant des opérations de formage a pour effet de consolider le matériau (augmentation de la limite d'élasticité), et par suite, améliore la tenue en fatigue [8].

### Traitement thermique

Suivant que le traitement thermique provoque un adoucissement ou un durcissement du matériau, la tenue en fatigue sera diminuée ou augmentée. De plus, le traitement thermique peut modifier la taille des grains [7, 9, 10].

### Défauts métallurgiques de l'alliage

Les défauts métallurgiques (lacunes, défauts interstitiels, précipités, inclusions) peuvent être à l'origine de l'endommagement par fatigue. Par incompatibilité des déformations, ils provoquent des concentrations de contrainte locales [11].

### **b- Paramètres d'ordre mécanique et géométrique**

#### Nature du chargement

Le chargement peut être monotone ou variable (spectre). Dans le cas des chargements monotones (figure 4) les paramètres prépondérants sont :

- \* Rapport R (rapport entre la valeur minimale et la valeur maximale du chargement) : à contrainte maximale constante, si R augmente, la durée de vie augmente;
- \* Contrainte moyenne : à amplitude de chargement constante, si  $\sigma_{\text{moy}}$  augmente, la durée de vie diminue.
- \* La période du signal a peu d'influence sur la durée de vie. Cette règle est infirmée quand le phénomène de fatigue est associé à d'autres modes d'endommagement fonction du temps : fatigue-corrosion, fatigue-fluage...etc.
- \* Dans le cas des chargements variables (figure 2.9), les paramètres prépondérants sont :
  - Présence de surcharges : la répétition périodique d'une surcharge peut retarder considérablement la propagation de fissures ;
  - Ordre d'apparition des cycles.
- \* Discontinuités géométriques (entailles, trous, etc.) : Un accident de forme augmente localement le niveau de contrainte (figure 2.10). Cette augmentation peut être traduite par un coefficient de surcontrainte élastique  $K_t$  : rapport entre la contrainte locale maximale et la contrainte nominale. Dans le domaine

d'endurance limité (domaine visé par l'industrie aéronautique), si la valeur de  $K_t$  augmente, la durée de vie diminue.

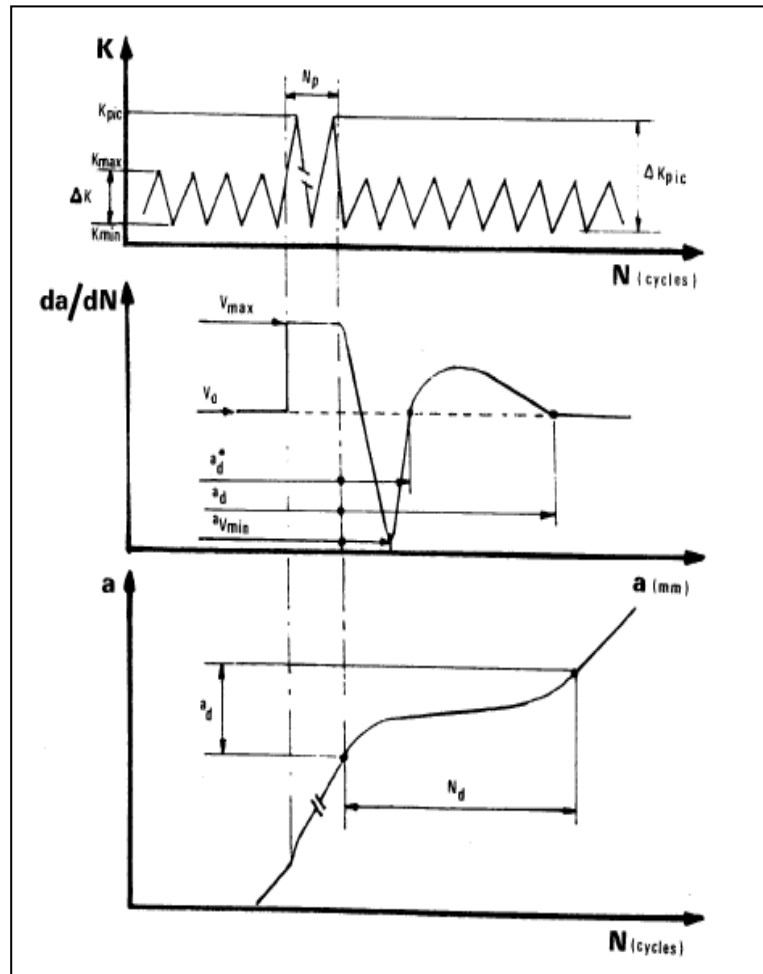


Figure 2.9 Effet des surcharges sur la propagation des fissures de fatigues

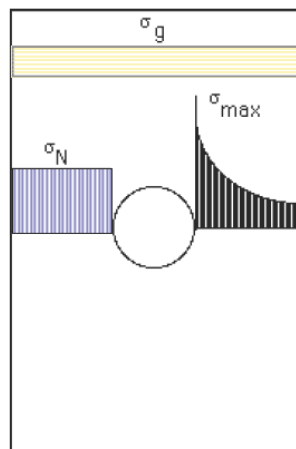


Figure 2.10 Contraintes et concentrations de contraintes au niveau de l'entaille

### **II.2.3. Modèles de prédiction de la durée de vie**

L'évaluation de la vitesse de propagation des fissures et la prédiction de la durée de vie résiduelle en fatigue sont importantes pour la conception des structures et leur maintenance sous l'effet d'un chargement cyclique (phénomène de fatigue). Plusieurs contributions ont été menées dans le but de développer des modèles de propagations pour des chargements cycliques à amplitude constantes ou à amplitudes variables (phénomène de surcharge ou souscharge). La majorité des modèles proposés ne tient pas compte de tous les paramètres et conditions, et de la totalité de la courbe de propagation  $da/dN$  (figure 2.8). Les différents modèles proposés sont basés sur l'intégration de l'équation de la vitesse de propagation afin de prédire de la durée de vie en fatigue.

#### **a- Modèle de Paris**

La plupart des applications actuelles des concepts de la mécanique linéaire de la rupture élastique pour décrire le comportement de fissure sont associées à la région II (figure 2.8). Le modèle de Paris [12] décrit par l'équation 2.14, représente la première application de la mécanique de la rupture à la fatigue. L'utilisation de la loi de Paris est limitée par son utilisation que dans la région II (propagation stable) et ne peut décrire les régions (I) et (III). Cette loi ne prend pas en compte l'effet du rapport de charge "R" et dépend du matériau utilisé.

$$\frac{da}{dN} = C.\Delta K^m \quad (2.14)$$

Pour décrire plus complètement la courbe de propagation à des vitesses très lentes et pour la zone de propagation rapide, certains auteurs ont intégré à la formulation des valeurs de  $K$  (seuil de propagation) et de  $K_c$  (valeur critique du facteur d'intensité de contrainte).

#### **b. Modèle de Walker**

La principale limite de la loi de Paris est son incapacité à prendre compte de l'effet du rapport de charge "R". Cet inconvénient a été notifié par Walker [13] afin d'améliorer le modèle de Paris en incluant l'effet du rapport de charge. Walker a proposé le paramètre  $\Delta K$ , qui est équivalent au facteur d'intensité de contrainte à  $R=0$

et qui provoque la même vitesse de propagation au  $K_{\max}$  réelle, et la combinaison du rapport R. Elle est exprimée par la relation suivante (équation 2.2) :

$$\overline{\Delta K} = K_{\max} (1-R)^{\gamma_w} \quad (2.15)$$

Où  $K_{\max} = \Delta K / (1-R)$  et l'équation 2.2 devient :

$$\overline{\Delta K} = \Delta K / (1-R)^{1-\gamma_w} \quad (2.16)$$

Par conséquent, la loi de Walker est représenté par :

$$\frac{da}{dN} = C_w \left[ \frac{\Delta K}{(1-R)^{1-\gamma}} \right]^{m_w} \quad (2.17)$$

Pour  $R=0$ , l'équation 2.3 est écrite sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C_w (\Delta K)^{m_w} \quad (2.18)$$

Les paramètres  $C_w$  et  $m_w$  sont respectivement équivalents aux paramètres C et m de la loi de Paris. Le modèle de Walker est une modification du modèle de Paris tenant compte de l'effet du rapport de charge où un troisième paramètre a été introduit " $\gamma_w$ ".

### **c. Modèle de Forman**

Forman [14] a amélioré le modèle de Walker en suggérant un nouveau modèle dont est capable décrire la région III de la courbe de la vitesse de propagation et inclut l'effet de rapport de charge. La loi de Forman est donnée par :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R) \cdot (K_C - K_{\max})} \quad (2.19)$$

Où  $K_C$  est la ténacité du matériau fonction de l'épaisseur considérée.

Le modèle de Forman est capable de représenter le stade de la propagation stable (région II) et le stade de la propagation instable (région III).

### **d-Modèle de NASGRO**

Le modèle NASGRO utilisé dans la prédiction de la vitesse de propagation de fissuration de fatigue et implémenté dans plusieurs code de calcul de fatigue, a été développé par Forman et Mettu [15]. Le modèle de NASGRO prédit la vitesse de fissuration pour les trois domaines et est sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C \left[ \left( \frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left( 1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left( 1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (2.19)$$

C, n, p, q sont des paramètres empiriques

$K_{max}$  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 :

$$f = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \begin{cases} \max(R, A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3) & R \geq 0 \\ A_0 + A_1 R & -2 \leq R < 0 \\ A_0 - 2A_1 & R < -2 \end{cases} \quad (2.20)$$

Les coefficients  $A_i$  sont données par :

$$A_i = \begin{cases} A_0 = (0.825 - 0.34\alpha + 0.05\alpha^2) \left[ \cos\left(\frac{\pi}{2} \sigma_{max} / \sigma_0\right) \right]^{\frac{1}{\alpha}} \\ A_1 = (0.415 - 0.071\alpha) \sigma_{max} / \sigma_0 \\ A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \\ A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \end{cases} \quad (2.21)$$

$\alpha$  : Rapport de contrainte/déformation plane

$\sigma_{max} / \sigma_0$  : Rapport de la contrainte maximale appliquée sur la contrainte d'écoulement

$\Delta K_{th}$  : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil donnée par :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 \left( \frac{a}{a + a_0} \right)^{\frac{1}{2}} \left( \frac{1-f}{(1-A_0)(1-R)} \right)^{(1+C_{th}R)} \quad (2.22)$$

$\Delta K_0$  : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil à  $R = 0$

a : Longueur de la fissure

$a_0$  : Longueur de la fissure initiale

$C_{th}$  : Coefficient seuil



L'effet d'épaisseur est inclut dans le modèle et dépend du rapport  $K_{crit}/K_{IC}$  donné par :

$$\frac{K_{crit}}{K_{IC}} = 1 + B_k e^{-\left(A_k \frac{t}{t_0}\right)^2} \quad (2.22)$$

$K_{IC}$  : Ténacité du matériau

$A_k, B_k$  : paramètres d'ajustement

$t$  : Epaisseur

$t_0$ : Epaisseur de référence (condition de déformation plane)

La condition de déformation plane est définie par :

$$t_0 = 2.5(K_{IC} / \sigma_e)^2 \quad (2.23)$$

### III. COMPORTEMENT EN FATIGUE DES ACIERS PIPELINES

La prédiction du comportement en fatigue dépend de plusieurs paramètres d'effets. Les paramètres liés au chargement appliqués (rapport de charge, amplitude de chargement). 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 2.11) est plus élevée que l'acier API 5L X70 à cause de la composition chimique, la taille des grains...

L'effet d'un environnement acide sur la fissuration de l'acier API 5L X52 a été investigué par la société NIST [16]. Sous un environnement acide (APB : Acide

producing bacteria), la vitesse de fissuration est importante comparativement par rapport aux essais menés à air et à un environnement éthanol-carburant (SFGE: Simulated fuel grade éthanol) (Figure 2.12). 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 ( $m^{1/2}$ ).

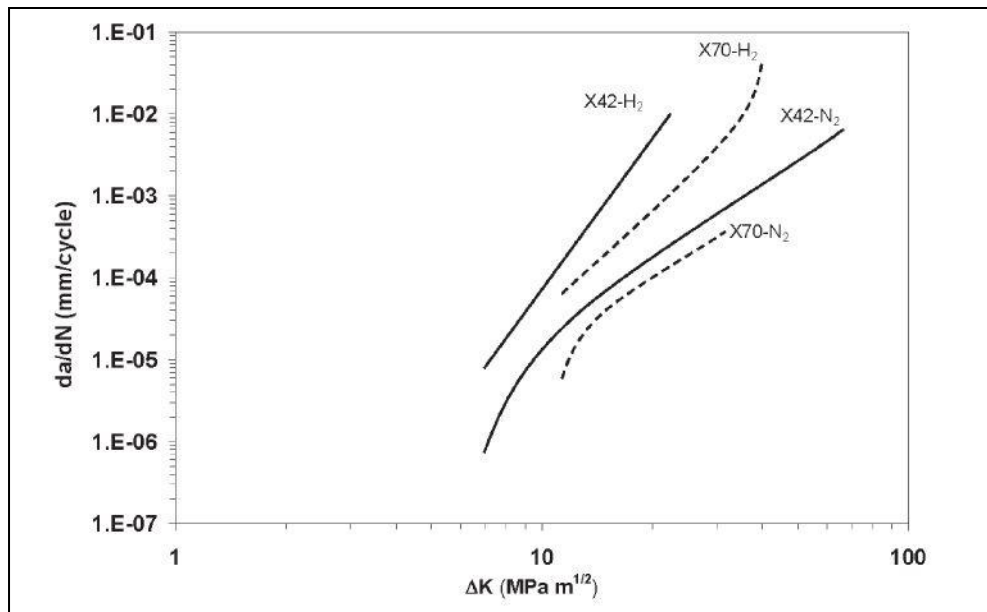


Figure 2.11 Taux de croissance de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour L'acier X42, et X70 (6,9% hydrogène et azote à f=1 Hz et R=0.1) [17]

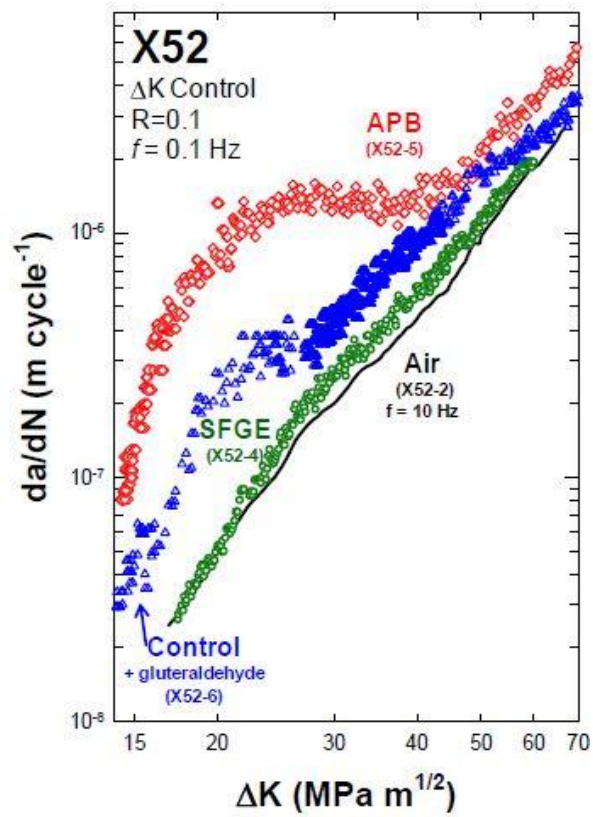


Figure 2.12 Vitesse de fissuration de l'acier API 5L sous X70 sous différents environnements gazeux [16]

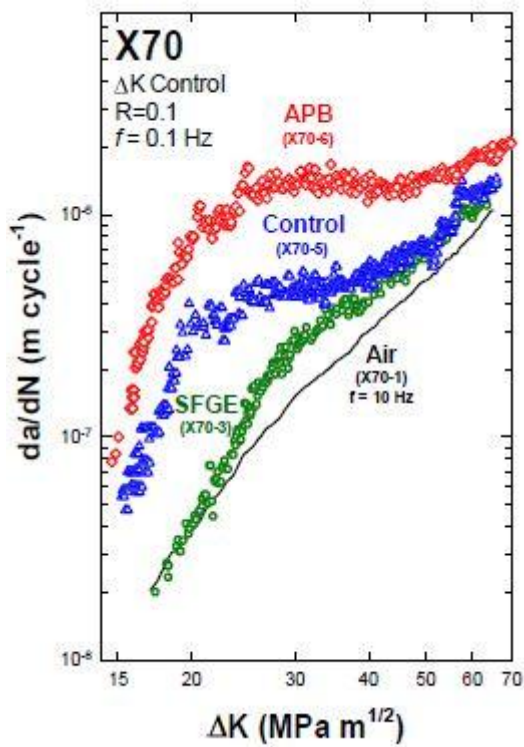


Figure 2.13 Vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 sous différents environnements gazeux [16].

