

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR - ANNABA
BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY



جامعة باجي مختار – عنابة

Faculté : Sciences de l'ingénieur
Département : Metallurgie
Domaine : Sciences et techniques
Filière : Metallurgie
Spécialité : Genie metallurgie

كلية : علوم المهندس
قسم : التعدين
مجال : العلوم والتكنولوجيا
قطاع : التعدين
تخصص : هندسة المعادن

Mémoire

Présenté en vue de l'obtention du Diplôme de Master
Thème:

**ETUDE DE COMPORTEMENT MÉCANIQUE EN
FATIGUE D'UN MATÉRIAU HLE**

Présenté par : ABADA Bouthayna

Encadrant : Dr. BELAID Mounia

Université badji mokhtar- Annaba

Co-encadrant: Dr. ACHOURI Sihem

Unité de recherche URASM-Annaba

Jury de Soutenance :

Mr ASSALA O.	Grade P r.	Université Annaba	Président
Mme BELAID M.	Grade Dr.	Université Annaba	Encadrant
Mme ACHOURI S.	Grade Dr	unité de recherche URASM Annaba	Co-encadrant
Mr TOUHAMI M. Z.	Grade Pr.	Université Annaba	Examineur
Mr BACCOUCHE M.	Grade Pr.	Université Annaba	Examineur

Année Universitaire : 2019/2020

Résumé

Les aciers HLE sont habituellement de nuances telles que X60, X65, X80, X52, X70 Qui sont couramment employés pour la fabrication des pipelines. Les ruptures de ces aciers, dans différents milieux, sont le plus souvent dues à des problèmes de fatigue. L'utilisation de moyens d'essais en fatigue ainsi adaptée permet, non seulement de reproduire les endommagements qui peuvent être rencontrés en service, mais aussi de tester et d'optimiser des moyens de prévention contre la fatigue. Dans cette étude, nous présentons théoriquement les différents aspects de la fatigue des matériaux métalliques : les causes, les mécanismes régissant ce phénomène, Les illustrations de la courbe de Wöhler et des modèle de prévisions, les morphologies de rupture en fatigue, les conséquences sur la durée de vie des pièces ainsi que les modèles de prévisions, une analyse expérimentale de composition chimique, des observations métallographiques et des essais de traction directe, tous ses études pour la détermination des paramètres de essai de fatigue (contrainte maximal , le rapport R ,....). Même si l'étude de la fatigue s'appuie sur des considérations théoriques (en particulier mécanique de la rupture), c'est essentiellement un domaine expérimental. La caractérisation d'un matériau, d'une pièce, d'un ensemble, d'une structure... nécessite de nombreux essais et mesures en fatigue.

Abstract

HLE steels are usually of grades such as X60, X65, X80, X52, X70.... which are commonly used for the manufacture of pipelines. Failures of these steels, in different environments, are most often due to fatigue problems. The use of fatigue testing means adapted in this way not only makes it possible to reproduce the damage which may be encountered in service, but also to test and optimize means of prevention against fatigue. In this study, we theoretically present the different aspects of the fatigue of metallic materials: the causes, the mechanisms governing this phenomenon, the illustrations of the Wöhler curve and the prediction models, the fatigue fracture morphologies, the consequences on the service life of parts as well as forecast models, an experimental analysis of chemical composition, metallographic observations and direct tensile tests, all its studies for the determination of the fatigue test parameters (maximum stress, the R ratio, etc.). Even if the study of fatigue is based on theoretical considerations (in particular fracture mechanics), it is essentially an experimental field. The characterization of a material, a part, an assembly, a structure... requires numerous tests and measurements in fatigue.

ملخص

عادةً ما يكون الفولاذ HLE من درجات مثل X60 و X65 و X80 و X52 و X70... التي تستخدم عادة لتصنيع خطوط الأنابيب. غالبًا ما يكون فشل هذا الفولاذ، في بيئات مختلفة، بسبب مشاكل التعب. إن استخدام اختبار الإجهاد يعني أن تكيفه بهذه الطريقة لا يجعل فقط من الممكن إعادة إنتاج الضرر الذي قد يصادف في الخدمة، ولكن أيضًا لاختبار وتحسين وسائل الوقاية من التعب. في هذه الدراسة، نقدم نظريًا الجوانب المختلفة لإرهاق المواد المعدنية الأسباب، والآليات التي تحكم هذه الظاهرة، والرسوم التوضيحية لمنحنى Wöhler ونماذج التنبؤ، ومورفولوجيا كسر التعب، والعواقب على عمر خدمة الأجزاء بالإضافة إلى نماذج التنبؤ، تحليل تجريبي للتركيب الكيميائي، الملاحظات المعدنية واختبارات الشد المباشر، جميع دراساتنا لتحديد معالم اختبار التعب (أقصى إجهاد، نسبة R، إلخ). حتى إذا كانت دراسة التعب تستند إلى اعتبارات نظرية (خاصة ميكانيكا الكسر)، فهي في الأساس مجال تجريبي. يتطلب توصيف مادة، جزء، تجميع، هيكل العديد من الاختبارات والقياسات في حالة التعب.

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier « Dieu » tout puissant Pour m'avoir donné et la volonté d'accomplir ce modeste travail.

Je tiens à remercier sincèrement mon encadreur de travail :

« Dr. BELAID. MOUNIA ».

Et je remercie très chaleureusement madame « ACHOURI .SIHEM » qui a un rôle très important dans le déroulement de cette travaillé et aussi Pour ses encouragements à effectuer cette étude, ses conseils précieux, son sérieux et sa Disponibilité.

Je désire exprimer toute ma gratitude à mes enseignants qui ont accepté d'être dans mon jury de soutenance

Pr. O. ASSALA, Pr. M.Z. TOUHAMI et Pr. M. BACOUCHÉ

Je ne pourrais d'oublier de remercier chaleureusement la Promotion sortante Génie métallurgie 2019-2020.

Je souhaite également exprimer ma reconnaissance à mes Parents.

Sans oublier tout le personnel de L'unité URASM, pour leurs Cooperations et leurs gentillesse.

Dédicaces

*Avant tout notre sincère remerciement revienne à « ALLAH » le
tout puissant pour tout, avec la joie l'honneur je dédie ce modeste
mémoire qui est le fruit de longues années de travail aux être qui sont
le plus chers au monde ; les plus proche à mon cœur et qui représente
ma force et mon endurance.*

*Je remercie mon père : TAYEB qui est la source
De ma force et ma volonté*

*A la fontaine d'amour qui ne s'arrête pas de donner
Ma chère mère : NOURA*

Mes frères : MOHAMED AMINE ; AMIRA

A toute la famille : ABADA

Mes amis : HEITHEM, CHAHINEZ, HADJER,

A tous les membres de ma promotion.

ABADA BOUTHAYNA

Sommaire

Introduction générale

CHAPITRE I : Etude bibliographique

I.1. Historique et l'importance du phénomène de fatigue	11
I.2. Les aciers HSLA (ou HLE)	14
I.3. Paramètre influençant la limite d'endurance expérimentale	17
I.3.1. Paramètres d'ordre métallurgique.....	17
I.3.2. Paramètres d'ordre mécanique et géométrique	17
I.4. Facteur supplémentaire	19
I.4.1. Fissuration par fatigue des joints soudent	19
I.5. La caractérisation de la tenue en fatigue.....	20
1.5.1. Le processus de phénomène de fatigue	21
1.5.2. Classification des essais de fatigue	23
1.5.3. Classification des modes de sollicitation	23
1.5.4. Description des chargements cycliques	24
I.6. Approximation analytique de la courbe de Wöhler	27
I.7. Courbe de Wöhler	28
I.7.1. Fatigue plastique oligo-cyclique	30
I.7.2. Domaine d'endurance limitée	30
I.7.3. Domaine d'endurance illimitée ou de sécurité	30
I.8. Modèles de prévision	32
I.8.1. Modèle de Basquin	32
I.8.2. Modèle de Coffin-Manson	33
I.8.3. Modèle Probabilité globale de rupture de Bordet	35
I.9. Endommagement et stades de fissuration par fatigue.....	36
I.9.1. Endommagement par fatigue	36
1.9.2. Fissuration par fatigue	36
I.9.3 propagation d'une fissure de fatigue	39
I.10. Facies de ruptures de fatigue.....	41
I.10.1. Facies de fatigue à l'examen optique.....	41

Chapitre II : Partie expérimental

II.1. Matériau et composition chimique	44
II.2. préparation des échantillons	44
II.3. Observations métallographiques	45
II.4. Propriétés Mécaniques	45
II.4.1. L'essai de traction	46
II.5. Carectéristiques expérimentales du comportement mécanique	47
II.6. Morphologie de rupture	47
II.7. Eprouvettes d'essais de fatigue	48
Conclusion Générale.....	51