Une diminution de la résistance à la fissuration par fatigue de l'acier API 45L X60 est constatée en présence de l'hydrogène au niveau des différents position d'un joint soudé d'un joint soudé (métal de base, zone affecté thermiquement et la zone de fusion) par rapport aux essais menés à l'air libre (figure 2.14) [18] à l'air libre la vitesse de fissuration pour  $\Delta K=20 \text{ MPa(m}^{1/2})$  est de  $2.10^{-4} \text{ mm/cycle}$ ) par contre en présence de l'hydrogène ( $6.9 \text{ MPa H}_2$ ), la vitesse est de l'ordre de  $10^{-3} \text{ mm/cycle}$ . Le même effet de l'hydrogène se présente lors de la fissuration de l'acier API 5L X80 à  $R=0.5$  [18]. L'augmentation du rapport de charge en présence de l'hydrogène montre une augmentation de la vitesse de fissuration (Figure 2.14). L'investigation menée par Neves [19] a montré que la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X65 est affectée par le sens d'orientation de la fissure (figure 2.15). les paramètres du modèle de propagation ont été déterminées 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.

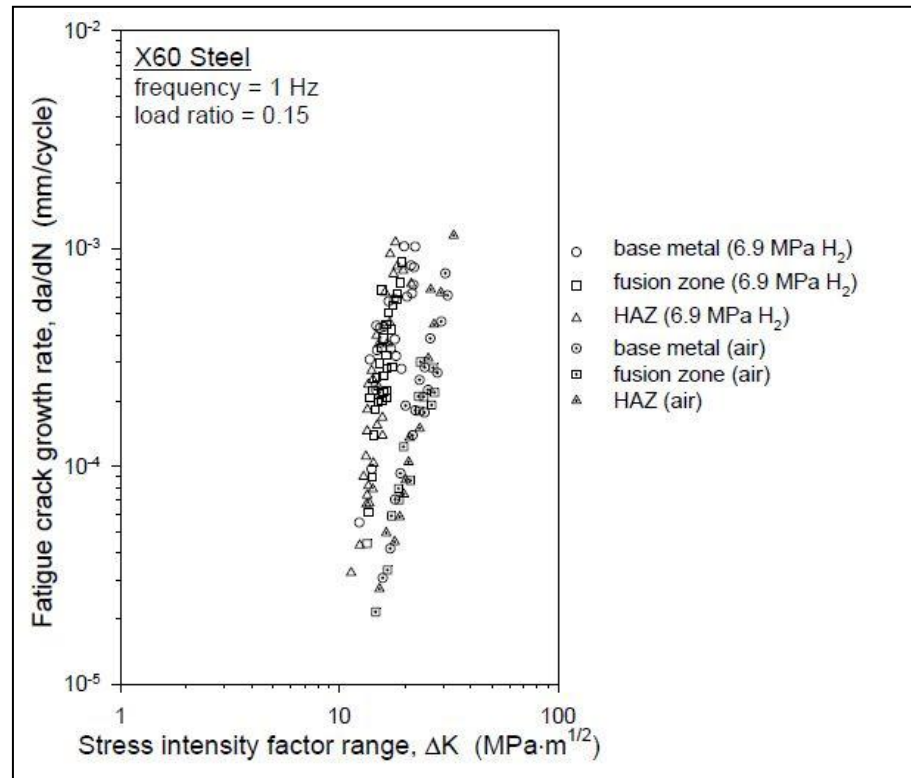


Figure 2.14 Vitesse de fissuration dans un joint soudé en API 5L X60 [18].

**CHAPITRE II. COMPORTEMENT EN FATIGUE  
DES ACIERS POUR PIPELINES**

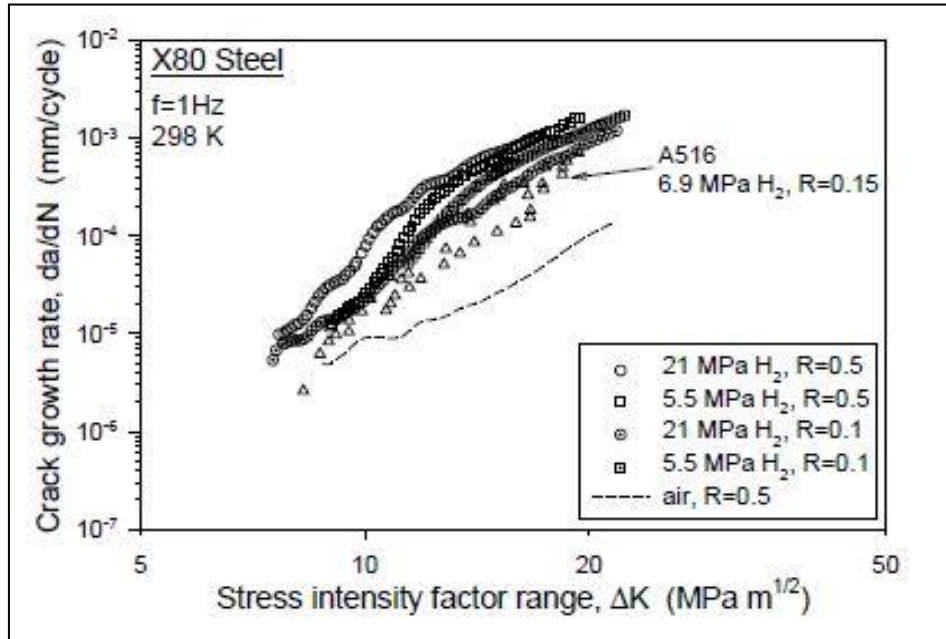


Figure 2.14 Vitesse de fissuration de l'acier API 5L X80 en présence de l'hydrogène [18].

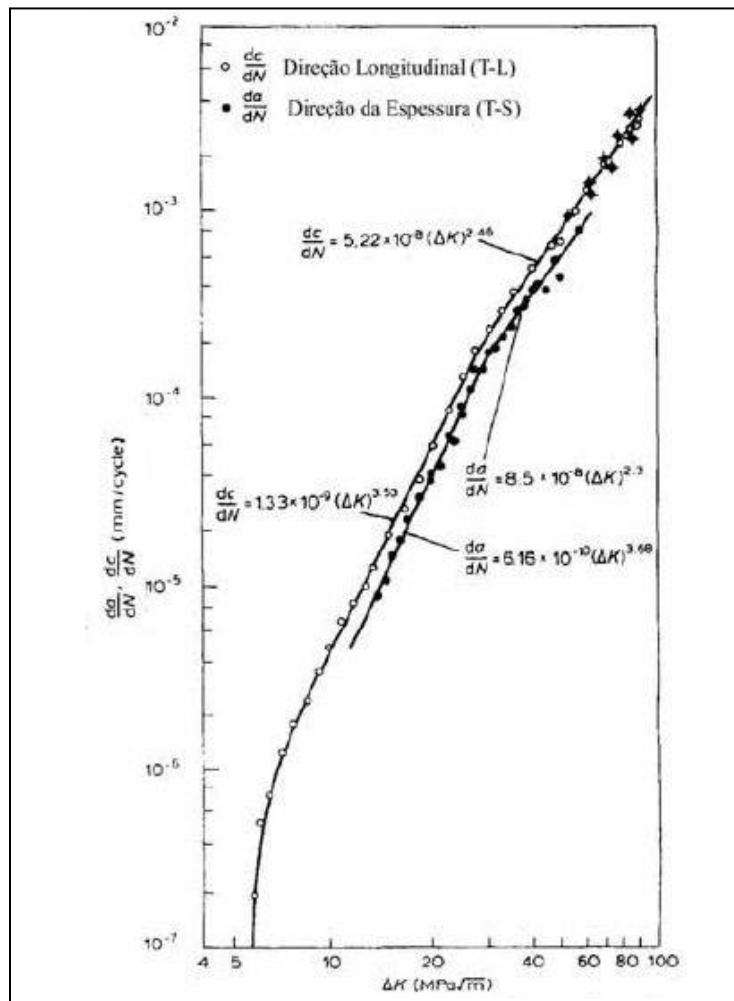


Figure 2.15. Effet de l'orientation des fissures sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X65 (Sens T-L et T-S) [19]

L'étude menée par Fassina et al. [20] sur les effets d'hydrogène et de la température sur la vitesse de fissuration (FCGRs) des aciers pour pipelines (API 5L X65) a montré qu'en absence d'hydrogène et à température ambiante, la fréquence ne présente aucun effet sur la vitesse de fissuration. La courbe de fissuration présente deux pentes selon le modèle de Paris. Cette variation de pente (diminution de pente) est attribuée aux propriétés microstructurales et dimensions des grains. La diminution de la pente de fissuration est contrôlée par la taille de la zone plastique comparable à la taille des grains.

$$\frac{da}{dN} = 1.01 \times 10^{-10} \Delta K^{4.375} \quad 10 < \Delta K \leq 25 \left( \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \right) \quad (1)$$

$$\frac{da}{dN} = 1.04 \times 10^{-7} \Delta K^{2.223} \quad 25 < \Delta K \leq 45 \left( \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \right) \quad (2)$$

En présence d'hydrogène deux paramètres ont été étudiés : les températures et les fréquences d'essais. A une fréquence de 1 Hz, la vitesse de fissuration augmente avec l'augmentation de la température, en passant de  $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$  à  $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ . L'écart entre les deux courbe se réduit à partir de  $30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Les vitesses de fissuration présentent un plateau constant à partir de  $22\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Ce qui montre l'indépendance avec la longueur de la fissure, le niveau de chargement et l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. A température ambiante, la vitesse de fissuration augmente avec la diminution de la fréquence (1 Hz à 10 Hz). L'écart entre les vitesses devient constant partir de  $23\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . A température très faible ( $-30\text{ }^{\circ}\text{C}^{\circ}$ ), et pour des fréquences variants de 1 à 10 Hz, l'écart entre les vitesses de fissuration est important entre  $15$  et  $22\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

En conclusion on peut dire que :

- \* L'effet d'hydrogène sur la vitesse de fissuration est atténué par la diminution de la de la température et l'augmentation de la fréquence.

- \* Le paramètre C de la loi de Paris est affecté par la température et la fréquence. A température ambiante, C diminue avec l'augmentation de la fréquence. Contrairement, à faible température l'effet est inverse.
- \* L'effet d'hydrogène présente aussi un effet sur la durée de vie où l'écart est important par rapport aux résultats en absence de l'hydrogène.
- \* La température joue un rôle important sur la diffusion de l'hydrogène (D), en conséquence sur la vitesse de fissuration et la durée de vie.

- $D_{RT} = 1.62 \times 10^{-11} \text{ m}^2 / \text{s}$

- $D_{-30^\circ\text{C}} = 4.10 \times 10^{-12} \text{ m}^2 / \text{s}$

L'examen fractographique des surfaces de rupture montre en absence d'hydrogène des stries de fatigue. En présence d'hydrogène, les surfaces de rupture présentent des ruptures fragiles le long de la surface de rupture et dépendent de la température et de la fréquence d'essai.

L'effet de présence d'hydrogène dans une structure se caractérise par la diminution de la contrainte d'endurance  $\sigma_D$ . Les essais de fatigue d'endurance conduite sur l'acier de pipeline API 5L X70 [21], a montré que la contrainte est de l'ordre 629.13 MPa pour l'essai à air. Par contre en présence d'hydrogène, cette contrainte a passé à 613.9 MPa. Les examens fractographique montre que l'hydrogène change le mode de rupture, d'un mode ductile (présence de cupules) à un mode fragile (cleavage). L'étude numérique par FEM sur le même type d'éprouvette en se basant sur la loi de comportement de Ludwik's et la réévaluation de la courbe de S-N a montré que le nombre de cycle à rupture a diminué et variant de 40% à 60% selon le niveau de chargement maximale appliqué ( $F_{\max} = 7 \text{ KN}$  à  $8.6 \text{ KN}$ ). De même une diminution du facteur d'intensité de contrainte à l'entaille augmente avec la charge et dépend de la contrainte effective et de la distance effective.

L'étude menée par Meibao and Jiang [22] a montré qu'en absence de prédéformation cyclique en tension et à une fréquence de 10 Hz, la surface de rupture est devenue rugueuse en diminuant le rapport de charge R.

A un taux de prédeformation fixe (10%), la surface de rupture présente des stries de fatigue et des cupules à une fréquence de 30 Hz. La diminution de la fréquence affecte l'aspect fractographique de la surface de rupture où les stries de fatigue sont discontinues. A la surface moyenne de l'échantillon prédéformé, la surface de rupture devient rugueuse que dans la région d'amorçage. Aux surfaces moyennes, un aspect de rupture fragile et des fissures secondaires sont apparus après prédéformation. Cela est dû à l'effet d'écrouissage après prédéformation. La prédéformation a fait diminuer la plasticité et la ténacité de l'acier pour pipeline X60. La prédéformation de l'acier X60 mène à l'effet de durcissement en déformation et montre l'amélioration de la limite conventionnelle d'élasticité et la résistance à la traction.

Les paramètres de la courbe d'écrouissage selon le modèle de Hollomon (équation 3) dépendent du degré de prédéformation où il est remarqué que : les coefficients de contrainte de rupture  $\sigma_f$  et de déformation de rupture  $\epsilon_f$  diminuent avec l'augmentation de la prédéformation. Contrairement, l'exposant d'écrouissage a augmenté. En conséquence, la durée de vie à l'amorçage est prolongée.

$$\sigma = K\varepsilon_p^n \quad (3)$$

Dans une étude ultérieure présentée par Meibao and Jiang [23], l'effet de prédeformation sur la vitesse de fissuration de l'acier X60 a été investigué. De plus, l'effet de la fréquence et du rapport de charge ont été mis en évidence.

Il est retenu que :

- \* L'augmentation du taux de pré-déformation des éprouvettes augmente la vitesse de fissuration comparativement par rapport à une éprouvette non déformée.
- \* Le seuil de non fissuration diminue avec l'augmentation du taux de pré-déformation
- \* La fréquence n'a pas d'effet sur la vitesse de fissuration pour des éprouvettes non pré-déformées.



- \* La vitesse de fissuration des éprouvettes préformés est influencée par la fréquence d'essai pour un même rapport de charge. L'augmentation de la fréquence diminue la vitesse de fissuration.

Dans cette étude un modèle de propagation a été élaboré dépendant de du facteur d'intensité de contrainte, du facteur d'intensité de contrainte seuil, du module d'élasticité longitudinale et des coefficients de contrainte de rupture  $\sigma_f$  et de déformation de rupture  $\varepsilon_f$  exprimé par la relation :

$$\frac{da}{dN} = B(\Delta K - \Delta K_{th})^2 \quad (4)$$

Où B est exprimé par :

$$B = \frac{1}{2\pi E \sigma_f \varepsilon_f} \quad (5)$$

Pour une propagation avec un mécanisme de bande, le coefficient B peut être estimé en fonction du module d'élasticité. Ce coefficient augmente avec l'augmentation du taux de prédéformation.

L'éprouvette sous forme d'arc avec entaille en V est soumise à des tests de fatigue pour un rapport de charge  $R=0.5$  (Pression variant de 40 à 70 MPa). Deux types de tests ont été menés : à air et avec sablage de l'entaille. Les courbes de fissuration montrent que le traitement mécanique par sable durant 8 heures a augmenté la durée de vie. Cet effet bénéfique est dû aux paramètres suivants :

- \* Une augmentation du rayon de l'entaille durant le sablage en passant de 0.15 mm à 0.44 mm.
- \* Ecrouissage local au niveau de l'entaille
- \* Présence de contraintes résiduelles de compression au niveau de l'entaille.

Le niveau des contraintes résiduelles passe de -25 MPa pour des éprouvettes non traités à un rayon de 0.25 mm à -430 MPa à une entaille de 0.5 mm de rayon. Loin de l'entaille les contraintes sont stabilisées à une contrainte dans l'intervalle (-400÷-450).

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) a été étudié par Neves Beltrao [24]. 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  $3 \times 10^{-3}$  mm/cycle à  $1.5 \times 10^{-4}$  mm/cycle pour un  $\Delta K$  de l'ordre de  $15 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ . Par contre aux hautes valeurs de  $\Delta K$  la différence en vitesse est atténuée. Les essais de fatigue sous chargement à amplitude variable 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 différence 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  $\Delta K$  jusqu'à devenir inobservé. L'examen fractographique révèle la présence de fissures secondaires dans les régions soudées pour des hautes valeurs de  $\Delta K$ .

Les essais de fatigue à air menés sur l'acier pour pipeline API 5L X70 montre que la vitesse de fissuration dépend du rapport de charge [25]. Aux faibles valeurs de  $\Delta K$  au dessus des valeurs seuil, les mesures microscopiques montrent une augmentation apparente plus élevée des vitesses de fissuration. La diminution de la fréquence d'essai de fatigue dans un environnement de l'eau de mer augmente la

vitesse de fissuration. Aux alentours de  $\Delta K=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  un changement de pente est remarqué pour la vitesse de fissuration selon la loi de Paris. La comparaison de la vitesse de fissuration par fatigue à air des matériaux X65 et X70 montre une faible augmentation de la vitesse pour X70 dans la zone de propagation stable [ $\Delta K=8\div 70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ].

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) a été étudié par Kim [26]. 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 sensible 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  $\Delta K$  (figure 2.16). Cet effet diminue avec l'augmentation de 'amplitude du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$ .

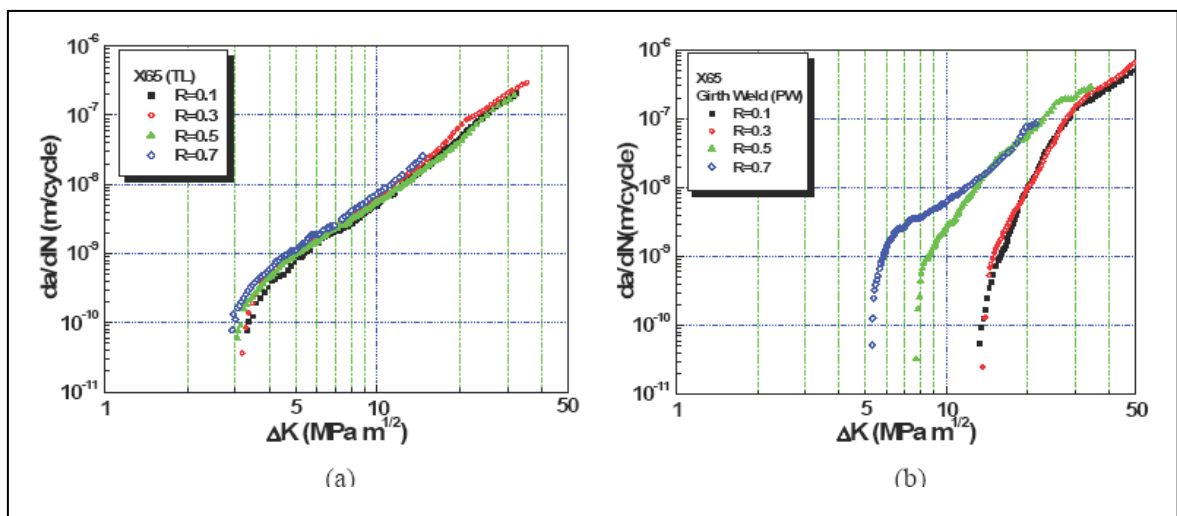


Figure 2.16. Vitesse de fissuration (a) l'acier pour pipeline dans le sens TL (b) zone de fusion sous l'effet du rapport de charge [26].

L'étude sur la fissuration par fatigue des aciers API 5L X60 et X70 dans la zone soudée, a été investiguée par Hadjoui et al. [27]. 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.

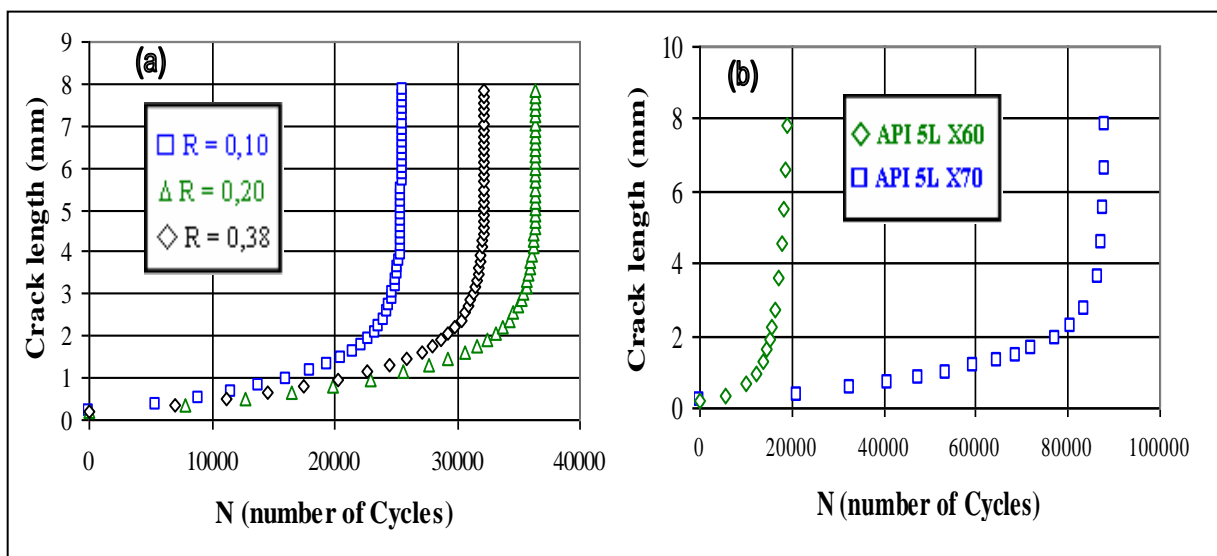


Figure 2.17. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue des aciers pour pipelines (a) API 5L X60 (b) API 5L X70

Vu la variabilité des paramètres affectant la fissuration par fatigue (chargement, contraintes résiduelles, environnement nocive...) et les nuances des matériaux utilisés pour pipelines mises en service, ce qui nous a amené à prédire le comportement en fissuration par fatigue supposant la présence de défauts et environnement spécifiques. La présente investigation est axée sur l'étude des effets de paramètres de chargement caractérisés par le rapport de charge, l'amplitude de chargement sur différents aciers utilisés pour pipelines en se basant sur des résultats expérimentaux de la fissuration par fatigue.

**REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE CHAPITRE II**

- [1] G.R Irwin (1957). "Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate". *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, pp361-364.
- [2] H.M. Westergaard (1939), "Bearing pressures and cracks". *Transactions ASME, Journal App. Mech*, A 49.
- [3] G.R Irwin (1960). "Plastic zone near a crack and fracture toughness". In: *Proceeding of the 7th Sagamore Ordnance Materials Conference*, New York, Syracuse University, pp 63-78.
- [4] S. Roy Swanson (1974). "Handbook of fatigue testing". *American Society of Testing and Materials*.
- [5] F. R. Stonesifer (1978). "Effect of grain size and temperature on fatigue crack propagation in A533 B steel". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 10, pp 305-314.
- [6] J. P. Benson (1979), *Metal Science*, 13, pp 535-539.
- [7] J. P. Lucas, W.W. Gerberich (1981). "Low temperature and grain size effects on threshold and fatigue crack propagation in a high strength low alloy steel". *Materials Science and Engineering* 51, pp 203 – 212.
- [8] Seung Youb Hana, Seok Su Sohna, Sang Yong Shina, Jin-ho Baeb, Hyoung Seop Kima, Sunghak Leea (2012). "Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 line pipe steels". *Materials Science and Engineering A* 551, pp 192–199.
- [9] Mostafa Alizadeh, Sajjad Bordbar (2013) "Applying a novel heat treatment cycle to modify the microstructure of welded API X70 pipeline steel". *Materials Letters*, In Press, online 17 February 2013.
- [10] Zhou Min, Du Lin-xiu, Liu Xiang-hua (2011). "Relationship among microstructure and properties and heat treatment process of ultra-high strength X120 pipeline steel". *Journal of Iron and Steel Research, International* 18(3), pp 59-64.
- [11] Zhang Li-feng (2006). "Inclusion and Bubble in Steel- A Review". *Journal of Iron and Steel Research, International* 13(3), pp 01-08.
- [12] P. C. Paris (1962), "The growth of cracks due to variations in load". *Dissertation*, Lehigh University.

**CHAPITRE II. COMPORTEMENT EN FATIGUE  
DES ACIERS POUR PIPELINES**

---

- [13] E.K. Walker, (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.
- [14] R.G. Forman, (1972). “Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory”. *Engineering Fracture Mechanics*. 4(2), pp. 333–345.
- [15] R.G Forman, S.R Mettu, (1992). “Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in Ti-6Al-4V alloy”. *Fracture Mechanics 22nd Symposium, Vol. 1*, ASTM STP 1131, H.A. Saxena and D.L. McDowell, eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992.
- [16] NIST: Materials Reliability Division-USA “Effect of ethanol fuel and microbiologically influenced corrosion on the fatigue crack growth behavior of pipeline steels.
- [17] 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).
- [18] Sandia National Laboratories. “Technical reference on hydrogen compatibility of materials”.
- [19] 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.
- [20] P. Fassina, M.F. Brunella, L. Lazzari, G. Re, L. Vergani, A. Sciuccati (2013). “Effect of hydrogen and low temperature on fatigue crack growth of pipeline steels”. *Engn Fract. Mech.*, Vol. 103, pp 10-25.
- [21] Bellahcene et al. (2012). *Advanced Materials Research*, Vol. 146 ; pp 213-225 ; 2012
- [22] Meibao and Jiang (2011). *Advanced Materials Research*, Vol. 311-313; pp 841-844; 2011).
- [23] Alhussein et al. (2010). *Engineering Failure Analysis*. Vol. 27, pp 1-15.
- [24] Neves Beltrao et al. (2010). *Fatigue Fracture Engineering Materials and Structures*. Vol. 34, pp 321-328.

**CHAPITRE II. COMPORTEMENT EN FATIGUE  
DES ACIERS POUR PIPELINES**

---

- [25] O. Vosikovsky (1980). "Effect of stress ratio on fatigue crack growth rates in X70 pipeline steel in air and saltwater". *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 8(2), pp 68-73.
  
- [26] 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
  
- [27] F. Hadjoui, M. Benachour, M. Benguediab (2012). "Fatigue crack growth on double butt weld with toe crack of pipelines steel". *Materials Sciences and Applications*, Vol. 3, pp 596-599.

# CHAPITRE **III**



## INTRODUCTION :

Dans ce chapitre nous présentons tous les aspects de la simulation du comportement en fatigue des aciers API par le code AFGROW [1] où les effets des paramètres de chargement sont étudiés.

## I. 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 3.1) et l'interface « matériaux » (Figure 3.2), De plus, il permet par des interfaces intermédiaires ou auxiliaires, d'introduire les spectres de chargement (figure 3.3), 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  $da/dN=f(\Delta K)$ .

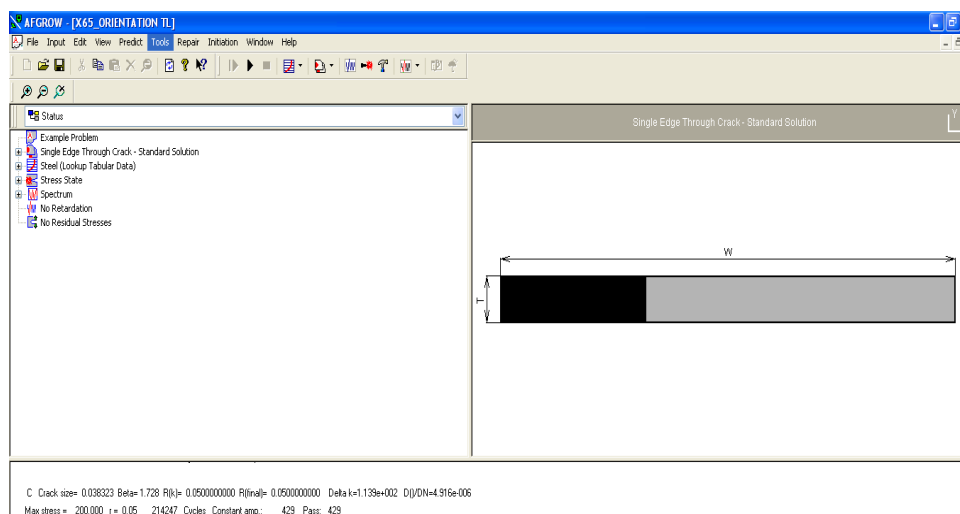


Figure 3.1. Interface géométrie

**CHAPITRE III. METHODOLOGIE DE PREDICTION DE LA FISSURATION  
PAR FATIGUE DES ACIERS POUR PIPELINES**

Tabular LOOKUP Data

**i** Input values of Delta\_K for up to 30 da/dN values and up to 10 different R(stress ratio) values. Matrix must have at least two R values and two da/dN values.  
Input Delta\_K for R >= 0, input Kmax for R < 0.0

Number of da/dN Sets: 9      Number of R Sets: 4

		R[ 1]	R[ 2]	R[ 3]	R[ 4]
		0.05	0.4	0.7	0.9
da/dN[ 1]	2.90e-010	6.6	4.4	3.18	2.73
da/dN[ 2]	5.88e-010	6.7	4.5	3.4	3.3
da/dN[ 3]	1.00e-009	7.5	5	4.3	4.1
da/dN[ 4]	6.76e-009	8.1	6.3	5.4	5.1
da/dN[ 5]	8.23e-009	10	8.1	7.1	6.8

Material name: Pipeline\_X70

Ultimate Strength: 672.9      Young's Modulus: 200000  
 Coefficient of Thermal Expansion: 1.19e-005      Poisson's Ratio: 0.3  
 Upper limit on da/dN, DADNHI: 1e-007      Lower limit on da/dN, DADNLO: 1e-010  
 Plane Stress Fracture Toughness, KC: 125      Yield Strength, YLD: 527.4  
 Plane Strain Fracture Toughness, KIC: 98.896      Lower limit on R shift (Max: 0): 0  
 Delta K threshold value @R=0: 7.2      Upper limit on R shift ( 0, 1): 0.9

OK    Cancel    Save    Read    Apply

Figure 3.2. Interface matériau

**Spectrum**

**i** Stress Multiplication Factor (SMF) multiplies the stress or load levels found in spectrum files. This allows normalized spectra to be used. If actual stress levels are used in the spectrum files, SMF should be set to 1.  
 Residual Strength Requirement (Pxx) is used for critical crack size determination - if a value other than zero is entered.  
 Pxx - value of stress (or load for models using load instead of stress input) which the structure MUST be able to carry at all crack sizes.

Enter

Stress Multiplication Factor(SMF): 200

Residual Strength Requirement (Pxx): 0

Select

Create new spectrum file

Open spectrum file

Constant amplitude loading

OK    Cancel

Figure 3.3 : Interface chargement

## **II. MODELE DE HARTER**

La méthode de Harter (Harter T-method [2]) a été développée en 1983. Elle consiste à faire des interpolations des données des vitesses de fissuration en utilisant des données introduit sous forme de tableaux (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  $R$ .

$$\frac{da}{dN} = C \left[ \Delta K (1 - R)^{m-1} \right]^n \quad (3.1)$$

Pour  $da/dN$  donné, le rapport se réduit à :

$$\Delta K = \Delta K_{R=0} (1 - R)^{1-m} \quad \text{pour } R \geq 0 \quad (3.2)$$

$$K_{\max} = \Delta K_{R=0} (1 - R)^{m-1} \quad \text{pour } R < 0 \quad (3.3)$$

$K_{\max}$  est employé au lieu du  $\Delta K$  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 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 3.4 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.

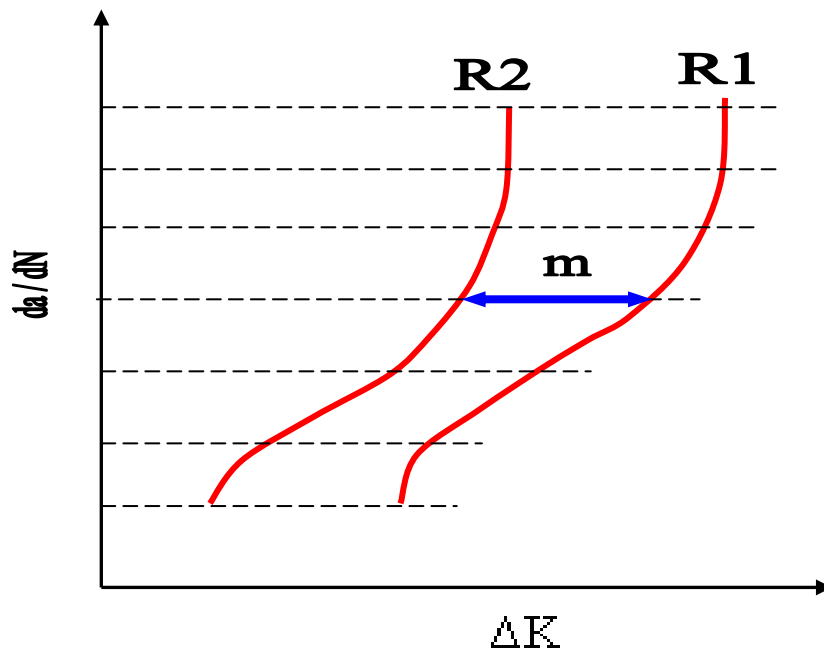


Figure 3.4 Prédiction de la vitesse de fissuration par la méthode de Harter

L'utilisation du modèle de Walker (équations 3.1 à 3.3) à une vitesse de fissuration pour deux valeurs positives de R données, permet d'écrire:

$$\Delta K_1(1 - R_1)^{(m-1)} = \Delta K_2(1 - R_2)^{(m-1)} \quad (3.4)$$

La solution obtenue pour les valeurs de m est :

$$m = 1 + \log_{10} \frac{\Delta K_1}{\Delta K_2} / \log_{10} \frac{(1 - R_2)}{(1 - R_1)} \quad ; \text{ pour } R_1 \text{ et } R_2 \geq 0 \quad (3.5)$$

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

$$K_{\max 1}(1 - R_1)^{(1 - m)} = \Delta K_2(1 - R_2)^{(m - 1)} \quad (3.6)$$

Solution pour les valeurs de m :

$$m = 1 + \left[ \log_{10} \left( \frac{K_{\max 1}}{\Delta K_2} \right) / \log_{10} ((1-R_1)(1-R_2)) \right]; \quad R_1 < 0 \text{ et } R_2 \geq 0 \quad (3.7)$$

Pour deux valeurs négatives de R, le rapport devient

$$K_{\max 1} (1-R_1)^{(1-m)} = K_{\max 2} (1-R_2)^{(1-m)} \quad (3.8)$$

Solution pour les valeurs de m :

$$m = 1 + \left[ \log_{10} \left( \frac{K_{\max 1}}{K_{\max 2}} \right) / \log_{10} \left( \frac{(1-R_2)}{(1-R_1)} \right) \right]; \quad R_1 < 0 \text{ et } R_2 < 0 \quad (3.9)$$

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).