Références bibliographiques.....	53
----------------------------------	----

Liste de figures

Figure I.1	Passage de ce premier train sur le pont sur la Skerne à Arlington (UK) (pas de source)	11
Figure I.2	Portait de Georges Stephenson (1781-184	12
Figure I.3	La locomotive la Blücher de Stephenson	12
Figure I.4	La première locomotive française de Marc Seguin	13
Figure I.5	la première ligne de chemin de fer française Paris-Versailles (1830	13
Figure I.6	Reproduction d'un article de presse sur l'accident de la ligne (P-V)	14
Figure I.7	Schéma de l'axe de l'essieu qui s'est rompu lors d'un accident en Grande Bretagne en 1844 (D' après Glyon)	14
Figure I.8	Domaine relevant des aciers HSLA parmi les aciers à haute et très haute résistance dans un plan allongement à rupture / résistance à la rupture (Bleck & Phiu-On, 2005	15
Figure I.9	Profil Temps-Température contrôlé lors de l'opération de laminage d'une tôle (opération de contrôle de la taille des grains) (Committee, 1990)	16
Figure I.10	caractère de corrosion	19
Figure I.11	La fatigue de quelques matériaux	22
Figure I.12	Faciès de rupture d'un arbre de transmission de voiture de course	22
Figure I.13	Variation du chargement appliquée en fonction du temps	25
Figure I.14	Paramètres de sollicitation en fatigue	25
Figure I.15	Différents types de sollicitations	26
Figure I.16	Forme générale des courbes de fatigue des métaux ferreux et non ferreux	27
Figure I.17	: Courbe de Wöhler approximée	28
Figure I.18	diagramme d'endurance et Courbe de Wöhler	29
Figure I.19	Principe de l'essai de Wöhler	32
Figure I.20	Représentation schématique de l'équation de Coffin-Manson	34
Figure I.21	schématisation des zones de fissuration par fatigue	36
Figure I.22	image microscopique de la fissuration a l'échelle microscopique	37
Figure I.23	Passage de propagation stable d'une fissure principale	38
Figure I.24	Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycle	39
Figure I.25	Schématisation des stades de fissuration	40
Figure I.26	Ruptures de fatigue sous sollicitations répétées	42
Figure I.27	Rupture ductile d'un tuyau de diamètre Moyen Sous l'effet de la pression interne	42
Figure II.1	Echantillons découpés	44

Figure II.2	Micrographie dans une section transversale du tuyau X70-Grossissement 500	45
Figure II.3	prélèvement de L'échantillon	45
Figure II.4	Eprouvette de traction	45
Figure II.5	Dispositif expérimental pour les essais de traction sur machine « ZwickRoell	46
Figure II.6	Courbe charge –allongement sur des éprouvettes Normalisées sans défaut	47
Figure II.7	Faciès de rupture des eprouvettes testées en traction	47
Figure II.8	Eprouvette d'essai de fatigue	48
Figure II.9	Machine de fatigue	49

Liste de tableaux Tableau

Tableau II.1	Composition chimique de l'acier étudié	44
---------------------	--	----

Introduction générale

L'allègement des structures métalliques est encore à l'heure actuelle un enjeu industriel important qui motive de nombreux travaux. 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.

La fatigue, comme interprétée par les spécialistes des matériaux, est un processus dans lequel l'endommagement s'accumule en raison de l'application répétée des charges qui peuvent être bien au-dessous de la limite élastique. Le processus peut être dangereux parce que l'application simple de la charge ne produirait aucun effet dommageable, et l'analyse conventionnelle des efforts pourrait mener à une acceptation de la fiabilité et de la sûreté qui n'existent pas. La fatigue est un processus complexe impliquant beaucoup d'étapes mais elle peut être décomposée en une initiation et une croissance des fissures. La croissance des fissures de fatigue est souvent considérée comme le mécanisme le plus important dans le processus d'endommagement.

La fatigue désigne l'endommagement d'une pièce sous l'effet d'efforts variables : forces appliquées, vibrations, ... Alors que la pièce est conçue pour résister à des efforts donnés, l'application et le retrait d'efforts plus faibles peut provoquer sa rupture. La fatigue est notamment caractérisée par une étendue de variation de contrainte qui peut être bien inférieure à la limite d'élasticité du matériau. Les paramètres souvent utilisés pour prédire le comportement en fatigue et ainsi le nombre de cycles à la rupture d'une structure sont : l'amplitude de la sollicitation (chargement ou déformation imposée), sa valeur moyenne, l'état de surface et le milieu dans lequel la structure sera utilisée.

L'objectif principal de cette étude consiste à étudier le phénomène de fatigue des matériaux « HLE » :

- Etude bibliographique sur la durée de vie, les paramètres qui influent et l'aspect de rupture en fatigue.
- Recherche bibliographique sur les modèles probabilistes pour le calcul de durée de vie des matériaux.

➤ L'étude expérimentale est axée sur une caractérisation du comportement mécanique en statique et en fatigue et à la rupture de l'acier API 5L X70 utilisé dans le transport du gaz. Nous avons commencé par une étude des compositions chimiques et microstructurales de cet acier, suivie d'une description des éprouvettes et du dispositif expérimental ayant permis de mener des essais sur des éprouvettes normalisées de traction (pour le calcul de la contrainte maximal et le rapport R) et en fatigue (a couse de problème de corona virus nous avons préparé les éprouvettes normalisées pour l'essai de fatigue par vibration sans la réalisation des essais).

PARTIES BIBLIOGRAPHIQUES

CHAPITRE I : PARTIES BIBLIOGRAPHIQUES

I.1 Historique et l'importance du phénomène de fatigue

L'ouverture de la toute première ligne de chemin de fer a eu lieu en Grande-Bretagne le 27 septembre 1825 entre Stockton et Arlington. A titre d'illustration, la figure 1.1 montre le passage de ce premier train sur le pont sur la Skerne d'Arlington (UK).



Figure I.1 : Passage de ce premier train sur le pont sur la Skerne à Arlington (UK)

C'est Georges Stephenson (1781-1848) qui a créé la première locomotive à vapeur. Il a appelé sa locomotive la Blücher du nom du général Prussien qui permit au Royaume Uni de battre Napoléon 1er à Waterloo. Cette locomotive, construite en **1814**, pouvait tirer 30 tonnes jusqu'au sommet d'une colline avec une vitesse de 4 miles/heure. La chaudière présentait deux pistons verticaux à l'intérieur. Les tiges de piston agissaient latéralement sur les roues. Ce type de locomotives a été produit en même temps par John Blenkinsop, William Hedley et Près Hackworth de Fléole.

Dans la locomotive la Blücher, le mouvement des roues n'est pas obtenu par l'intermédiaire de pignons mais par des roues comportant des flasques latéraux. Stephenson a amélioré sa locomotive et, en 1815, il a changé la conception par un système bielle-manivelles. Les roues étaient couplées avec des chaînes.



Figure I.2 : Portait de Georges Stephenson (1781-1848)

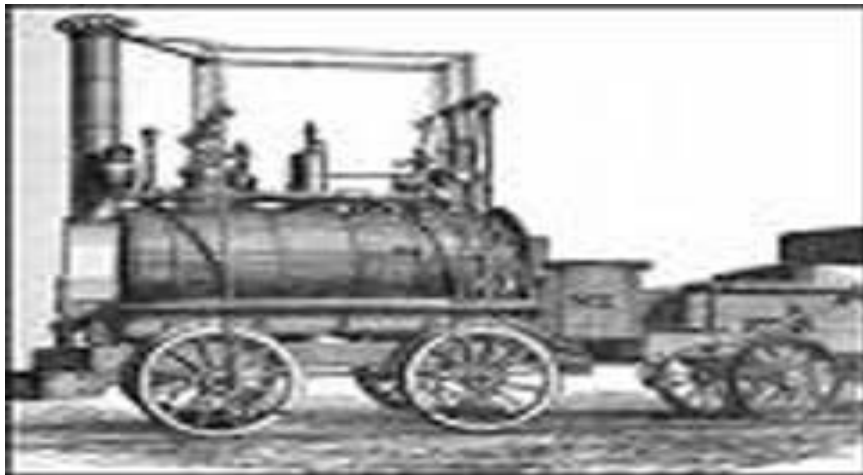


Figure I.3 : La locomotive la Blücher de Stephenson

En France, dès 1828, sur la voie de chemin de fer Lyon-Saint-Étienne, la deuxième construite en France, circulèrent les premières locomotives construites par Marc Seguin sur la base des locomotives de George Stephenson, qu'il équipa de son invention, la chaudière tubulaire, qui multipliait par six la puissance développée par ces machines.