Le modèle géométrique d'étude est une éprouvette SENT (Single Edge Notch Tensile specimen) soumise à un chargement cyclique en mode 1 (figure 3.5) avec fissure initiale au bord. Le facteur d'intensité de contrainte pour cette géométrie est exprimé par la relation suivante [4]:

$$K_I = \beta \cdot \sigma_{\text{app}} \sqrt{\pi a} \quad (3.10)$$

Où  $\beta$  est le facteur de correction de géométrie, exprimé par la relation 3.11.

$$\beta = \left[ 1.12 - 0.23 \left( \frac{a}{W} \right) + 10.56 \left( \frac{a}{W} \right)^2 - 21.74 \left( \frac{a}{W} \right)^3 + 30.42 \left( \frac{a}{W} \right)^4 \right] \quad (3.11)$$

Pour des longueur de fissures très faibles ( $\frac{a}{W} \ll 1$ ), le facteur  $\beta$  est approximativement égale à 1.12.

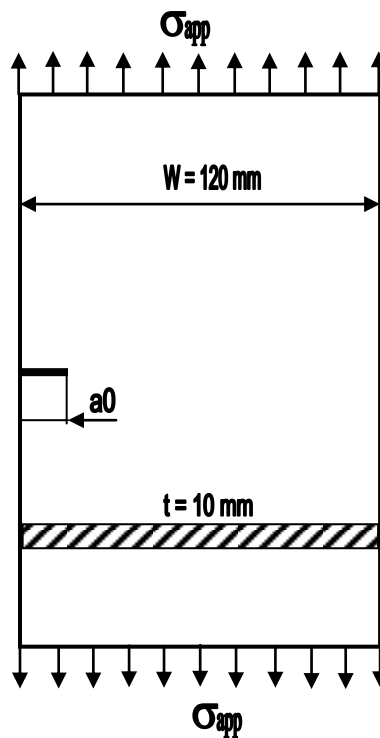


Figure 3.5 Géométrie de l'éprouvette

#### IV. MATERIAUX D'ETUDE

La présente étude est menée sur des aciers API 5L utilisés pour pipelines. Les propriétés mécaniques de ces matériaux étudiées sont reportées sur le tableau 3.1.

Tableau 3.1 : Caractéristiques mécaniques des aciers API 5L

Acier API 5L	E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	$\nu$
X80 [5]	209	507	677	0.3
X70 [6]	206	527,4	672	
X65 [7]	200	500	600	
X60 [8]	200	470	544	
X52 [9]	200	397	491	

### **REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE CHAPITRE III**

- [1] J.A Harter, (2006). "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP". Version **4.0011.14**, Air Force Research Laboratory.
- [2] J.A. Harter, (1994). "MODGRO user manual". Version 12, Technical memorandum. AFWAL-TM-88-157-FIBE. AFWAL Dynamics Laboratory. Wright-Patterson AFB, OH.
- [3] E.K. Walker, (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] Y. Murakami, "Stress intensity factors handbook", Pergamon Press, Oxford, Vol. 1, pp 9-17, 1987.
- [5] L. Briottet, I. Moro, P. Lemoine (2011). "Quantifying the hydrogen embrittlement of pipe steels for safety considerations". International Conference on Hydrogen Safety (ICHS): Enabling Progress and Opportunities. September 12-14, 2011 San Francisco, California-USA.
- [6] O. Vosikovskiy (1980). "Effect of stress ratio on fatigue crack growth rates in X70 pipeline steel in air and saltwater". Journal of Testing and Evaluation, Vol. 8(2), pp 68-73.
- [7] C. Mokhdani (1995). "Amorçage et propagation de fissures de fatigue dans un acier pour tubes de transport de gaz". Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris. France.
- [8] J.A.R. Durán, J.T.P. Castro, J.C. Payão Filho (2003). "Fatigue crack propagation prediction by cyclic plasticity damage accumulation models". FFEMS, 26, pp. 137-150.
- [9] J.W. Sowards, T.S. Weeks, J.D. McColskey, J.R. Fekete, J. Luke, C.H. Williamson (2011). "Effect of ethanol fuel and microbiologically influenced corrosion on the fatigue crack growth behavior of pipeline steels". Department of Defense Corrosion Conference 2011, July 31- August 5, 2011. La Quinta Resort & Club, La Quinta, CA, California, USA.

# CHAPITRE IV



## **INTRODUCTION**

Afin de garantir de bonnes performances des canalisations de transport du gaz et du pétrole, des études de prédictions d'endommagement des matériaux utilisés pour pipelines s'avèrent nécessaires. Le but de cette partie est la prédiction de la fissuration par fatigue de certains aciers de grades API 5L (X52, X60, X70, X80, X100). Le comportement en fissuration par fatigue dépend d'un certains nombres 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'étalant de 40 à 120 bars.

### **I. EFFET DU RAPPORT DE CHARGE R A AIR**

La figure 4.1 montre 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 X60. Sous un chargement maximal constant ( $\sigma_{\max}=200$  MPa), on remarque que la durée de vie augmente avec l'augmentation du rapport de charge. Pour une même longueur de fissure ( $a=30$  mm), la durée de vie a passé de  $11.90 \times 10^4$  cycles à  $R=0.1$  à  $80.81 \times 10^4$  cycles à  $R=0.5$ . Le taux d'augmentation en durée de vie est d'environ 6.8 fois. L'évolution de la vitesse de fissuration de cet acier (API 5L X60) en fonction du facteur d'intensité de contrainte est montrée par la figure 4.2. La vitesse de fissuration est affectée par le rapport de charge. On remarque un décalage des courbes de fissuration vers les faibles valeurs de  $\Delta K$  sous l'augmentation du rapport de charge. Cette augmentation augmente la vitesse de fissuration et diminue le facteur d'intensité de contrainte seuil ( $\Delta K_s$ ). A  $R=0.1$ , le facteur d'intensité de contrainte seuil est de l'ordre de  $11.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , par contre à  $R=0.5$ ,  $\Delta K_s$  est de l'ordre de  $6.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Dans le domaine stable, la variation de la vitesse de fissuration est faible.

L'effet du rapport de charge sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X70 (Figure 4.3) montre le même constat que celui de l'acier X60 (Figure 4.1). A la même longueur de fissuration ( $a=30$  mm), la durée de vie à  $R=0.1$  est de l'ordre de  $19.15 \times 10^4$  cycles et à  $R=0.5$ , la durée de vie est de  $88.34 \times 10^4$  cycles ce qui engendre un taux d'augmentation en durée de vie de 4.6 fois. L'analyse des courbes des durées de vie pour des deux aciers (X60 et X70) à même rapport de charge, montrent que la durée de vie résiduelle pour l'acier X70 est supérieure à celui de l'acier X60. A un rapport de charge  $R=0.1$ , la durée de vie résiduelle pour l'acier X60 est de  $11.98 \times 10^4$  cycles par contre celle de l'acier X70 est de  $19.77 \times 10^4$  cycles. L'acier X70 a présente un gain en durée de vie d'environ  $7.80 \times 10^4$  cycles. Pour un rapport de charge plus important ( $R=0.5$ ), le gain en durée de vie est de  $8.18 \times 10^4$  cycles. L'effet du rapport charge sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 est montré par la figure 4.4. L'effet du rapport de charge est plus significatif aux faibles valeurs du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$ . A un même facteur d'intensité de contrainte ( $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ), la vitesse de fissuration pour l'acier API 5L X70 est passée de  $4.86 \times 10^{-8}$  m/cycle à  $7.0 \times 10^{-8}$  m/cycle respectivement pour  $R=0.1$  et  $R=0.5$  ce qui présente une augmentation de vitesse de  $2.14 \times 10^{-8}$  m/cycle d'où un taux d'augmentation de 144%. Pour l'acier API 5L X60, la vitesse de fissuration a augmenté de  $3.42 \times 10^{-8}$  m/cycle pour  $R$  variant de 0.1 à 0.5 ce qui présente un taux d'augmentation de 140%.

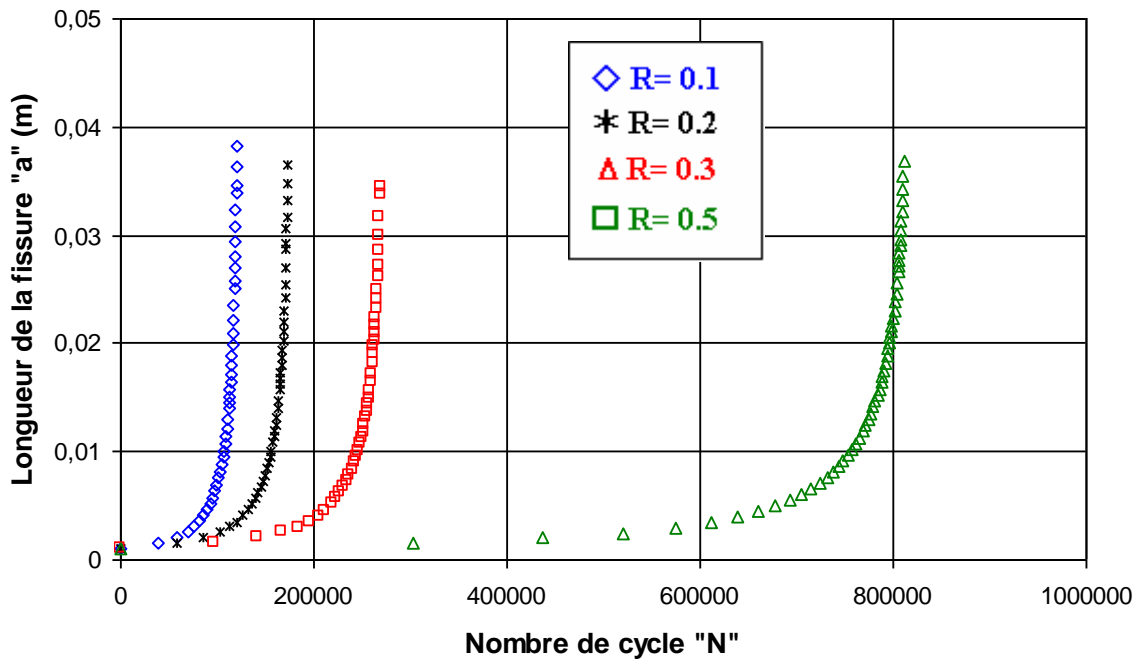


Figure 4.1. Effet du rapport de charge sur la durée de vie résiduelle de l'acier pour pipeline en X60 (L-T)

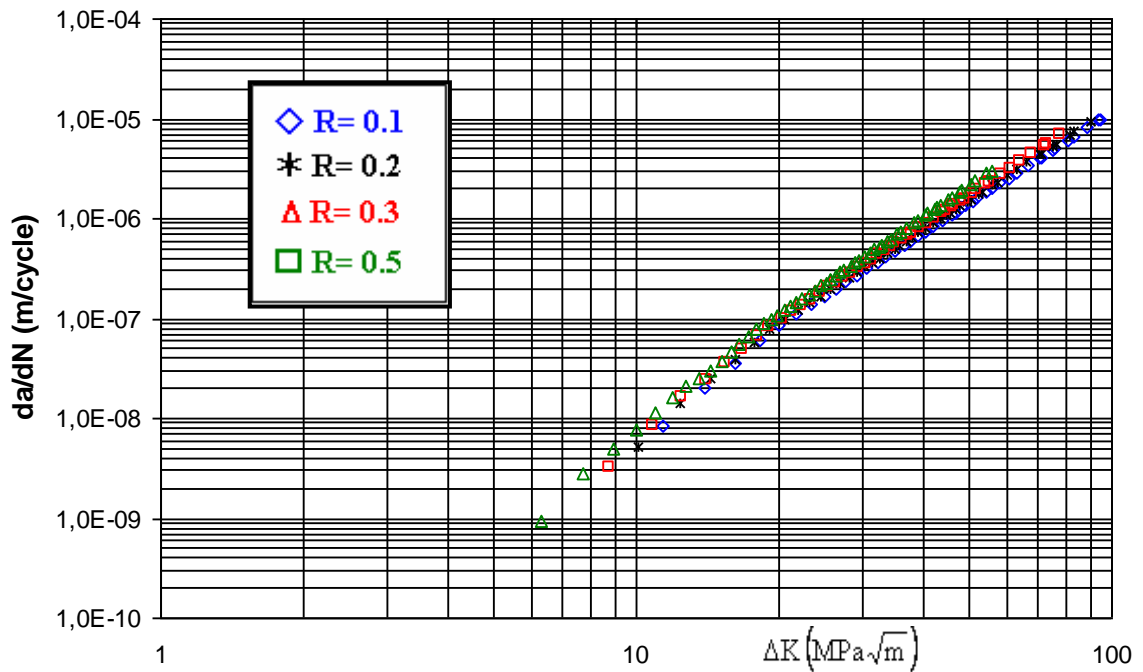


Figure 4.2. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline en X60 (L-T)

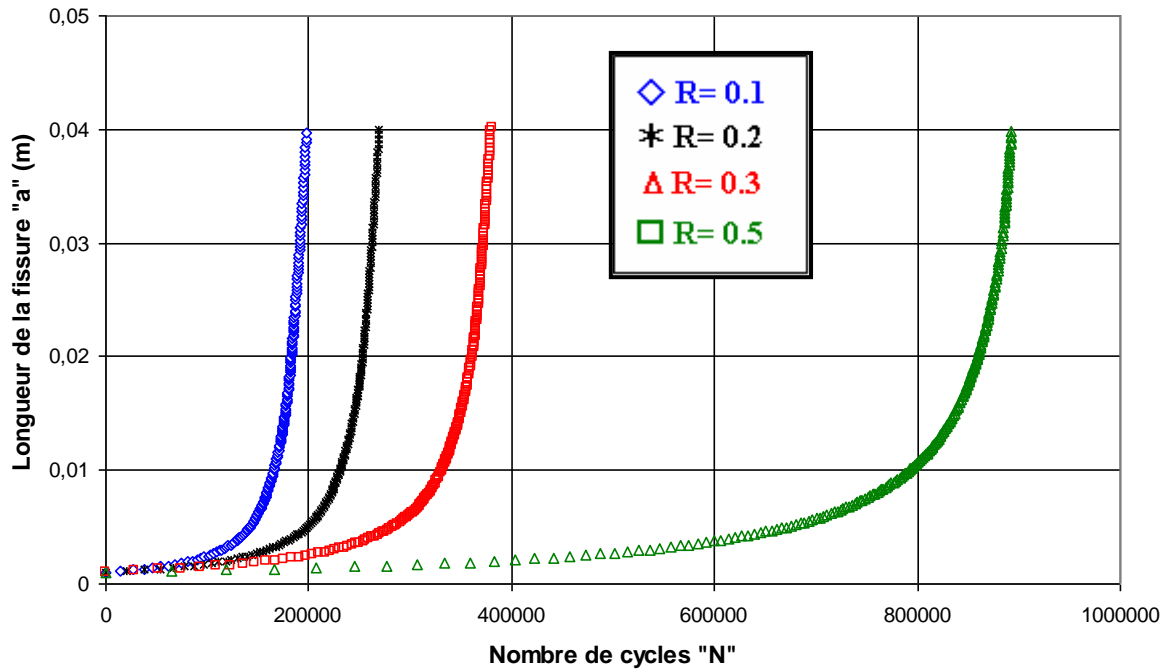


Figure 4.3. Effet du rapport de charge sur la durée de vie résiduelle de l'acier pour pipeline X70 (L-T)

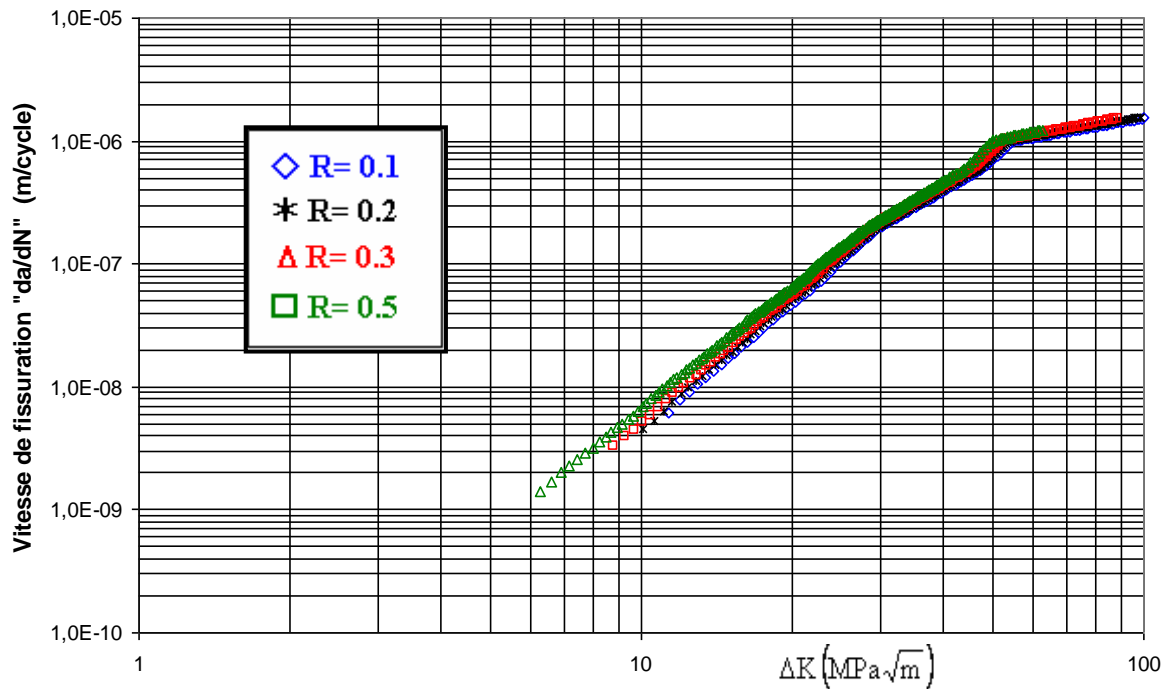


Figure 4.4. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X70 (L-T)

## II. 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 (X52, X65, X70 et X80). L'amplitude de chargement cyclique maximale ( $\sigma_{\max}$ ) varie de 150 MPa à 280 MPa.

L'effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue est montré par les figures 4.5, 4.6, 4.7 et 4.8 respectivement pour les aciers API 5L de grades X52, X65, X70 et X80 pour un rapport de charge constant. 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 ( $a=20$  mm), la durée de vie pour l'acier X52 a passé de  $5.30 \times 10^4$  cycles à  $36.1 \times 10^4$  cycles respectivement pour des chargements maximales " $\sigma_{\max}$ " variant de 280 MPa à 150 MPa. Pour l'acier X65 la durée de vie résiduelle pour les mêmes niveaux de chargement a passé de  $4.80 \times 10^4$  cycles à  $30.5 \times 10^4$  cycles.

Pour le grade supérieur, API 5L X70 (figure 4.7), la différence en durée de vie résiduelle pour les mêmes niveaux de chargements que celui appliqués pour le grade X52 et X65 à un rapport de charge  $R=0.2$  est de l'ordre de  $62.0 \times 10^4$  cycles.

L'augmentation de la durée de vie résiduelle se traduit par la diminution du chargement moyen. Pour l'acier X70, le chargement moyen est passé de 168 MPa à 90 MPa. La variation de la durée de vie résiduelle en fatigue en fonction de l'amplitude de chargement pour l'acier API 5L X80 est montrée par la figure 4.8 pour un rapport de charge  $R=0.1$ . Une diminution importante de la durée de vie en fatigue est constatée pour  $\sigma_{\max}=250$  MPa et 280 MPa. A une longueur de fissure de 30 mm, la durée de vie résiduelle a augmenté de  $3.36 \times 10^5$  cycles pour une diminution du chargement appliqué de 280 MPa à 150 MPa ce qui présente un taux d'augmentation en durée de vie de 6 fois.

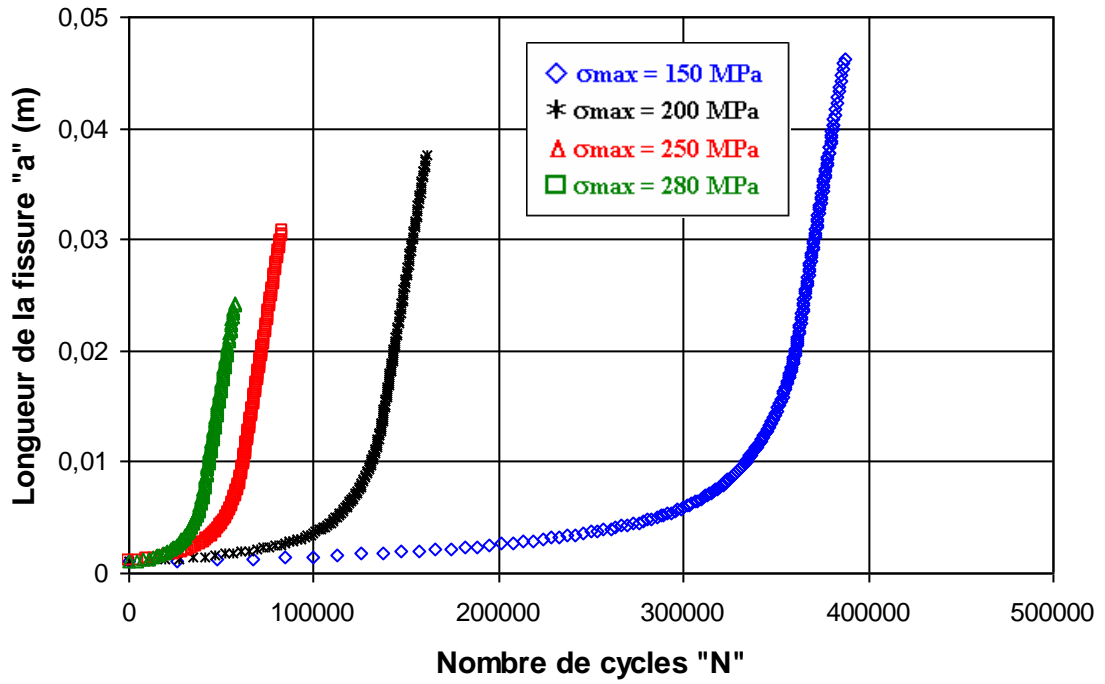


Figure 4.5. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X52 à R = 0.1

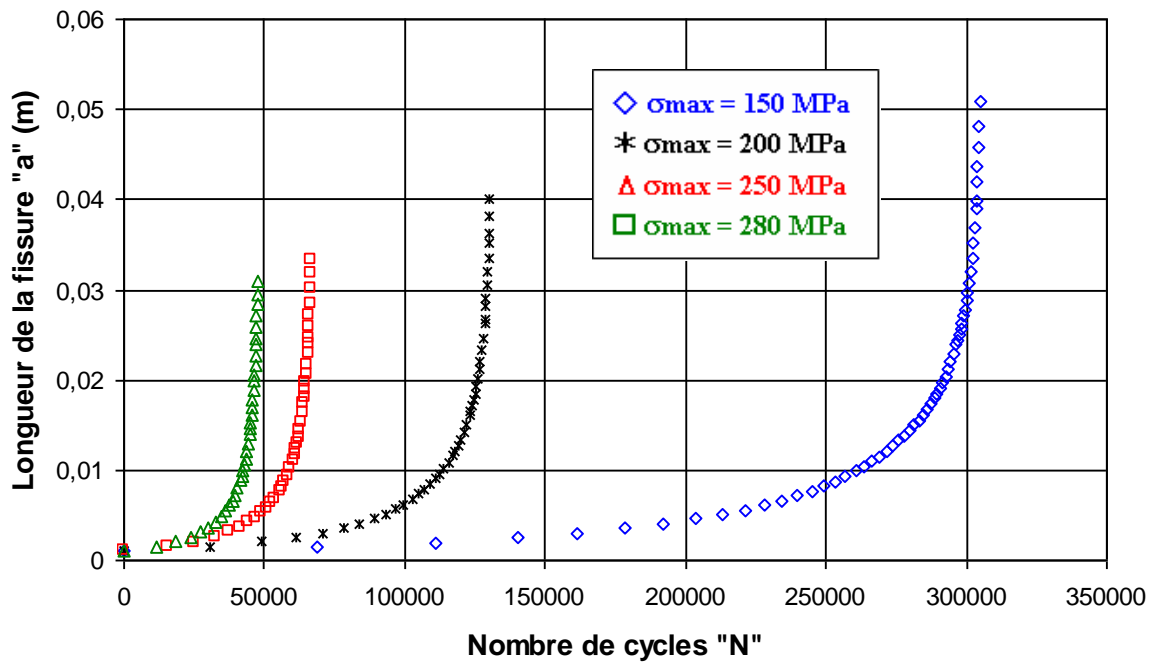


Figure 4.6. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X65 à R = 0.1

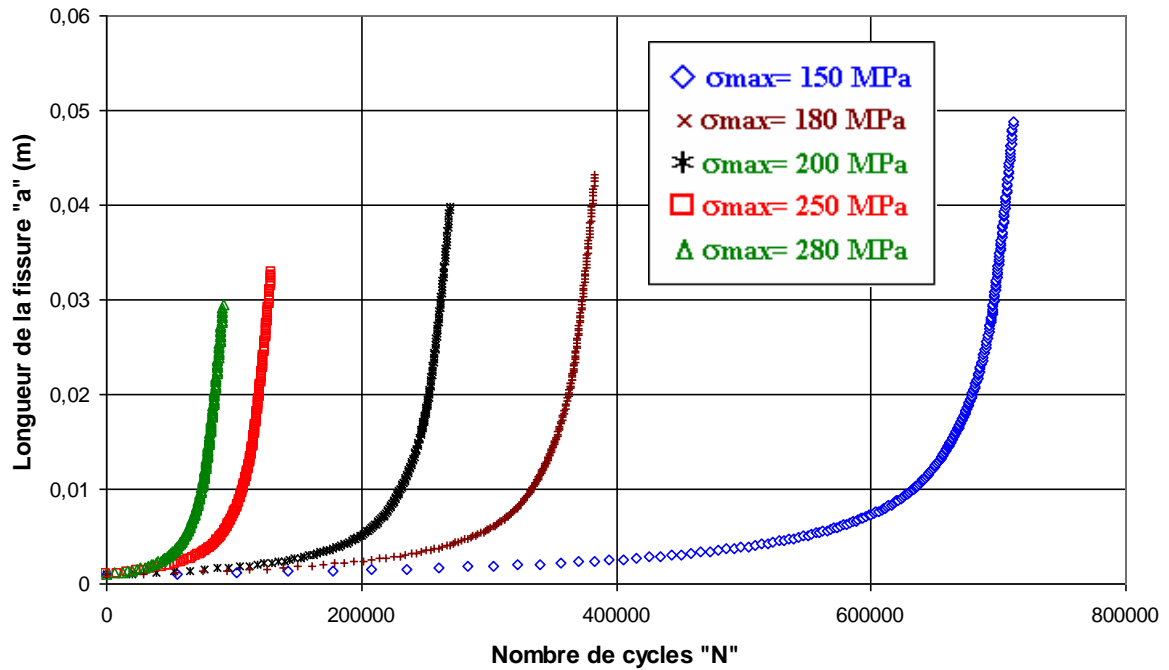


Figure 4.7. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X70 à R = 0.2

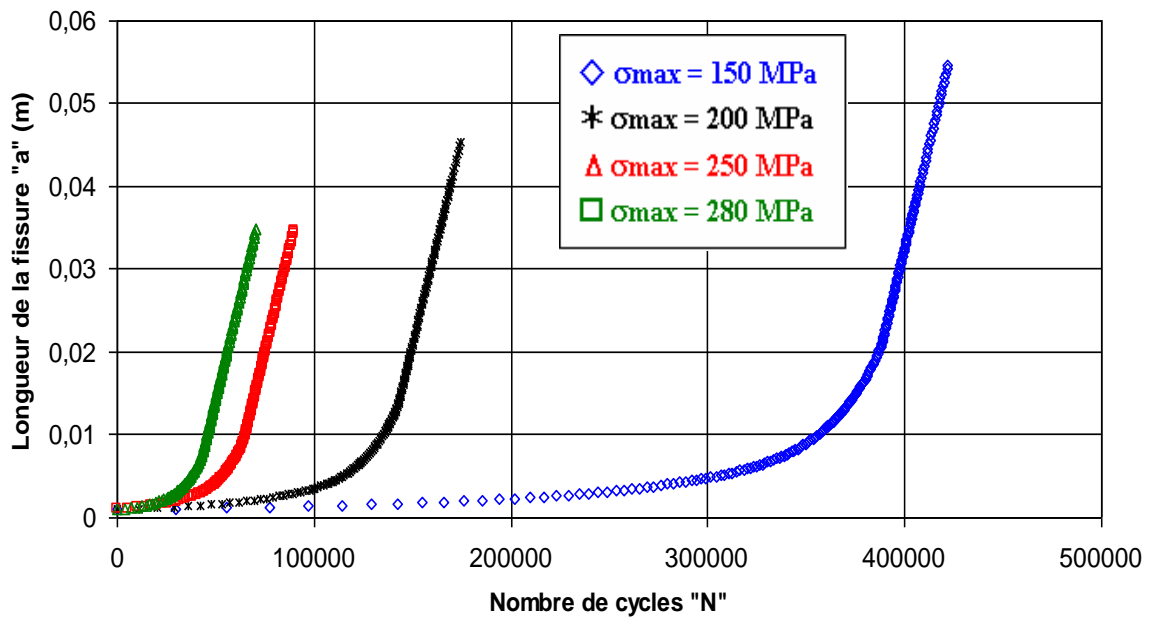


Figure 4.8. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X80 à R=0.1

L'effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration pour les mêmes matériaux est représenté par les figures 4.9 à 4.12 pour un même rapport de charge. La vitesse de fissuration garde la même allure et l'amplitude de chargement affecte la valeur du facteur d'intensité de contrainte seuil. La figure 4.9 montre l'effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue de l'acier pour pipeline X52 à  $R=0.1$ . La vitesse de fissuration pour un chargement maximale de 150 MPa est passé de  $3.69 \times 10^{-9}$  à  $2.52 \times 10^{-8}$  pour le chargement maximale de 280 MPa ce qui a engendré une augmentation en vitesse d'environ  $2.15 \times 10^{-8}$  m/cycle. Cela justifie la différence en durée de vie. L'analyse des courbes de fissuration de l'acier API 5L X65 montre le même effet que celui remarqué pour l'acier X52. Pour les mêmes niveaux de chargements appliqués, une augmentation en vitesse de fissuration de l'ordre  $2.73 \times 10^{-8}$  m/cycle est généré pour l'acier API 5L X65 (Figure 4.10). Un tel effet est aussi remarqué pour la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70. A un chargement maximal de 150 MPa, la vitesse est de  $1.62 \times 10^{-9}$  m/cycle. Pour le chargement de 280 MPa, la vitesse est de l'ordre de  $1.53 \times 10^{-8}$  m/cycle ce qui présente une différence de  $1.37 \times 10^{-8}$  m/cycle. Au-delà d'un facteur d'intensité de contrainte de  $55 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , un changement de pente des vitesses est constaté. L'acier API 5L X80, présente un faible changement de pente à partir de  $45 \text{ MPa}\sqrt{m}$ . La différence en vitesse de fissuration pour les mêmes niveaux de chargement cyclique appliqués aux aciers X52, X65 et X70, est de  $2.35 \times 10^{-8}$  m/cycle pour l'acier API 5L X80. La comparaison des vitesses de fissuration pour les différents grades cités ci-dessous pour un même niveau de chargement cyclique ( $\sigma_{\max}=200$  MPa) est montrée par la figure 4.13. Les vitesses de fissuration des aciers API 5L sont localisées dans une bande de vitesse variable de  $\pm 1.5$  fois la vitesse moyenne.