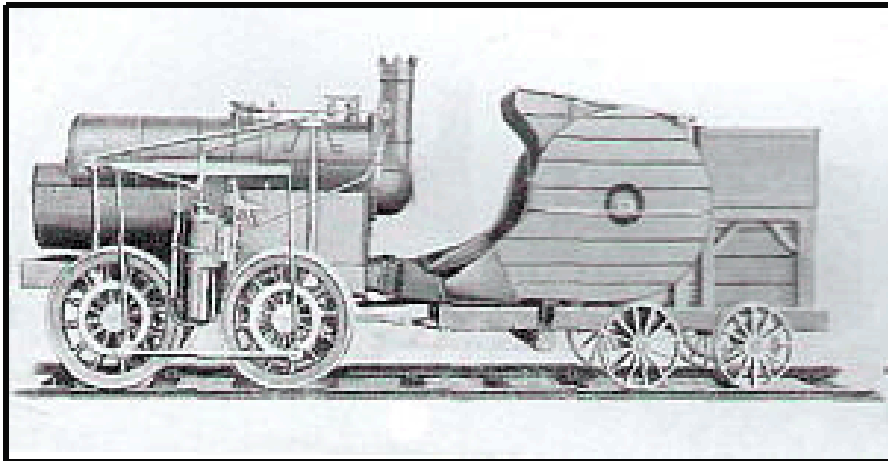


Figure I.4 : La première locomotive française de Marc Seguin [1]

La première ligne de chemin de fer s'est ouverte en France en 1830 avec la ligne Paris- Versailles(**Fig.I.5**).

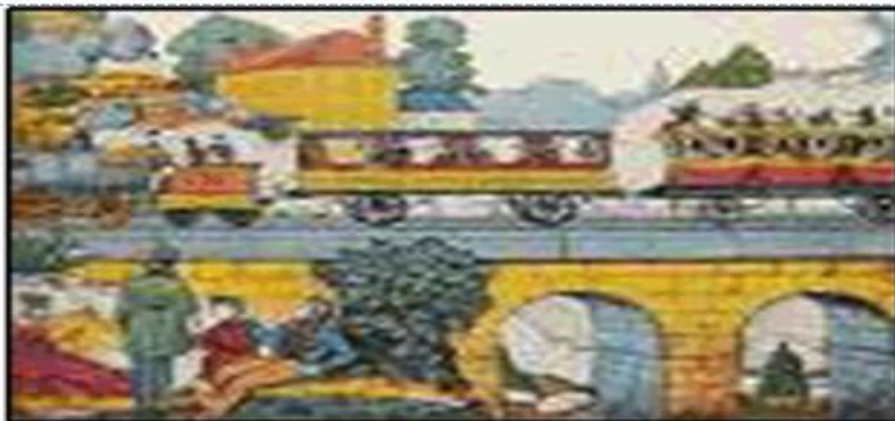


Figure I.5 : la première ligne de chemin de fer française Paris- Versailles (1830)

Le développement des lignes de chemins de fer a connu ensuite une croissance spectaculaire dans le monde passant de 500 Km en 1840 à 1,4 millions de Km en 1930. La ligne Paris Versailles par la Rive Gauche fut le triste théâtre du premier grand accident ferroviaire de l'histoire des chemins de fer français, le 8 Mai 1842, vers Meudon, lors duquel périt un scientifique célèbre, Jules Dumont d'Urville. Il semble que 41 personnes aient péri brûlées dans ce sinistre. L'origine du sinistre est la rupture par fatigue d'un essieu, comme l'indique une reproduction d'un article de presse sur cet accident.

L'analyse de l'accident montrera que c'est la rupture brutale d'un des essieux de la locomotive qui est à l'origine de cette catastrophe. Cela apparaît d'autant plus étrange que ce matériel était en service depuis plusieurs mois, sans aucun problème apparent ou incident de ce genre. Le sournois phénomène de fatigue vient d'être révélé au public, d'une façon bien dramatique. Rapidement, les autorités établiront un certain nombre de recommandations techniques aux constructeurs de matériel, et mettront en avant la nécessité de définir des procédures de tests afin de garantir la solidité dans le temps des essieux.

Figure I.6 : Reproduction d'un article de presse sur l'accident de la ligne Paris-Versailles de 1842

La reproduction de l'axe de l'essieu qui s'est rompu lors d'un accident en Grande Bretagne en 1844 (**Fig.I.7**).

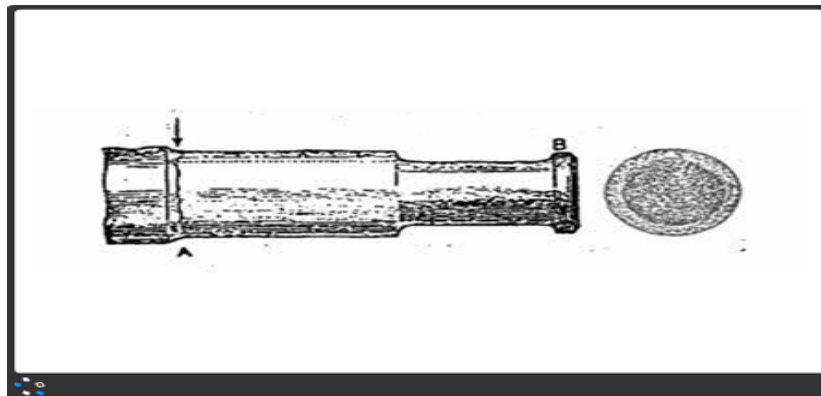


Figure I.7 : Schéma de l'axe de l'essieu qui s'est rompu lors d'un accident en Grande Bretagne en 1844 (D' après Glyon)

I.2. les aciers HSLA (ou HLE)

Parmi les aciers à haute résistance et à très haute résistance utilisés en particulier dans l'industrie automobile, on a de plus en plus recours à des nuances présentant des caractéristiques élevées à la fois en résistance et en formabilité.

Les aciers Dual Phase par exemple, présentent des microstructures multiphasées (Ferrite-Martensite) qui visent à allier les avantages d'une matrice ductile pour la formabilité et ceux de la présence d'une seconde phase dure pour les caractéristiques de résistance. Pour atteindre des niveaux de résistance élevés tout en conservant une formabilité suffisante, on a également très fréquemment recours aux aciers HSLA dont la microstructure est souvent.

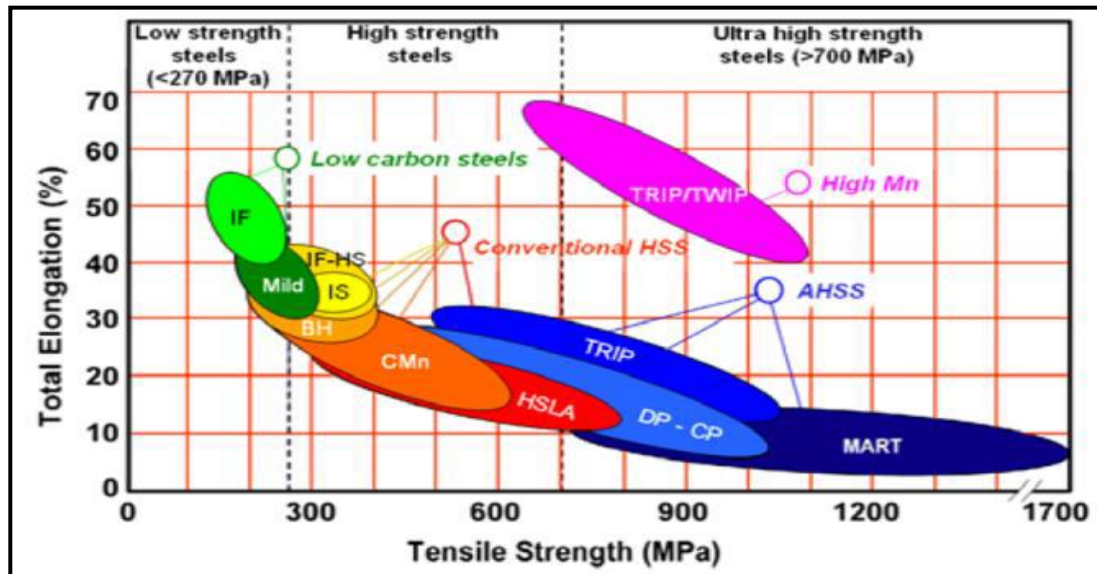


Figure I.8: Domaine relevant des aciers HSLA parmi les aciers à haute et très haute résistance dans un plan allongement à rupture / résistance à la rupture (Bleck & Phiu-On, 2005)

Les aciers micro-alliés HSLA (High Strength – Low Alloyed), dénommés parfois aciers HLE en France, sont des aciers bas carbone dans lesquels de petites quantités d'éléments d'addition (Nb, V, Ti, Cu, Al ...), seuls ou associés, sont introduites afin d'atteindre des caractéristiques mécaniques importantes (limite d'écoulement plastique supérieure à 275 MPa). Même si l'usage du niobium comme élément de micro-alliage remonte aux années 40, l'introduction du terme micro-allié remonte à 1965 avec la mise au point du laminage contrôlé des tôles (Grumbach, 2000). L'objectif principal de ce micro-alliage est le durcissement de la ferrite par affinement de grains, par précipitation et dans une moindre mesure par solution solide. Le durcissement par solution solide dépend en premier lieu de la composition de l'alliage.

Les durcissements par affinement de grain et/ou précipitation sont fonction à la fois de la composition de l'alliage et des conditions thermomécaniques du procédé d'obtention (en particulier le laminage). Il est important de faire remarquer que des petites quantités d'éléments comme le niobium (et dans une moindre mesure le vanadium ou le titane) conduisent à une diminution sensible du phénomène de recristallisation pendant le laminage permettant l'obtention d'une microstructure particulièrement fine (**Fig. I.9**).