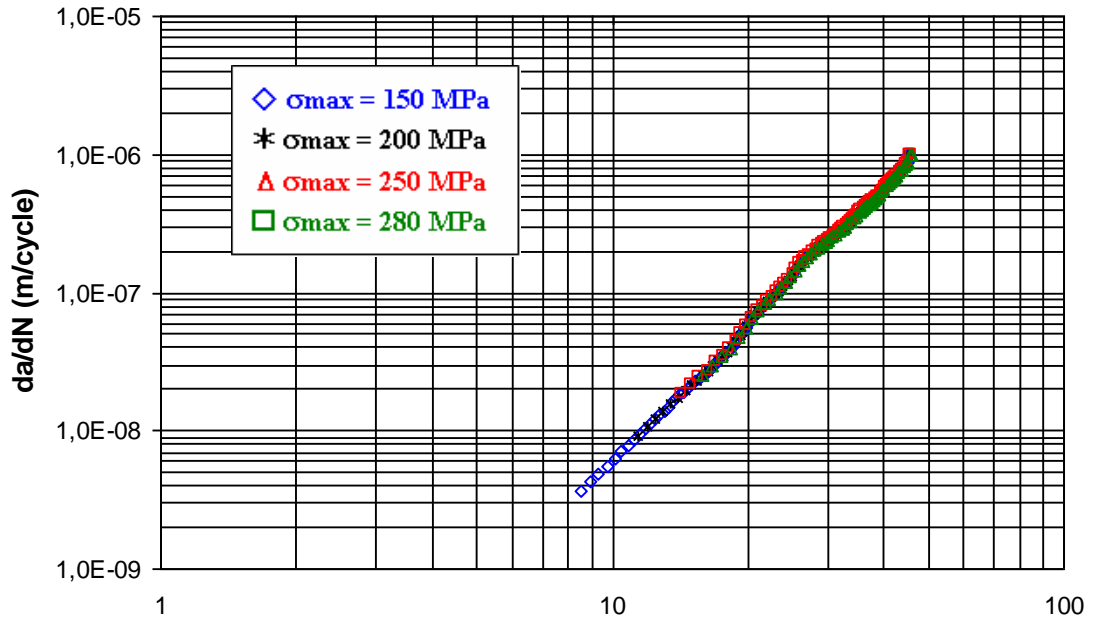


Figure 4.9. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X52 à R=0.1 (L-T)

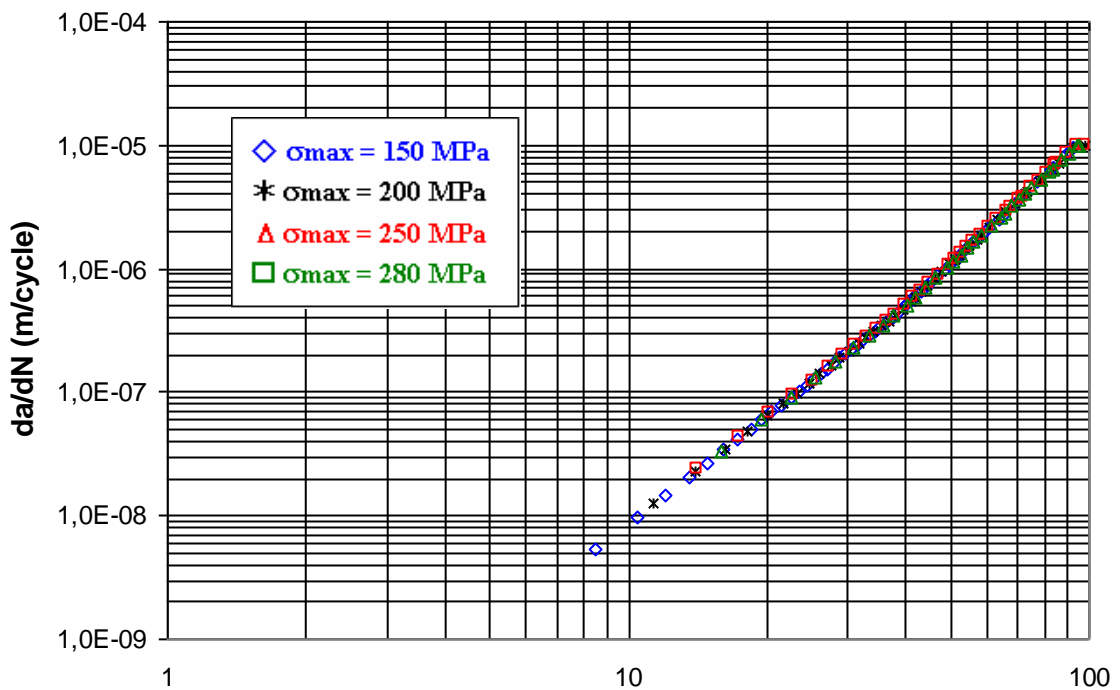


Figure 4.10. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X65 à R=0.1 (T-L)

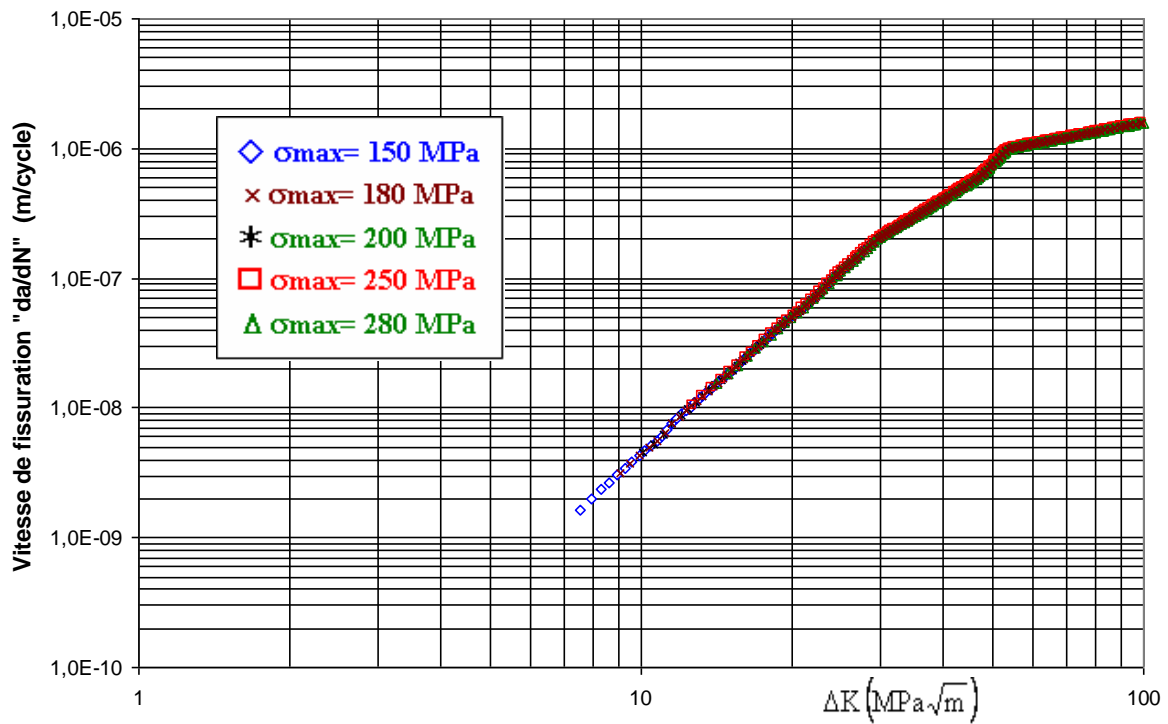


Figure 4.11. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X70 à  $R=0.2$  (T-L)

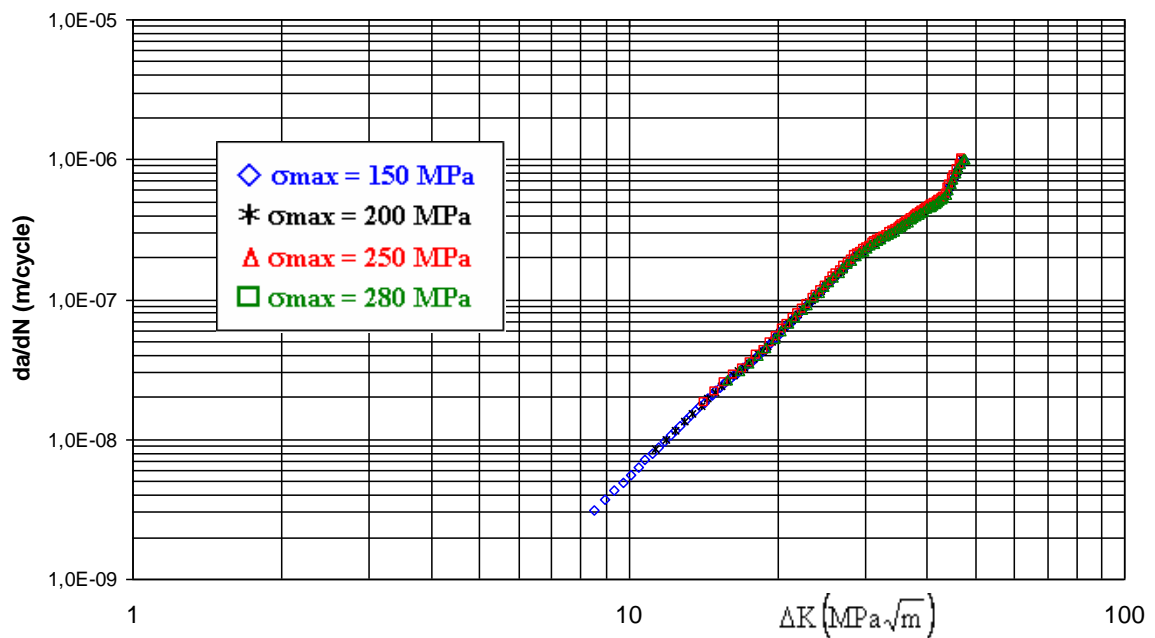


Figure 4.12. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'acier pour pipeline X80 à  $R=0.1$  (L-T)

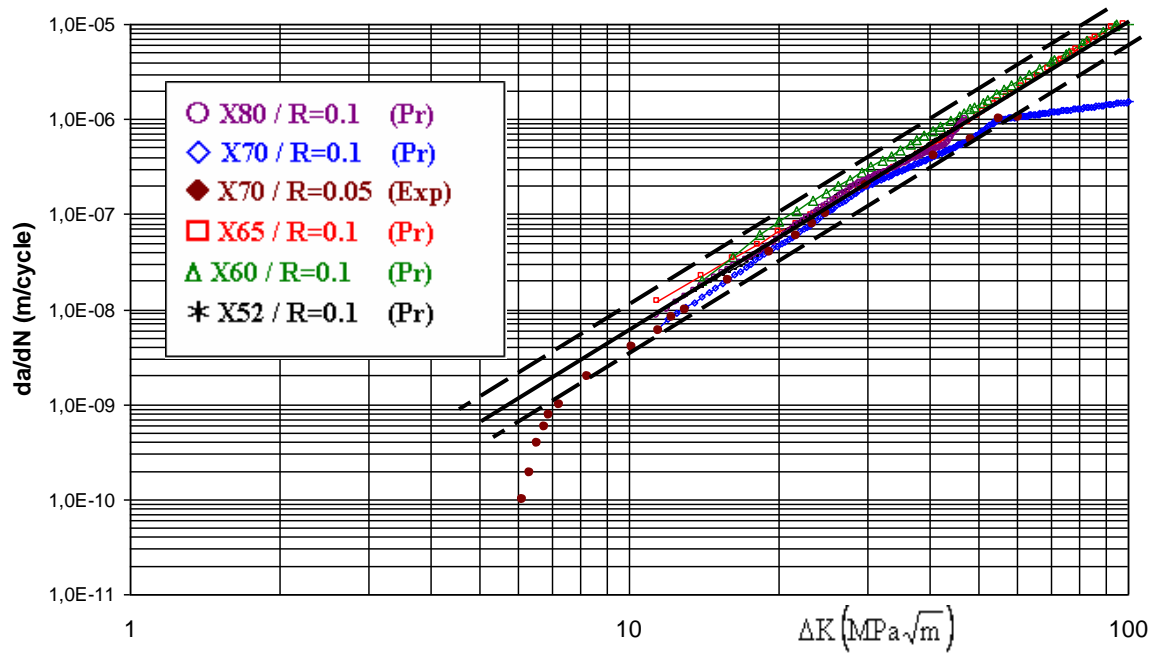


Figure 4.13. Comparaison des vitesses de fissuration pour différents grades d'acier API 5L à un chargement maximal cyclique de 200 MPa à R=0.1

### III. EFFET DE L'HYDROGENE SUR LA FISSURATION PAR FATIGUE

L'hydrogène est l'atome le plus simple de l'univers, et également le plus abondant (75 % en masse et 95 % en nombre d'atomes).

La présence d'hydrogène dans les aciers peut résulter de plusieurs manières [1] :

- \* La pénétration d'hydrogène lors de l'élaboration ou de la transformation des aciers.
- \* La production d'hydrogène par des réactions électrolytiques lors des traitements de surface, de la protection cathodique, etc.
- \* L'hydrogène produit par des réactions de corrosion en environnement aqueux.
- \* L'utilisation d'aciers en atmosphère hydrogénée, comme c'est le cas pour les pipelines utilisés pour le transport d'hydrogène gazeux à haute pression.

#### III.1 EFFETS DE L'HYDROGENE SUR LA PROPAGATION DES FISSURES

Selon Sofronis [2], en présence d'hydrogène, la limite d'élasticité augmente légèrement avec la concentration en hydrogène. Delafosse et Magnin [3], Mao et Li [4], ont montré qu'aucun effet de création de fissure ne peut être lié à la seule présence d'hydrogène, particulièrement dans les réseaux CFC. Rien à ce jour ne permet de quantifier la part de responsabilité de l'hydrogène lors d'un amorçage de fissure. Par contre, si la fissure est déjà formée, son mécanisme de propagation s'en trouve amplifié. Des essais [5], sous sollicitations mécaniques cycliques effectués sur des morceaux de pipeline en X52, comportant une fissure, montrent l'effet de la présence d'hydrogène. Les résultats ont montré qu'à la même profondeur de fissure, la vitesse de fissuration est de l'ordre de  $10^{-5}$  mm/cycles en présence de l'hydrogène par contre l'essai à l'air la vitesse est de l'ordre de  $10^{-6}$  mm/cycles pour un rapport de charge  $R=0.5$ .

Dans cette partie, l'effet de l'hydrogène sur la durée de vie résiduelle et la vitesse de propagation des aciers API 5L X70 et X80 est investigué. La figure 4.13 présente l'évolution de la durée de vie résiduelle en présence de l'hydrogène sous une pression de 6.7 MPa et comparée à la durée de vie résiduelle en absence de l'hydrogène. Le résultat montre que la présence d'hydrogène a fait diminuer la durée de vie résiduelle d'environ 9.5 fois. La présence de l'hydrogène provoque une fragilisation de l'acier

en question, cela est remarqué par l'augmentation de la vitesse de fissuration donc une perte de résistance (figure 4.14). On remarque qu'à un même facteur d'intensité de contraintes  $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , la vitesse de fissuration en présence d'hydrogène est de l'ordre de  $7 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$  par contre en absence d'hydrogène, la vitesse est de l'ordre de  $4.93 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$  ce qui présente une augmentation de 14.3 fois. Ce taux augmente avec l'augmentation du facteur d'intensité de contraintes.

L'effet d'hydrogène sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X80 est présenté par la figure 4.15 à  $R=0.1$  et pression d'hydrogène de 30 MPa. Une diminution de 3.25 fois de la durée de vie en présence de l'hydrogène est constatée par rapport à la durée de vie résiduelle en fatigue pour l'essai à air libre. A la pression de 30 MPa, La vitesse de fissuration de l'acier API 5L X80 a augmenté de  $9.40 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$ . De plus la présence de l'hydrogène a fait diminuer le facteur d'intensité de contrainte qui se traduit par la ténacité du matériau.

La comparaison des vitesses de fissuration des aciers API 5L X70 et X80 est montrée par la figure 4.16. On remarque que la vitesse de fissuration du X70 à 6.7 MPa d'hydrogène est proche à celle de l'acier X80 à 30 MPa d'hydrogène. Cela montre que l'acier API X80 présente une meilleure résistance à la fatigue par rapport à l'acier X70 en présence d'hydrogène.

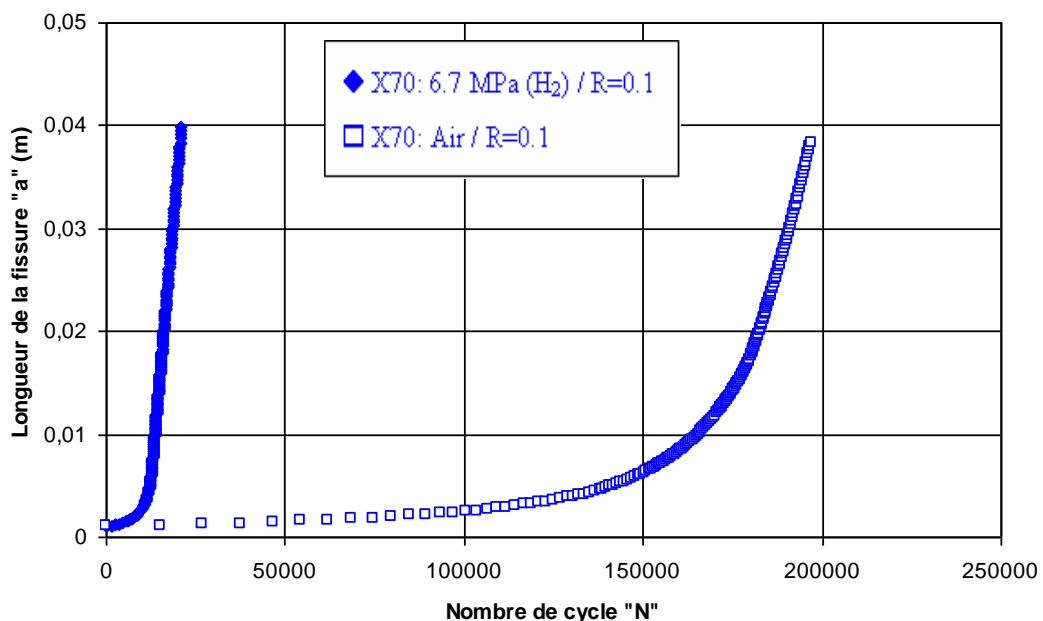


Figure 4.14. Effet de l'hydrogène sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X70 à  $R=0.1$  et  $\sigma_{\text{max}}=200 \text{ MPa}$ .