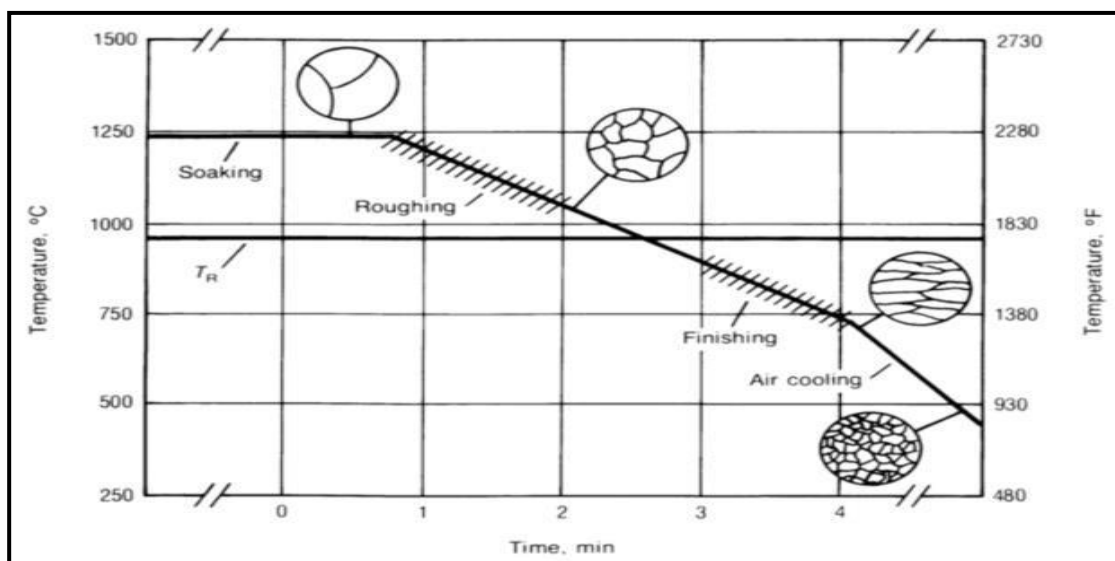


Figure I.9 : Profil Temps-Température contrôlé lors de l'opération de laminage d'une tôle (opération de contrôle de la taille des grains) [2]

La teneur en Carbone des aciers HSLA est inférieure à 0,25 wt-% et descend, dans les aciers modernes, jusqu'à 0,03-0,06 wt-%. La teneur en Mn ne dépasse pas 1,5-2 wt-%. Les éléments de micro-alliage tels le titane, le niobium et le vanadium sont présents en faible teneur <0,1 wt-% et sont à l'origine à la fois de la formation de nitrures et/ou de carbures et d'un effet de solution solide. Les microstructures obtenues se composent majoritairement de ferrite renforcée par la présence de précipités et parfois accompagnée, suivant la teneur en carbone et les conditions de refroidissement utilisées, de perlite, de bainite ou de bainite avec des îlots de martensite. La taille de grain obtenue est assez fine (<10 μm) et homogène.

L'utilisation du micro-alliage permet d'accéder à des limites d'écoulement deux à trois fois supérieures à celle d'un acier C-Mn. Un des grands intérêts de ces nuances est donc l'obtention de hautes caractéristiques mécaniques avec des bas niveaux de carbone ce qui assure en particulier une très bonne soudabilité (grâce à une faible valeur de carbone équivalent caractérisant la trempabilité des aciers en condition de soudage).

En effet, si on cherche à augmenter les caractéristiques de résistance des aciers, on peut recourir à des teneurs en carbone et/ou en manganèse plus importantes mais dans ce cas, la soudabilité est affectée. Si l'affinement des grains assure des caractéristiques élevées, il permet également d'améliorer la ténacité. Une bonne maîtrise de la propreté de ces aciers avec une teneur moindre en soufre et carbone concourt aussi à cette ténacité élevée. Par rapport à des aciers bas carbones composés de ferrite et de perlite, la dispersion fine de carbures dans une matrice presque exclusivement ferritique assure une ténacité élevée, cette dernière étant fortement affectée par la présence de la perlite. Les aciers HSLA sont utilisés dans de nombreux secteurs industriels comme la construction mécanique, le transport (automobile, naval), l'énergie (pétrole, gaz ...).

I.3 paramètre influençant la limite d'endurance expérimentale

I.3.1 Paramètres d'ordre métallurgique

- **Taille des grains**

Les structures à grains fins présentent une meilleure tenue en fatigue que les structures à gros grains [3,4].

- **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 [5].

- **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 [3, 6,7].

- **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 [8].

I-3-2 Paramètres d'ordre mécanique et géométrique

A) Nature du chargement

Le chargement peut être monotone ou variable (spectre). Dans le cas des chargements monotones 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.

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'augmentation de l'amplitude du chargement a fait diminuer le nombre de cycle à la rupture ; L'amplitude de chargement cyclique maximale (σ_{max}) varie de 150 MPa à 280 MPa.

- Contrainte moyenne : à amplitude de chargement constante, si σ_{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, 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. Cette augmentation peut être traduite par un coefficient de sur contrainte 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.

B) Concentration de contraintes (effet d'entaille)

Sont à l'origine de plus de 90%des ruptures en service. Lorsque la section d'une pièce soumise à une sollicitation ne présente pas d'entaille la distribution de contraintes est régulière alors que dans la présence d'entaille provoque un déséquilibre dans la distribution des contraintes engendrant une concentration de celles-ci dans le fond de l'entaille. La présence d'une discontinuité géométrique, telle une entaille, provoque l'affaiblissement de la résistance à la rupture.

C) Corrosion

La corrosion est un facteur important, même en absence des chargements dynamiques. Accompagnée par l'effet des sollicitations statiques peuvent causer une fissuration dans la structure. C'est ce qu'on appelle corrosion sous contrainte. Dans le cas de chargements dynamiques la corrosion entraîne une apparition de piqûres qui constituent un milieu favorable à l'effet d'entaille, progressivement s'amorçant et provoquant ainsi une rupture brutale.

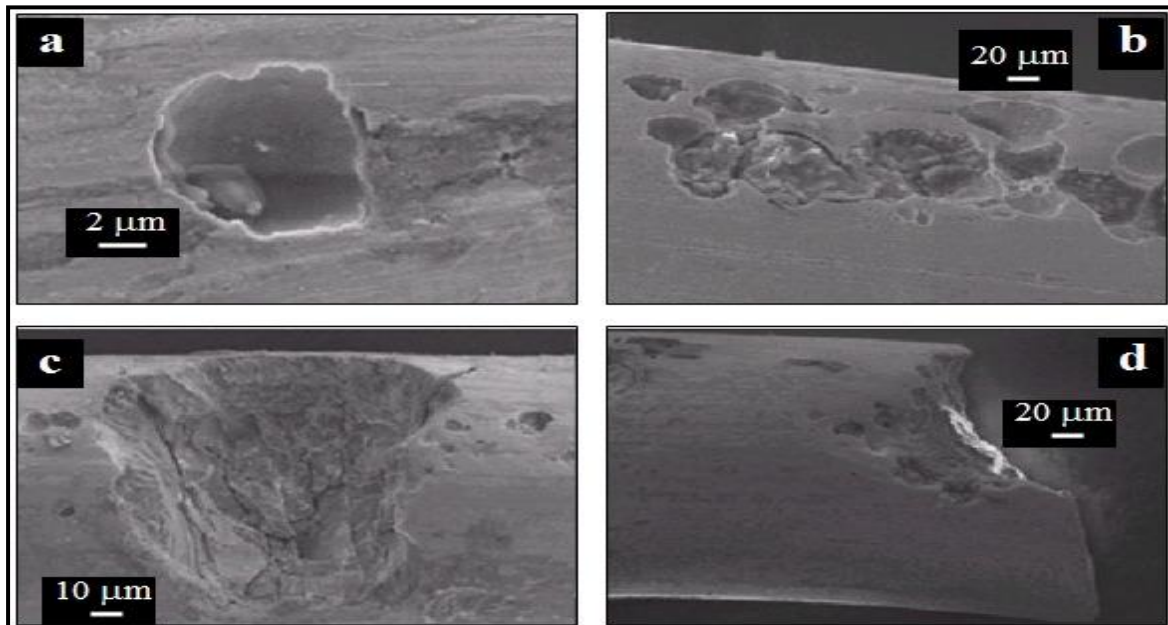


Figure I.10: caractère de corrosion

I.4 Facteur supplémentaire

I.4.1. Fissuration par fatigue des joints soudés

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 [9] où la fissure se propage dans une zone près du cordon de soudure 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.

- Rugosité (état de surface)

Généralement le défaut s'initie depuis la surface extérieure de la pièce, plus la surface est

Rugueuse plus les crêtes sont importantes et plus l'effet d'entaille est intense. Pour cela il

Faut considérer l'état de surface de la pièce.

- **Effet de grosseur**

Statistiquement plus les dimensions de la structure sont importantes plus sont probables les

Défauts et moins est sa résistance à la fatigue.

- **Les facteurs naturels**

Les mouvements de terrain (Glissements du sol, tremblement de terre,...) peuvent être un aussi cause de dommage.

- **Les agressions mécaniques extérieures**, En effet, il arrive que les matériaux soient endommagés ou perforés accidentellement lors de travaux par des engins de chantier.

I.5 La caractérisation de la tenue en fatigue

Un chargement dynamique de causes variables peut se traduire par des variations cycliques de contraintes.

Malheureusement la ruine d'un nombre important de structures a été souvent observée et l'est encore aujourd'hui, elle peut, même parfois, être catastrophique en termes de pertes humaines. Il est à constater que les sollicitations dynamiques qui sont à l'origine de ces ruines sont beaucoup inférieures à la limite d'élasticité du matériau constituant la structure, c'est le phénomène de fatigue. Ce phénomène est caractérisé par l'apparition d'un défaut au niveau de la surface ou à l'intérieur de la pièce (la conception est l'une des causes favorisant l'endommagement).

Il est imprédictible en effet il se développe lentement (voire des années) dans le temps sans donner un signe, autrement dit on ne constate aucune modification macroscopique au niveau de la structure.

Une pièce en service peut subir des efforts statiques ou des charges répétées, aléatoires ou cycliques de plus ou moins forte intensité. Cette fatigue provoque alors la rupture des structures d'où l'importance de tenter de prédire la durée vie de la structure. Pour dimensionner les pièces dites vitales dans une structure, on utilise souvent un critère d'endurance. On peut aussi chercher la fréquence de remplacement de la pièce c'est-à-dire déterminé approximativement le moment où la pièce doit être changée avant qu'elle ne rompe. Ce phénomène très général a été largement étudié dans les métaux, également dans les aciers API X70 pour leurs applications de transport de pétrole.

On peut étudier la tenue en fatigue sous différents aspects :

- En fonction de l'amplitude d'une part, telle que la fatigue vibratoire (solllicitations faibles mais à des fréquences assez élevées), la fatigue plastique ou oligocyclique (à faibles fréquences mais à fortes solllicitations).

- en fonction du mode de sollcitation d'autre part, comme la traction, flexion, torsion, compression, complexe...

- La fatigue touche de nombreuses applications :

- ce qui tourne (1 à 10^3 Hz) : moteurs, véhicules... 15000 tr/min ~ 250 Hz

- ce qui vibre (10^3 à 10^6 Hz)

- ce qui amortit : ressorts, tampons...

- ce qui subit des chargements lentement variables : fuselage aéronautique, centrales électriques soumises à des variations de puissance...

- ce qui subit des gradients de température répétés : culasses de moteur, tuyauteries...

- La fatigue concerne de nombreux matériaux (Fig.11) :

- ceux subissant un chargement cyclique sévère en déformation élastomères (pneumatiques, semelles, tampons...) cf. PC

- ceux subissant une déformation plastique faible mais qui s'accumule métaux et alliages métalliques.

1.5.1. Le processus de phénomène de fatigue

Le processus de fatigue comporte généralement plusieurs phases successives potentiellement affectées par les conditions environnementales (température, espèce chimique agressive ...) Considérons une structure soumise à un effort cyclique agissant jusqu'à la rupture (après un nombre de cycles donné).

a) Écrouissage et/ou adoucissement cyclique fortement dépendant de l'état initial du matériau et du niveau de contrainte ou de déformation.

b) Amorçage de microfissures : la plupart du temps en surface sur des bandes de glissement, aux joints de grain ou à partir de d'inclusions, de pores ou d'autres hétérogénéités géométriques ou microstructurales (l'amorçage est toujours précédé d'une localisation du glissement cyclique). la zone d'amorçage est repérée par **zone1 (Fig. I.12)**.

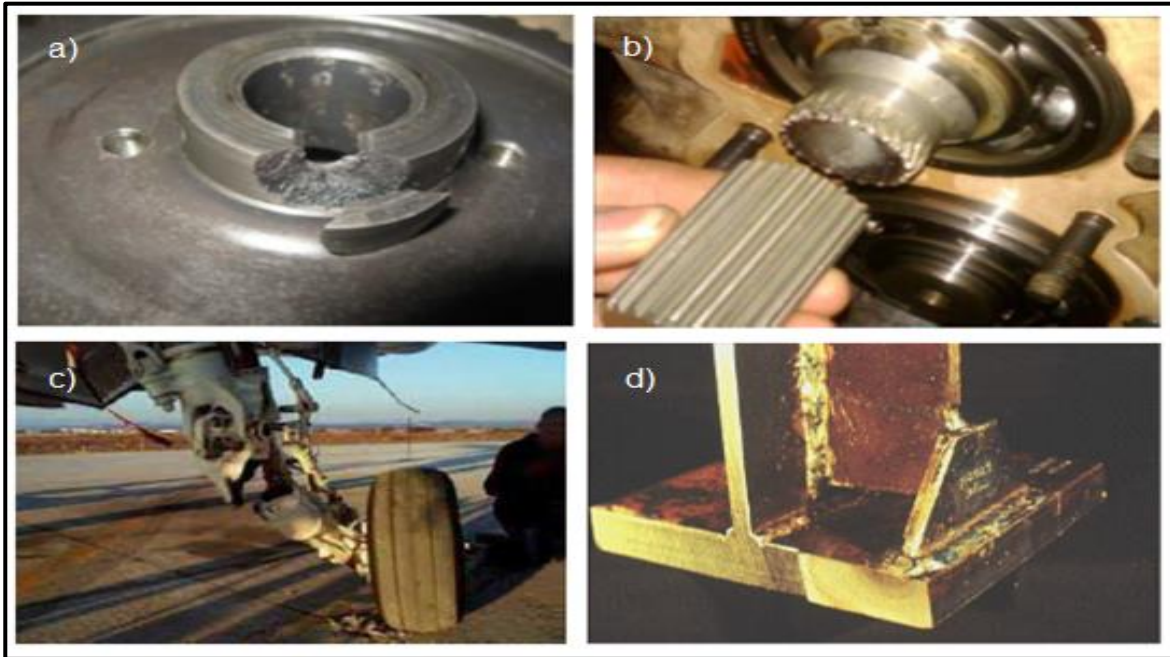


Figure I. 11 : La fatigue de quelques matériaux

- a) Détachement d'une partie d'une Roue denté
- b) rupture d'un arbre cannelé
- c) fissuration au niveau du mécanisme d'atterrissage d'un avion
- d) rupture au niveau d'une charpente Métallique



Figure I.12: Faciès de rupture d'un arbre de transmission de voiture de course.

c) Propagation : Sous l'effet du changement cyclique du chargement la fissure initiée commence à prendre des dimensions importantes menant finalement à la ruine. A ce stade la fissure qui a grandi résultait de la propagation des microfissures causées par le défaut initié dans la première étape, c'est elle qui deviendra la fissure de la fatigue. Ce stade correspond à **la zone 2**.

d) Rupture brutale : Lorsque la fissure atteint une distance de telle façon que la section résiduelle est trop faible pour supporter de fortes contraintes résultant d'une concentration au fond de la fissure, cette section correspond à **la zone 3**.

I.5.2 Classification des essais de fatigue

On peut distinguer d'abord deux grandes catégories d'essais de fatigue : les essais sous amplitude de charge constante et les essais sous amplitude de charge variable ou à programme de charge tendant à simuler les sollicitations en service.

a) Les essais sous amplitude de charge constante : On peut distinguer les essais d'endurance, cherchant à déterminer la limite de fatigue ou la durée de vie à rupture, des essais de fissuration, cherchant à mesurer la vitesse de propagation des fissures de fatigue. On peut également distinguer le domaine de l'endurance ou des grandes durées de vie, ou fatigue vibratoire, du domaine de la fatigue oligocyclique, correspondant à des nombres de cycles à rupture, faibles par suite d'une déformation plastique généralisée ou localisée (entaille) de la pièce ou de l'éprouvette (fatigue plastique).

b) Les essais à charge imposée : Comme par exemple les essais de flexion rotative sur éprouvette cantilever où la charge est appliquée par un poids, des essais à déplacement imposé, comme par exemple les essais de flexion plane d'une éprouvette à l'aide d'une bielle et d'un excentrique. En général les essais de fatigue à grand nombre de cycles sont des essais à charge imposée, tandis que les essais de fatigue plastique sont des essais à déformation imposée, la machine étant asservie à la mesure de la déformation cyclique de l'éprouvette par un extensomètre.

I.5.3. Classification des modes de sollicitation

On peut classer, pratiquement, les sollicitations cycliques selon la nature des efforts exercés par les machines sur les pièces ou les éprouvettes. On distingue ainsi:

- Les essais de flexion plane où toutes les fibres à la même distance de la fibre neutre sont simultanément dans le même état de traction ou de compression ;

- Les essais de flexion rotative où toutes les fibres (sauf la fibre neutre) sont successivement tendues puis comprimées, la valeur de la contrainte exercée sur chaque fibre variant linéairement, dans le domaine élastique, avec sa distance à la surface où la fibre externe supporte la contrainte maximale ;
 - Les essais sous efforts axiaux, traction ou compression, ou, en l'absence de discontinuité géométrique, la contrainte est constante dans toute section droite ;
 - Les essais de torsion ;
 - Les essais sous contraintes combinées, statiques et cycliques, torsion et flexion, traction et torsion, etc.