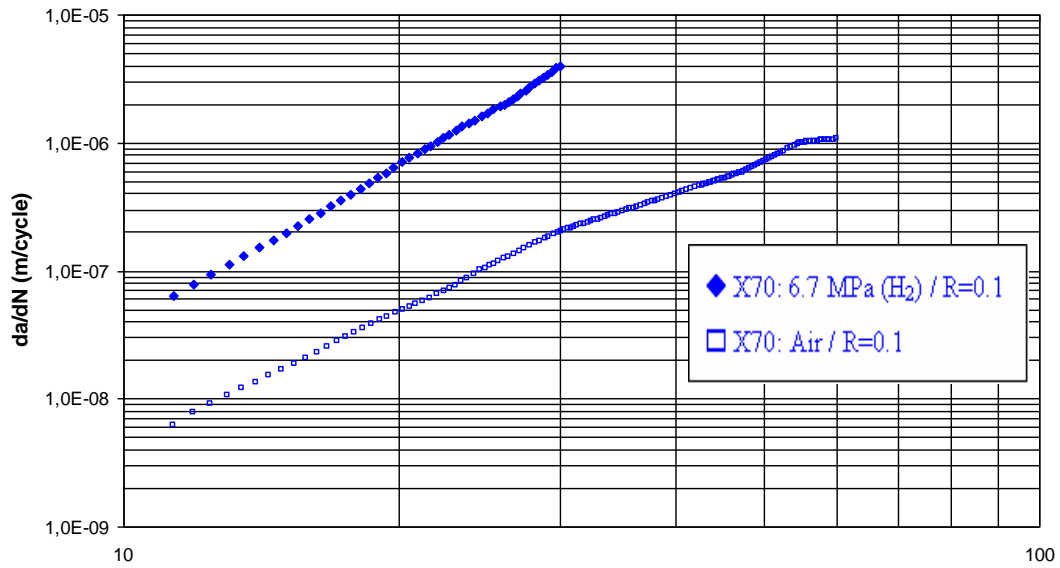


Figure 4.15. Effet de l'hydrogène sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X70 à R=0.1 et  $\sigma_{\max}=200$  MPa.

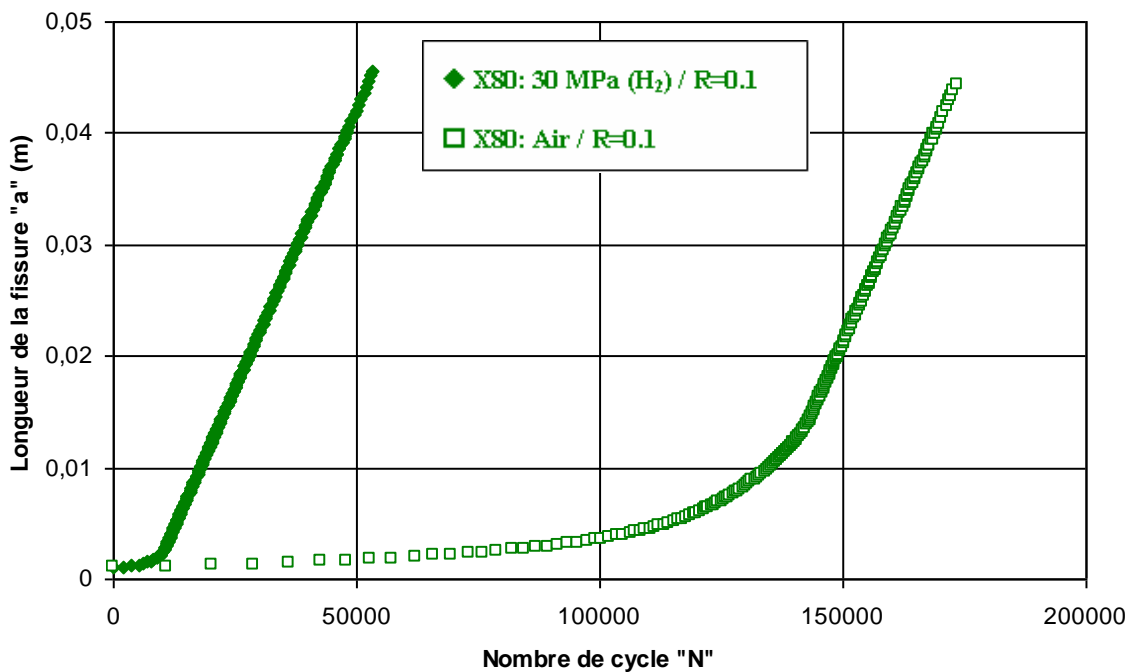


Figure 4.16. Effet de l'hydrogène sur la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X80 à R=0.1 /  $\sigma_{\max}=200$  MPa

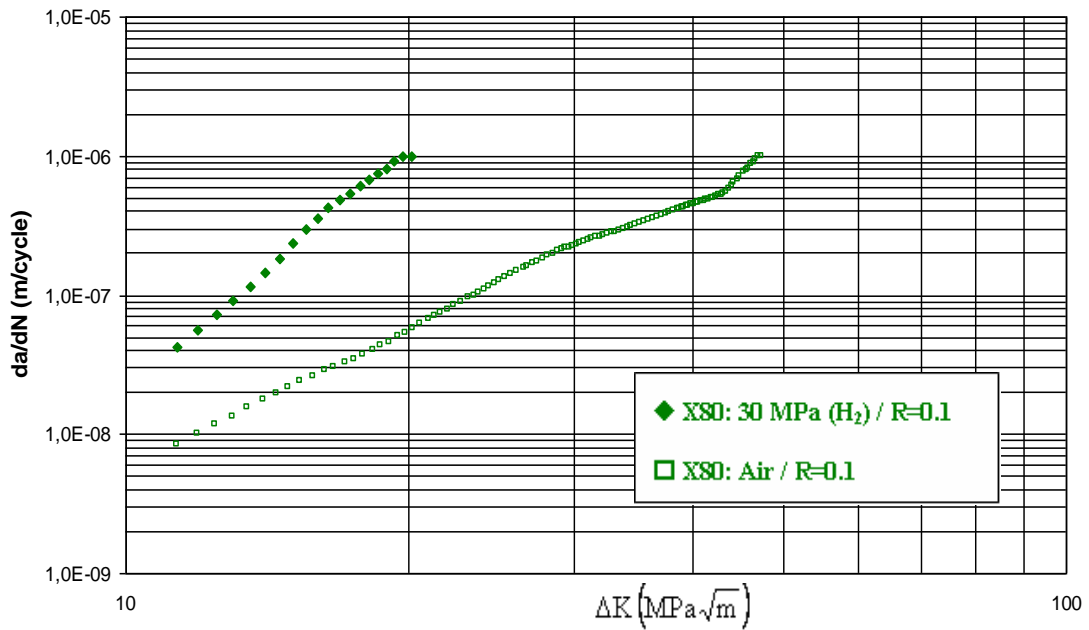


Figure 4.17. Effet de l'hydrogène sur la vitesse de fissuration de l'acier API 5L X80 à  $R=0.1$  /  $\sigma_{max}=200$  MPa

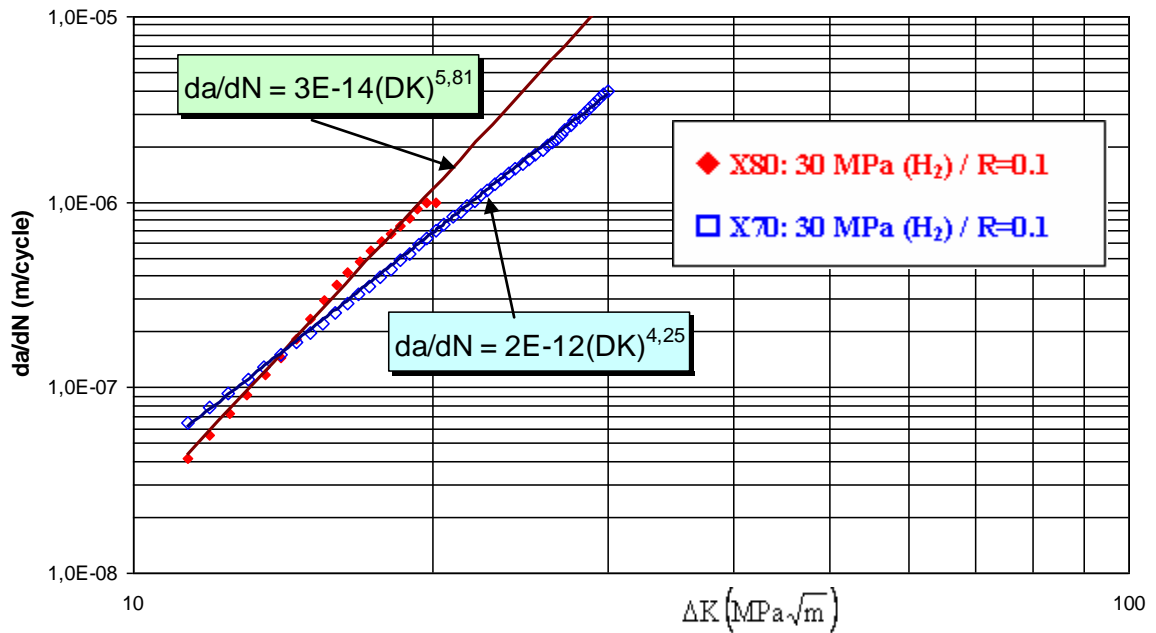


Figure 4.18. Comparaison des vitesses de fissuration des aciers API 5L X70 et X80 en présence d'hydrogène

**IV. FISSURATION PAR FATIGUE DES JOINTS SOUDES**

L'opération d'assemblage par soudage génère trois zones. Une zone formant le métal de base, la deuxième une zone de métal fondu et une zone dite zone affecté thermiquement. Le comportement en fatigue dans ces deux dernières zones change par rapport au métal. Ce changement est dû à un effet thermique où des contraintes résiduelles sont introduites.

L'évolution de la vitesse de fissuration dans le joint de soudure [6] où la fissure se propage dans une zone près du cordon de soudure est montrée par la figure 4.18 et comparé par rapport au métal de base pris loin du cordon de soudure. Ce résultat montre que la vitesse de fissuration pour le métal près du cordon de soudure est inférieure par rapport à la vitesse de fissuration du métal de base. Cela se traduit par la présence des contraintes résiduelles de compression. L'évolution de la durée de vie résiduelle prédite pour les deux états est montrée par la figure 4.19.

L'évolution de la durée de vie résiduelle en fatigue pour un rapport de charge  $R=0.1$  et un chargement cyclique maximal appliqué de 200 MPa est montrée par la figure 4.18. Il est constaté que la durée de vie résiduelle en fatigue pour le métal de base de l'acier API 5L X65 est très inférieure par rapport au métal proche de la zone fondue. La différence en durée de vie est de l'ordre de  $5.11 \times 10^5$  cycles ce qui représente une augmentation en durée de vie d'environ 5 fois. La présence des contraintes résiduelles de compression due à l'expansion du tube justifie une telle augmentation.



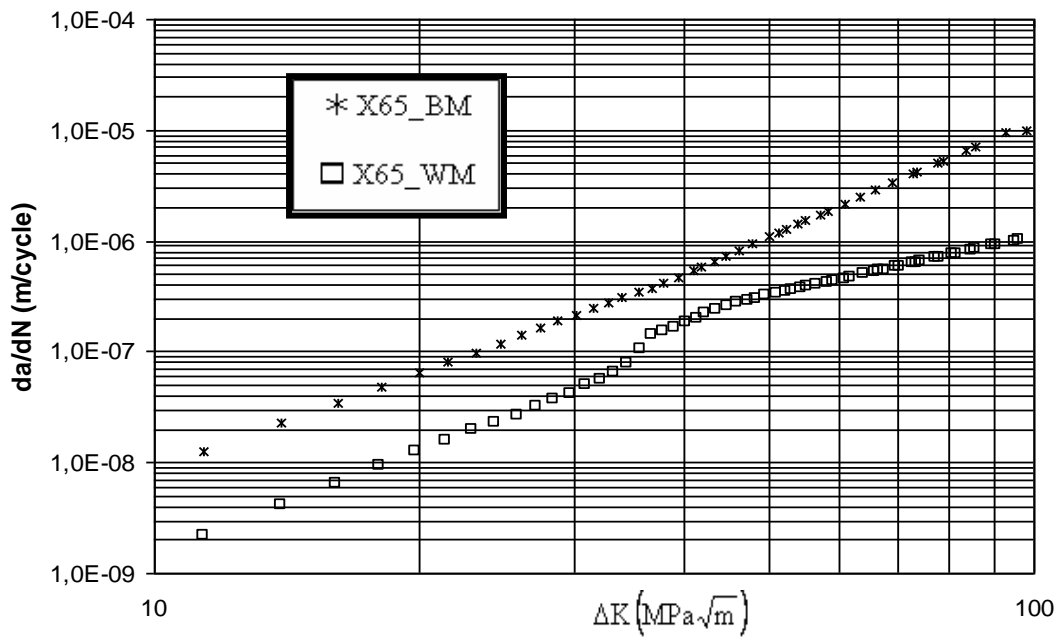


Figure 4.19. Comparaison des vitesses de fissuration du métal de base (sens T-L) et joint soudé de l'acier API 5L X65 [6]

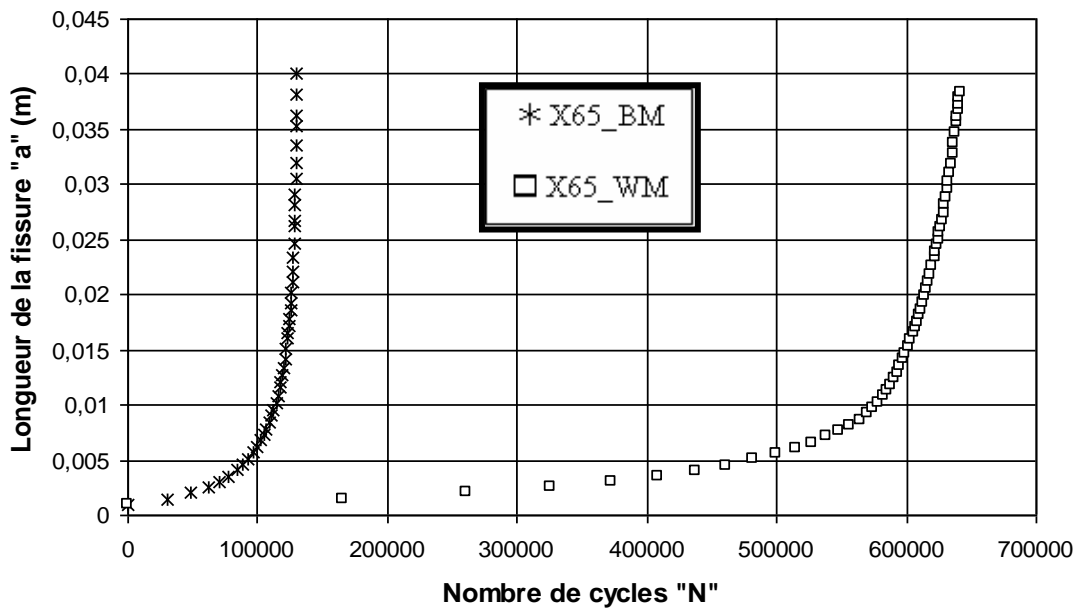


Figure 4.20. Prédiction de la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X65 (métal de base(T-L) / joint soudé)

Les travaux présentés par Kim et al [7] sur l'acier API 5L X65 montrent que la vitesse de fissuration à travers le joint de soudure dans le sens T-L est supérieure par rapport à la vitesse pour le métal de base dans le même T-L (figure 4.20). Les vitesses se rapprochent avec l'augmentation du facteur d'intensité de contrainte. A  $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , la vitesse de fissuration pour le métal de base est de  $1.32 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$  par contre pour le métal de la zone fond, la vitesse de fissuration a diminué à  $4.5 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$ , cela représente une diminution de 3.40 fois. Cela justifie aussi la présence des contraintes résiduelles de traction dues aux effets thermiques.

Ces contraintes résiduelles de traction affectent la durée de vie en fatigue. Les durées de vie résiduelles pour le métal de base et le métal de la zone fondu sont prédites en utilisant le modèle de Walker (figure 4.21). Une importante diminution de la durée de vie en fatigue est constatée.

La comparaison des vitesses de fissuration pour l'acier API 5L X65 de Kim et al [7] et celles de Mokhdani [6] est montrée par la figure 4.22 dont les équations de propagation selon le modèle de Paris sont présentées.