Des machines d'essais de types différents permettent d'effectuer ces divers essais: machines de flexion, de flexion rotative, de torsion pulsateurs, etc.

1.5.4 Description des chargements cycliques

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. I.13**):

- 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 variable

La plupart des essais en fatigue se font, soit à force imposée, soit à déplacement imposé mais l'essai à force imposée est très couramment utilisé car de nombreux composants subissent des efforts plutôt que des déplacements. Les différents paramètres utilisés pour caractériser un chargement de fatigue sont représentés sur la figure **I.14**. On peut ainsi définir :

- La contrainte maximale : σ_{\max}
- La contrainte minimale : σ_{\min}
- L'entendue de la contrainte : $\Delta\sigma$
- La contrainte moyenne : σ_a
- L'amplitude de contrainte : σ_m

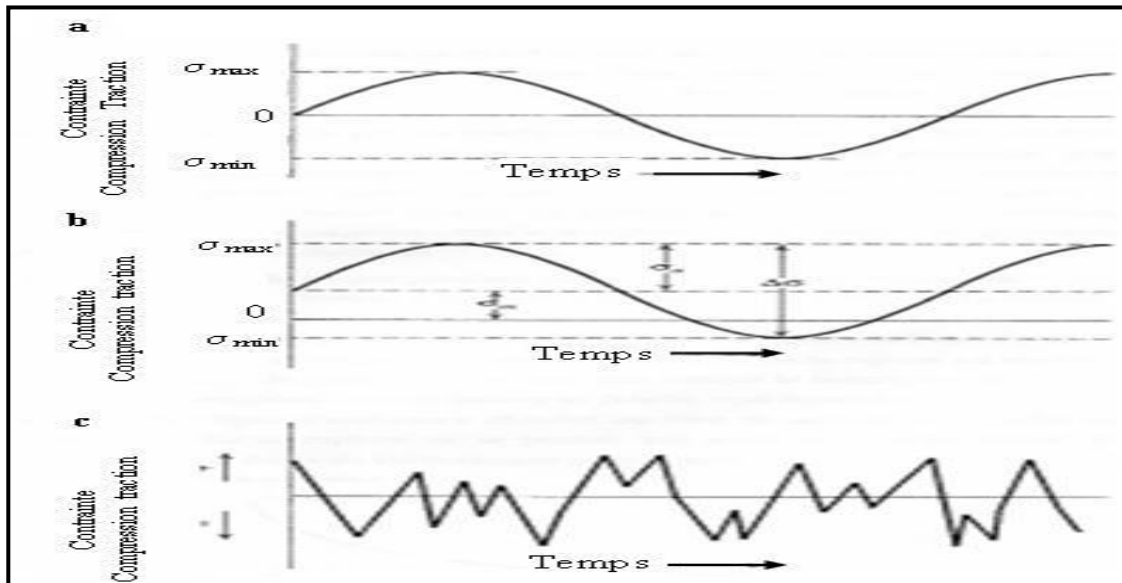


Figure I.13 : Variation du chargement appliquée en fonction du temps

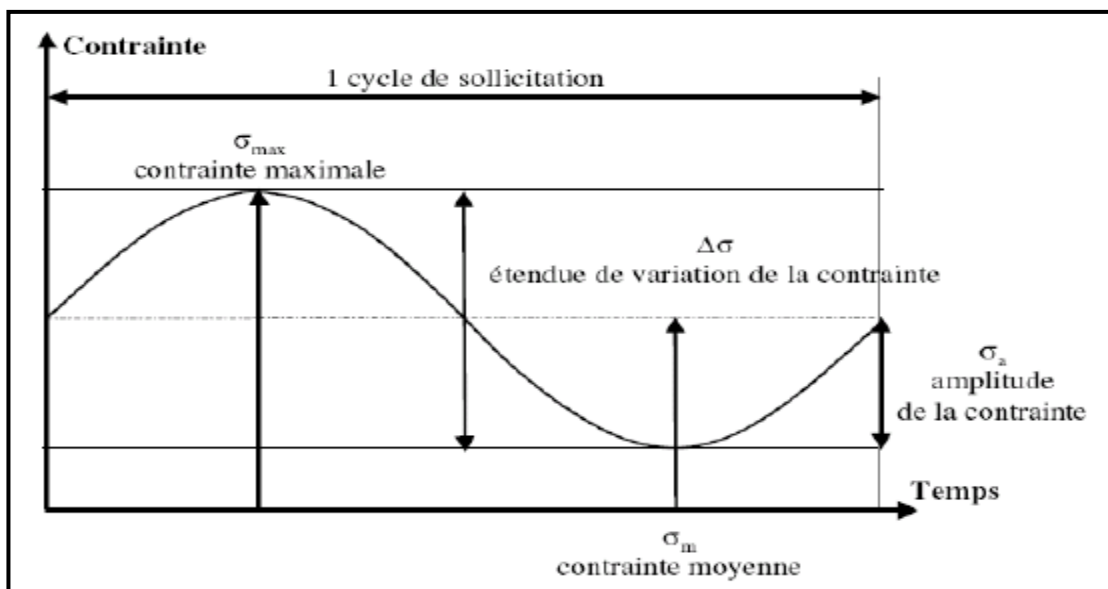


Figure I.14 : Paramètres de sollicitation en fatigue [10]

Le chargement est essentiellement déterminé par l'amplitude de contrainte cyclique σ_a et la contrainte moyenne σ_m , définies comme suit :

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (1)$$

$$\sigma_{min} = \sigma_m - \sigma_a \quad (2)$$

$$\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a \quad (3)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (4)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (5)$$

Le rapport de charge **R** défini par : $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ constitue un paramètre caractéristique du chargement couramment utilisé.

Le terme contrainte alternative est employé par quelques auteurs et la même signification que l'amplitude de contrainte.

On distingue alors les sollicitations suivantes présentées sur la figure **I.15** :

- $R = -1$: contraintes alternées symétriques
- $-1 < R < 0$: contraintes alternées asymétriques
- $R = 0$: contraintes répétées ($\sigma_m = \sigma_a$) ;
- $R > 0$: contraintes ondulées.

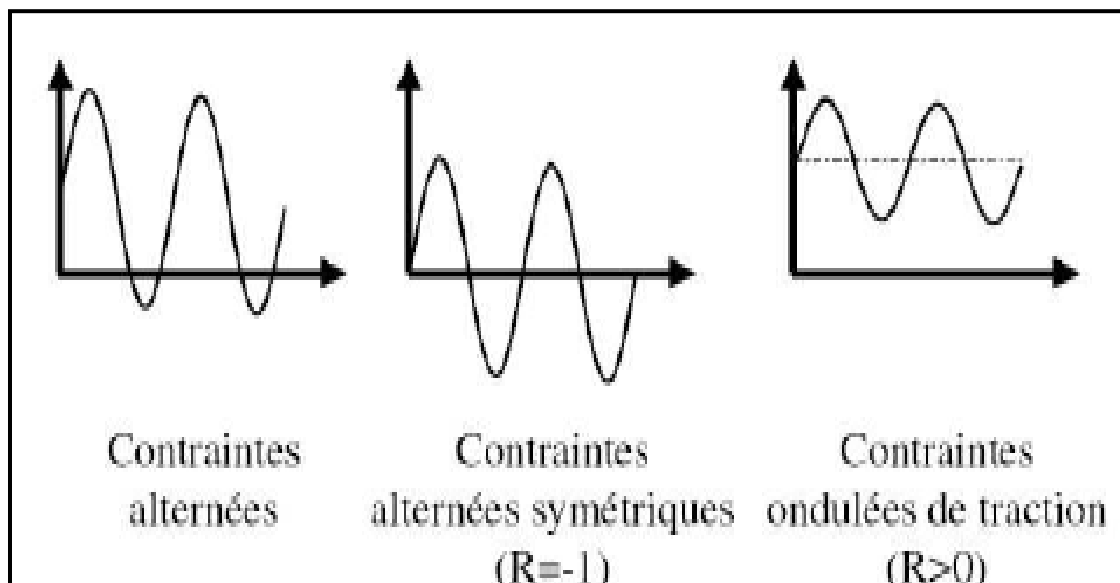


Figure I.15 : Différents types de sollicitations [10]

I.6 Approximation analytique de la courbe de Wöhler

Les résultats des essais de fatigue illustrés par la courbe de Wöhler ont un aspect statistique, pour permettre une exploitation de la courbe dans l'engineering on procède à une approximation linéaire de la courbe. Par comparaison les courbes de Wöhler des alliages ferreux et non ferreux possèdent les limites pouvant être représentées par la figure suivante :

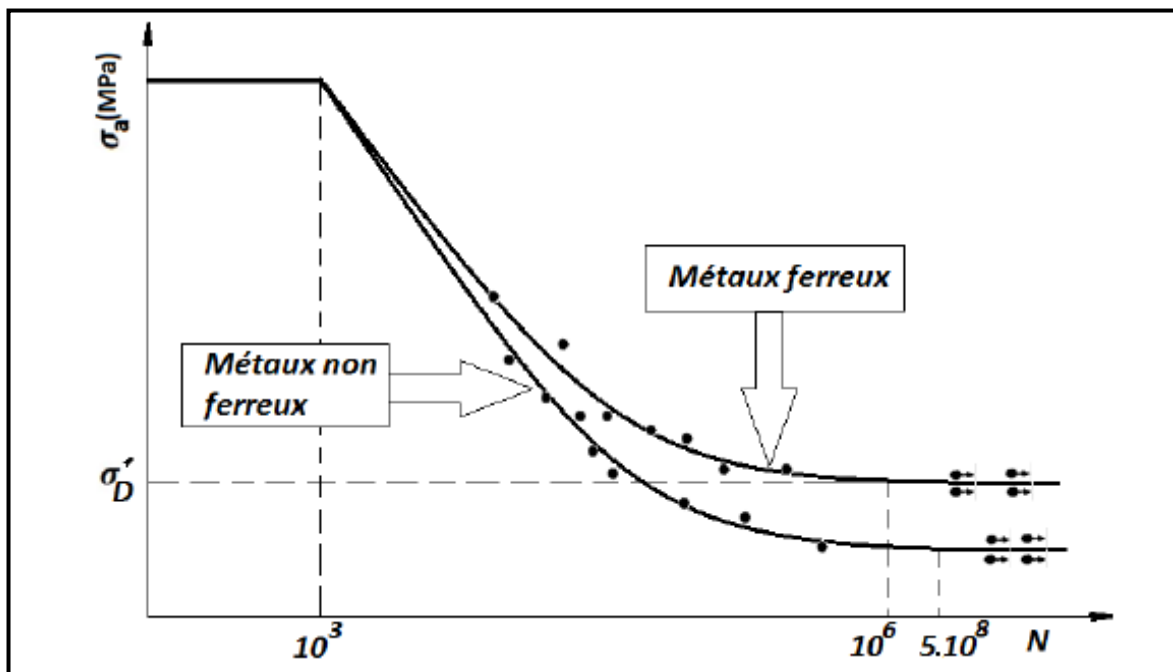


Figure I.16 : Forme générale des courbes de fatigue des métaux ferreux et non ferreux

En approximant linéairement la partie de la courbe ($10 \ll N < 10^7$) et en utilisant l'échelle Logarithmique on aura les coordonnées des points A et B sont respectivement:

($10^3, 0.9R_m$) et ($10^6, \sigma'_D$) et la droite (AB) aura pour équation

$$\log \sigma = \log a \cdot \log N + \log b$$

Où Log représente le logarithme décimal et a et b sont positifs non nuls.

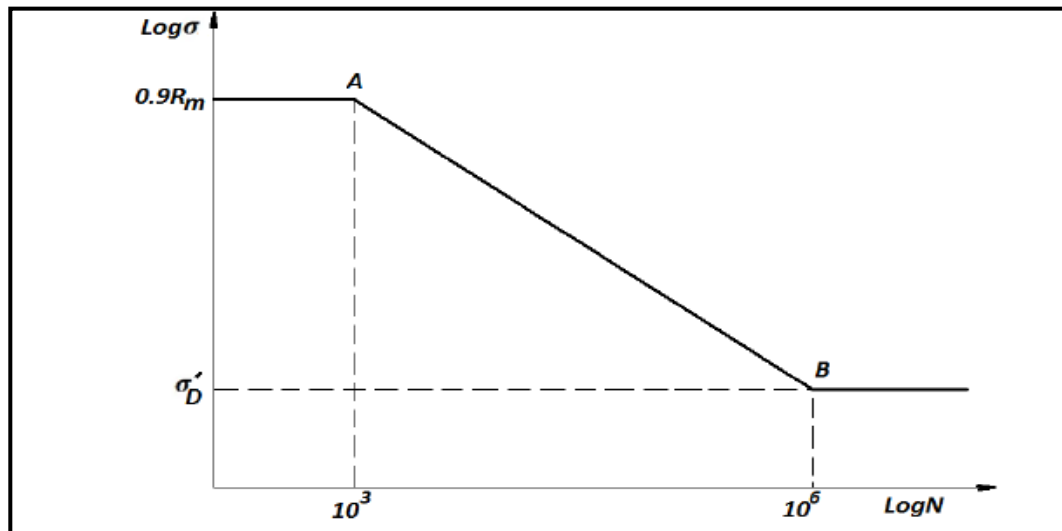


Figure I. 17 : Courbe de Wöhler approximée

I.7. Courbe De wöhler

Lorsqu'un matériau est soumis, un grand nombre de fois, à des amplitudes de contraintes cycliques, pour des niveaux de contrainte bien inférieurs à sa limite d'élasticité, un endommagement par fatigue peut apparaître. Il est donc indispensable de connaître sa courbe de tenue en fatigue. Universellement connue, la courbe de Wöhler ou courbe **S-N** (Stress ; Number of cycles), appelée également courbe d'endurance, est la plus ancienne et la seule qui permet de visualiser la tenue d'une pièce mécanique ou d'un matériau dans le domaine de fatigue.

La courbe de Wöhler Renseigne sur la durée de vie, exprimée en nombre de cycles à rupture N_R (portée en abscisse), et sur l'amplitude de la contrainte applicable $\Delta\sigma$ (portée en ordonnée). Cette courbe est déterminée à partir d'une série d'éprouvettes, soumises à un effort périodique (différent pour chaque éprouvette) d'amplitude maximale et $\Delta\sigma$ de fréquence constante. L'essai se termine une fois l'éprouvette rompue. On relève alors le nombre de cycles a rupture : N_R .

A chaque éprouvette correspond un point dans le repère $(\Delta\sigma, N_R)$. D'après la **Figure I.16**, la rupture est atteinte après un nombre de cycles qui croît quand La contrainte décroît. Les résultats des essais de fatigue sont répartis de façon statistique, de telle sorte que l'on puisse définir des courbes correspondant à des isoprobabilités de rupture données selon l'amplitude de contrainte et le nombre de cycles.

Les essais classiques de détermination d'une courbe de Wöhler donnent une information globale sur l'endurance d'un matériau : amorçage d'une fissure de fatigue et sa propagation jusqu'à la rupture, mais sans en donner les durées. Cette courbe peut généralement être décomposée en trois zones distinctes, (figure I-19) :

- **Zone I** : Zone de fatigue oligocyclique, qui correspond aux contraintes les plus élevées, supérieures à la limite d'élasticité R_e du matériau. La rupture survient après un faible nombre de cycles variant généralement de $\frac{1}{4}$ de cycle à environ 10^3 à 10^5 cycles. Dans cette zone, nous observons, très rapidement, une déformation plastique importante suivie d'une rupture de l'éprouvette ;
- **Zone II** : Zone de fatigue ou d'endurance limitée, où la rupture est atteinte après un nombre limité de cycles, nombre qui croît lorsque la contrainte décroît (compris entre 10^5 à 10^7 cycles environ). Cette zone peut être considérée comme linéaire en échelle semi-logarithmique ;
- **Zone III** : Zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité, sous faible contrainte, pour laquelle la rupture ne se produit qu'après un nombre donné de cycles (10^7 et même 10^8), supérieur à la durée de vie envisagée pour la structure ;

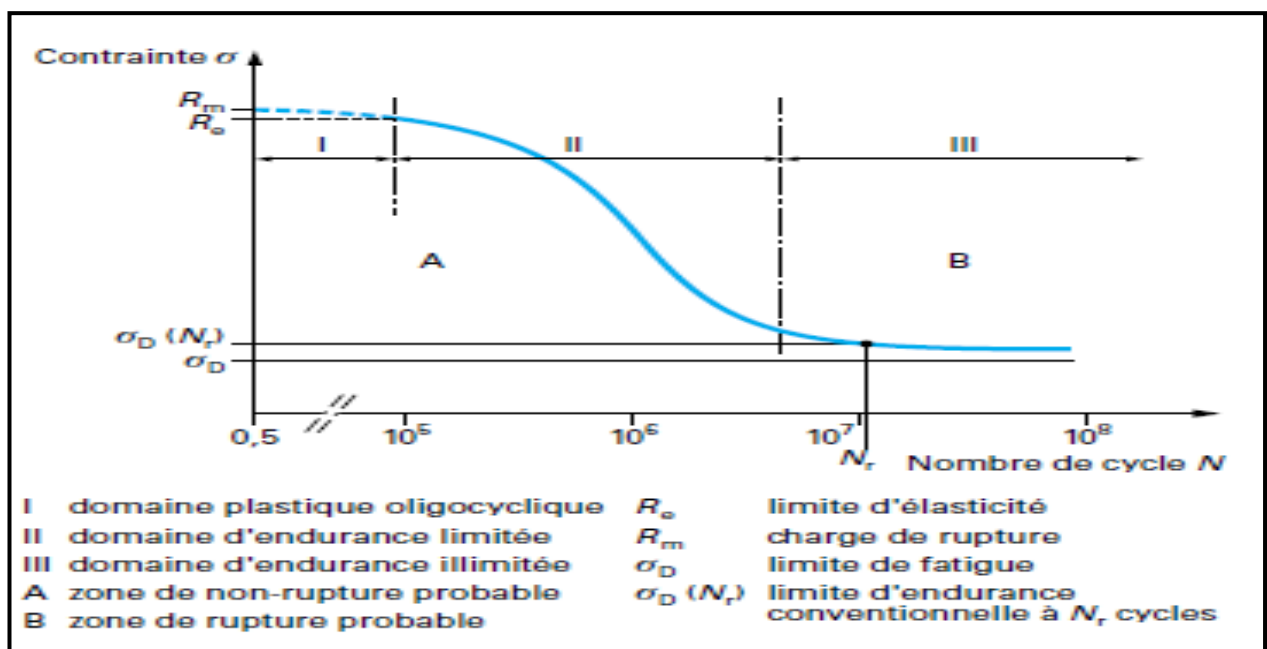


Figure I.18 : diagramme d'endurance et Courbe de Wöhler.