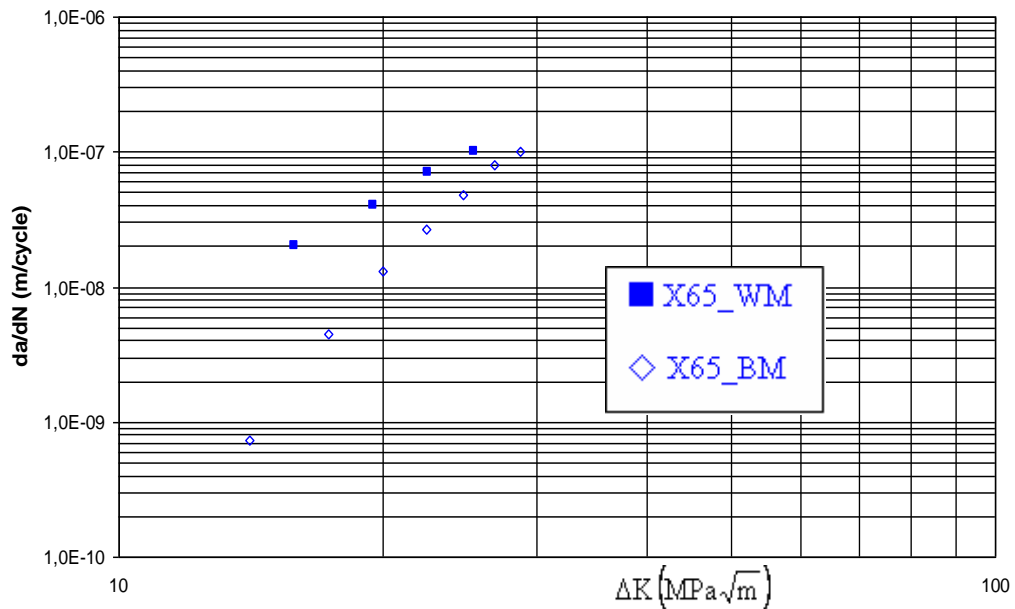


Figure 4.21. Comparaison des vitesses de fissuration du métal de base et joint soudé de l'acier API 5L X65 (sens T-L) [7]

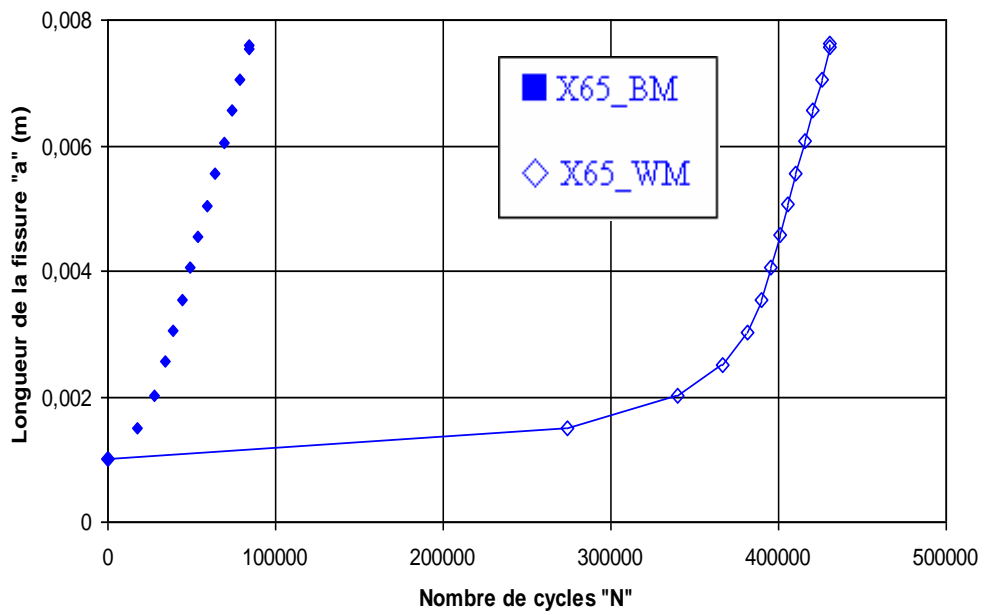


Figure 4.22. Prédiction de la durée de vie résiduelle en fatigue de l'acier API 5L X65 (métal de base/joint soudé) dans le sens T-L

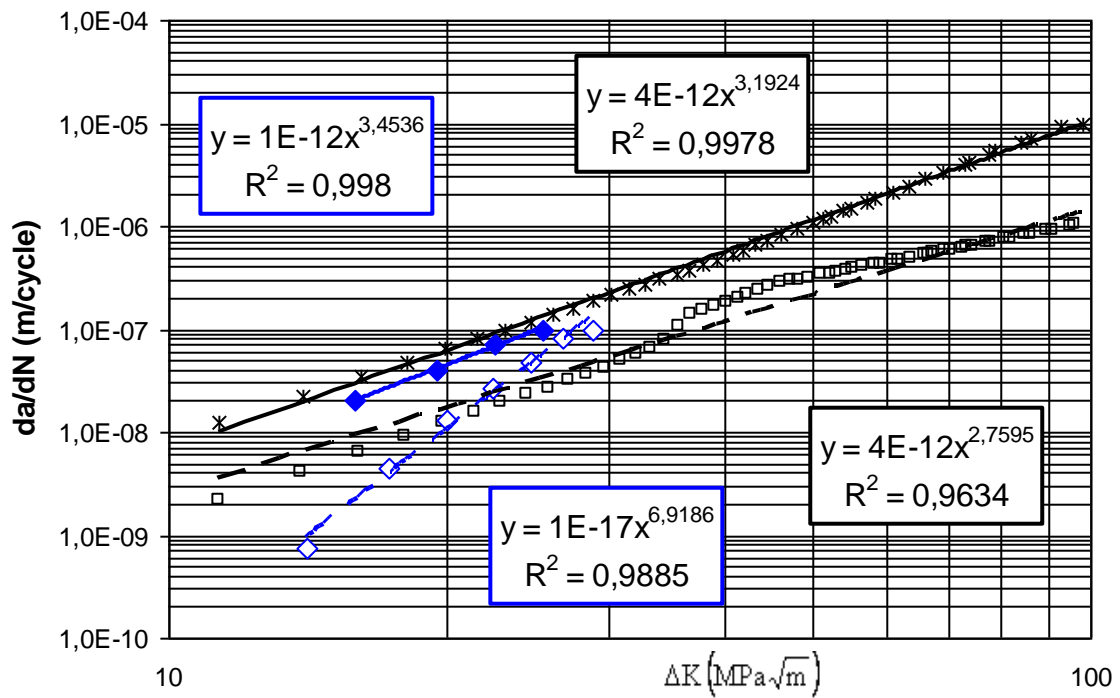


Figure 4.23. Comparaison des vitesses de fissuration de l'acier API 5L X65 [6] et [7]

**REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE CHAPITRE IV**

- [1] A. Brass, J. Chêne, L. Coudreuse (2000). "Fragilisation des aciers par l'hydrogène : étude et prévention". Les techniques de l'ingénieur, vol. 175, p. 1-24, 2000.
- [2] N. Chandra, C. Shet (2002). "Analysis of energy balance when using cohesive zone models to simulate fracture processes", Journal of engineering materials and technology - Transactions of the ASME, vol. 124, no. 4, p. 440-450, 2002.
- [3] G. Camacho, M. Ortiz (1996). "Computational modelling of impact damage in brittle materials". International Journal of Solids and Structures. Vol. 33(20), pp. 2899-2938.
- [4] D. Jha, A. Banerjee. (2011). "A cohesive model for fatigue failure in complex stress-states". International Journal of Fatigue, Vol. 36(1), pp. 155-162.
- [5] A. Ural, V. Krishnan, K. Papoulia. "A cohesive zone model for fatigue crack growth allowing for crack retardation". International Journal of Solids and Structures, Vol. 46(11-12). pp. 2453-2462.
- [6] C. Mokhdani (1995). "Amorçage et propagation de fissures de fatigue dans un acier pour tubes de transport de gaz". Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris. France.
- [7] O. Vosikovsky (1980). "Effect of stress ratio on fatigue crack growth rates in X70 pipeline steel in air and saltwater". Journal of Testing and Evaluation, Vol. 8(2), pp 68-73.

CONCLUSION

## CONCLUSION GENERALE & PERSPECTIVES

Cette étude a été conduite en vue de prédire le comportement en fatigue des aciers API 5L utilisés pour pipelines. L'effet de chargement caractérisé par la variation du rapport de charge et de l'amplitude de chargement, a été mis en évidence. L'étude a été menée sur éprouvettes de type SENT (Single Edge Notch Tensile specimen). Le chargement appliqué est un chargement de tension dû à la pression interne provoquant le mode d'ouverture I.

Les résultats ont montré que la durée de vie et la vitesse de fissuration dépendent en premier lieu un certain nombre de paramètres qui se résume aux types de chargement, à l'environnement ainsi les paramètres métallurgiques

La méthode de Harter et le modèle de Walker ont été utilisés afin de prédire la durée de vie en fatigue et les vitesses de fissuration pour différents rapport de charge et amplitude de chargement ; en premier lieu en présence d'air, ensuite en présence d'hydrogène et enfin sur des joints soudés.

Dans le premier cas, on remarque que la durée de vie augmente avec l'augmentation du rapport de charge. Pour une même longueur de fissure ( $a=30$  mm), la durée de vie a augmentée considérablement et que la vitesse de fissuration est affectée par le rapport de charge d'après le décalage des courbes de fissuration vers les faibles valeurs de  $\Delta K$  sous l'augmentation du rapport de charge.

L'analyse des courbes des durées de vie pour différents grades d'aciers à même rapport de charge, montrent que la durée de vie résiduelle pour l'acier à haut grade est supérieure à celui de l'acier de grade inférieur.

L'effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie résiduelle en fatigue pour un rapport de charge constant nous montre qu'il y a diminution du nombre de cycle à la rupture donc augmentation de la durée de vie les aciers de grade X60 et X65 mais

pour le grade X70 L'augmentation de la durée de vie résiduelle se traduit par la diminution du chargement moyen qui est de 168 MPa à 90 MPa.

La vitesse de fissuration et la durée de vie d'un matériau suit la même loi mais avec des valeurs différentes ce qu'il justifie que les courbes ont toutes la même allure mais avec des valeurs différents.

Dans le deuxième cas, l'effet d'environnement caractérisé par la présence d'hydrogène diminue la résistance à la fatigue où les vitesses de fissurations augmentent par l'augmentation de la pression d'exposition et par conséquent une diminution de la durée de vie.

Dans le troisième cas, la vitesse de fissuration par fatigue au niveau des joints de soudures dépend de l'état de contraintes résiduelles présentes et peut varier dans les deux sens. Mais d'une façon générale en présence de joints soudés la vitesse de fissuration est plus rapide d'où une diminution de la durée de vie.

La prise en compte des défauts géométriques et des contraintes résiduelles générés par prédéformations dans les tubes pipelines peut faire l'objet d'études antérieures combinés aux effets d'environnement (Azote, hydrogène, éthanol,...) sur le plan expérimentales et numérique. De plus, la fluctuation des spectres de pression représente un axe à entreprendre comme projet futur.

# SOMMAIRE



# Table des matières

INTRODUCTION GENERALE -----1

CHAPITRE I: TRANSPORT DE GAZ ET DE PETROLE  
& EVOLUTION DES MATERIAUX

I. Introduction -----4

II. Histoire et technologie des pipelines -----6

III. Les aciers à hauts grades -----7

III.1. Dosage des éléments d'alliage -----7

III.2. Propriétés physique, avec le TMCP ----- 11

IV. Fabrication des pipelines : ----- 14

IV.1. Les tubes soudés ----- 14

IV.2. Les tubes réalisé sans soudure ----- 14

V. Evolution des pipelines----- 20

VI. Facteurs métallurgiques - propriétés des tubes----- 26

VI.1. Influence du traitement thermique sur les propriétés des aciers----- 36

VI.2 Influence du formage des tubes sur les propriétés mécaniques ----- 37

VII. Analyse tendancielle des améliorations des aciers des pipelines----- 39

VII.1. Evolution des dimensions des tubes et des conduites----- 39

VIII.2. Evolution des caractéristiques mécaniques des tubes----- 40

VIII.3. Evolution de la composition chimique des aciers des tubes ----- 42

VIII. Observation métallographique ----- 44

Références bibliographique Chapitre I----- 50

**CHAPITRE II: COMPORTEMENT EN FATIGUE  
DES ACIERS POUR PIPELINES**

Introduction .....	54
I. Facteurs d'intensité de contrainte, mode de rupture.....	54
I.1. Modes de rupture : .....	54
I.2. distribution des contraintes au niveau de la pointe de la fissure.....	55
I.3. Zone plastique au niveau de la pointe de la fissure .....	58
II. Endommagement par fatigue .....	61
Introduction .....	61
II.1. Endommagement et stades de fissuration par fatigue.....	62
II.2. Propagation d'une fissure de fatigue .....	63
III. Comportement en fatigue des aciers pipelines .....	71
Références bibliographique Chapitre II.....	83

**CHAPITRE III: METHODOLOGIE DE PREDICTION  
DE LA FISSURATION PAR FATIGUE DES ACIERS POUR PIPELINES**

Introduction .....	86
I. Présentation du code .....	86
II. Modèle de Harter .....	86
III. Matériaux d'études .....	86
Références bibliographique Chapitre III.....	92

## CHAPITRE IV: RESULTATS & DISCUSSION

Introduction -----	93
I. Effet du rapport de charge R à Air -----	93
II. Effet de l'amplitude de chargement-----	97
III. Effet de l'hydrogene sur la fissuration par fatigue-----	104
IV. Fissuration par fatigue de joints soudes -----	108
Références bibliographique Chapitre IV -----	112
CONCLUSION GENERALE & PERSPECTIVES -----	113

# ملخص

تخضع الهياكل الميكانيكية عموماً إلى مجهودات دورية أثناء التشغيل. الضرر أو الكسر بالكلل أو التعب الميكانيكي الذي يحدث في أغلب الأحيان عندما تكون المواد تحت تأثير لقوى أصغر من حد مرونتها. تحمل الكلل أو التعب الميكانيكي لأنابيب توصيل الغاز و البترول يعتمد أساساً على عدة عوامل منها ذات طابع تعديني، خصائص ميكانيكية وظروف التشغيل التي يؤثر عليها الضغط الموجود في الأنابيب. شروط العمل هي عبارة عن اجهضات على مستوى اطراف الأنبوب مميزة بحمولات مطبقة على عينات من نوع : "Single Edge Notch Tensile specimen".

الحمولات الدورية بقيم ثابتة و المتميزة بنسبة الحمولة و قيمة الدورة للحمولة قد ضبطت على عدة اصناف من الصلب API 5L

باستعمال طريقة " Harter " و نموذج " Walker " لانتشار التشعر للحصول على تنبؤ مدة الحياة عند الكلل و سرعة التشعر. إن وجود الهيدروجين قد يؤثر بشكل كبير على سرعة إنتشار التشعر و مدة الحياة. نلاحظ وجود زيادة كبيرة في معدل نمو التشعر عند الكلل وانخفاض في مدة الحياة مع وجود الهيدروجين. التشعر في أماكن اللحامات يعتمد على حالة التوتر ولدت خلال اللحام وخلال توسع الأنابيب.

الكلمات المفتاحية: الصلب API L5 ، خط أنابيب، التشعر بالكلل، بنسبة الحمولة، قيمة الدورة للحمولة، واللحام، الهيدروجين

## RESUME

Généralement les structures mécaniques sont soumises à des sollicitations cycliques au cours de leur fonctionnement. L'endommagement par fatigue qui apparaît le plus souvent lorsque le matériau est soumis à des efforts inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. Le comportement en fatigue des pipelines dépend de plusieurs paramètres de nature métallurgiques, des propriétés mécaniques et des conditions de service caractérisé par la pression mise en œuvre. Les conditions de service sont transmises sous forme de contraintes au niveau des parois des tubes caractérisant le chargement appliqué sur les éprouvettes de type SENT "Single Edge Notch Tensile specimen".

Les chargements cycliques à amplitudes constantes caractérisés par le rapport de charge et l'amplitude de chargement cyclique ont été mis en évidence sur différents grades d'aciers API 5L à travers l'utilisation de la méthode de Harter et le modèle de propagation de Walker afin de prédire la durée de vie résiduelle en fatigue et la vitesse de fissuration. L'effet de la présence d'hydrogène a affecté fortement la vitesse de fissuration et la durée de vie. Une augmentation importante de la vitesse de fissuration et une diminution de la durée de vie en fatigue en présence d'hydrogène est constatée. La fissuration à travers les joints soudés dépend de l'état de contrainte générée lors du soudage et de l'état d'expansion des tubes.

**Mots clés :** Acier API 5L, pipeline, fissuration par fatigue, modèle de Walker, rapport de charge, amplitude de chargement, soudage, hydrogène.

## ABSTRACT

Generally mechanical structures are subjected to cyclic loading during service. Fatigue damage occurs most often when the material is subjected to cyclic loading lower of the yield strength of material. The fatigue behavior of pipelines depends on several parameters of metallurgical nature, mechanical properties and operating conditions characterized by pressure service. The conditions of service are transmitted as constraints on tube walls characterizing the stress applied to the SENT specimens "Single Edge Notch Tensile specimen". The cyclic loading at constant amplitude characterized by the stress ratio and the amplitude of cyclic loading have been highlighted on various grades of steel API 5L through the use of the Harter method and Walker model to predict the residual fatigue life and fatigue crack growth.

The effect of the presence of hydrogen has greatly affected the fatigue crack growth and residual fatigue life. A significant increase in fatigue crack growth rate and a decrease in fatigue life in the presence of hydrogen were observed. Cracking through welds depends on the state of stress generated during the welding process and the state of expansion of the tubes.

**Keywords:** Steel API 5L, pipeline, fatigue crack growth, Walker model, stress ratio, amplitude load, Welding, hydrogen.