I.7.1. Fatigue plastique oligo-cyclique

Par suite de l'amplitude élevée de la contrainte maximale, chaque cycle d'effort entraîne une déformation plastique d'ensemble accompagnée le plus souvent soit d'un durcissement notable, soit d'un adoucissement du métal. Le durcissement apparaît à partir d'un état initial recuit tandis que l'adoucissement peut survenir pour un état initial suffisamment écroui.

On peut situer ce domaine depuis la contrainte correspondant à la limite d'élasticité macroscopique jusqu'à celle correspondant à la charge de rupture statique (qui provoquerait la rupture en un demi ou un quart de cycle) du métal considéré, sollicité dans les mêmes conditions. Dans ce domaine, le nombre de cycles à rupture s'étend de 0,5 jusqu'à 10^4 ou 10^5 (Low Cycle Fatigue), selon la nature du matériau

I.7.2. Domaine d'endurance limitée

C'est le domaine de la fatigue habituellement considérée où la rupture apparaît après un nombre limité de cycles (10^5 à 10^7) sans être accompagnée d'une déformation plastique d'ensemble, mesurable. Le nombre de cycles à rupture N_r croît quand l'amplitude de la contrainte périodique s décroît. Parmi les nombreuses expressions proposées pour relier N_r à s , nous citerons celle de Wöhler assimilant la courbe à une droite :

$LgN_r = a - b\sigma$ Où a et b sont des constantes que l'on détermine expérimentalement.

I.7.3. Domaine d'endurance illimitée ou de sécurité

Pour les contraintes maximales appliquées, la durée de vie peut être considérée comme supérieure à celle envisagée pour la pièce ou la construction : $N_r > 10^7$ ou 10^8 , selon la position de la limite d'endurance σ_D . Pour des contraintes maximales inférieures à σ_D les conditions de germination des microfissures sont rarement réunies ou alors leur dimension n'atteint pas la taille critique.

Pour certains matériaux (comme, par exemple, l'aluminium), le passage du domaine de fatigue au domaine de sécurité est très progressif. La courbe (σ , N) présente un coude très arrondi et elle ne devient horizontale qu'au-delà de 10^8 cycles; parfois même, il n'apparaît pas de limite d'endurance asymptotique. Par contre, pour d'autres matériaux comme les aciers ferritiques, la courbe (σ , N) présente un coude très accentué, par exemple entre 10^6 et 10^7 cycles, et l'on peut déterminer une limite d'endurance. Dans ce cas, il faut en réalité considérer une zone entourant cette limite, zone dans laquelle la rupture garde un caractère aléatoire et où il est possible de déterminer statistiquement une limite d'endurance à partir de la distribution des ruptures et des non-ruptures : ce sera, par exemple, la contrainte correspondant à la probabilité d'apparition de 50 % de rupture.

Dans de nombreux cas, nous obtenons une branche asymptotique horizontale à la courbe de Wöhler : l'asymptote est appelée limite d'endurance ou limite de fatigue et est notée σ_D . Par contre, dans certains cas, par exemple lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion, il ne semble pas y avoir d'asymptote horizontale. On définit alors une limite conventionnelle d'endurance comme la valeur de la contrainte maximale qui n'engendre pas de rupture avant un nombre de cycles fixé (par exemple 10^7 cycles).

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

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

La notion de limite d'endurance est relative et non absolue, puisque sa définition dépend du problème traité, par exemple, les limites d'endurance en traction et en torsion alternées sont différentes. Diverses expressions ont été proposées depuis les deux siècles derniers pour rendre compte de la forme de la courbe de Wöhler. La plus ancienne expression, proposée par Wöhler en 1870, s'écrit :

$$\text{Log}N_R = a_w - b_w \sigma \quad (6)$$

Où a_w et b_w sont des constantes déterminées expérimentalement

Basquin a proposé en 1910 une relation de la forme :

$$\text{Log}N_R = a_b - b_b \log \sigma \quad (7)$$

Ce qui sous une autre forme s'écrit :

$$N_R \sigma_b^{b_b} = A_b = \text{cte} \quad (8)$$

Dans ces relations, on assimile la zone II à une droite (endurance limitée) qui ne tend pas vers une limite σ_D lorsque N_R augmente pour décrire la zone III.

Principe d'essai : L'éprouvette est encastree à un bout et soumise à un effort à l'autre bout donc on a une flexion rotative.

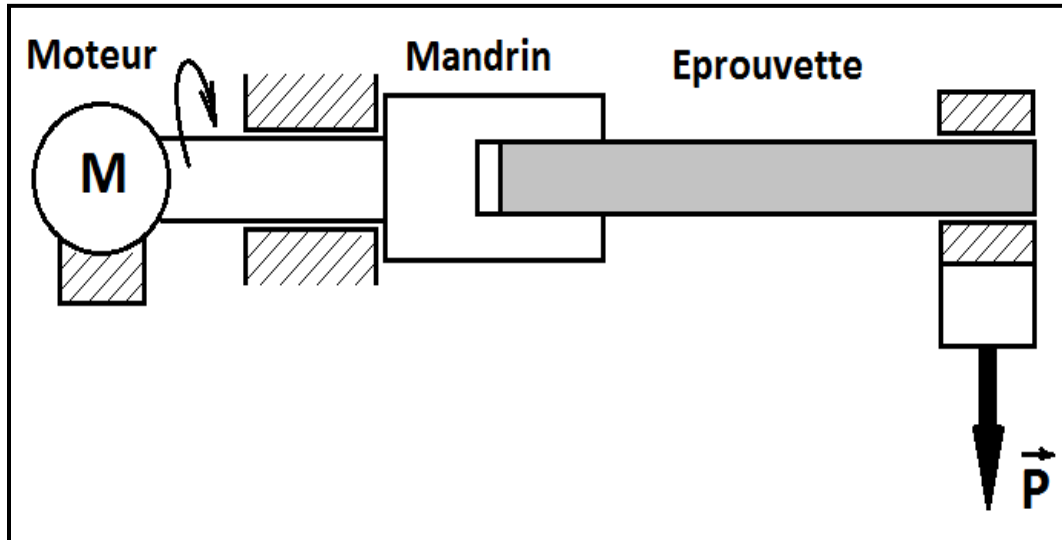


Figure I.19 : Principe de l'essai de Wöhler

I.8 Modèles de prévision

I.8.1 Modèle de Basquin :

$$S_r = AN^B \quad (9)$$

S_r : est une contrainte inversée, donnera une durée de vie de fatigue de N cycles ($N < 10^6$), Et **A** & **B** sont deux constantes de matériau.

$$\text{Log}(S_r) = \text{log}(A) + B \text{log}(N) \quad (10)$$

En mettant ces valeurs dans (6), on obtient :

$$\text{Log}(0.9S_u) = \text{log}A + B \text{log}(1000)$$

Ou bien :

$$\text{log}(0.9S_u) = \text{log}A + 3B \quad (11)$$

Nous avons aussi ; pour $N=10^6$.

$$\text{Log}(S_e) = \text{log}A + B \text{log}(10^6).$$

Donc :

$$\text{log}(S_e) = \text{log}A + 6B \quad (12)$$

Dérober (4) - (3) et simplifier :

$$B = \frac{\log S_e - \log(0.9S_u)}{3}$$

Pour (5) : $A = \frac{S_e}{10^{6B}}$

Ainsi, à partir des valeurs connues de la force ultime (S_u) et de la résistance à l'endurance (S_e) du matériau, nous pouvons déterminer les constantes de matériaux A et B de L'équation de Basquin. Une fois que les constantes A et B sont connues, on peut Inverser la contrainte S_r pour toute valeur de N (moins de 10^6) en utilisant Basquin's équation $S_r = AN^B$. Alternativement, pour une contrainte de renversement complètement élevée S_r plus grande que S_e , on peut déterminer le nombre d'inversions de contraintes (N) après lesquelles une erreur de fatigue se produira :

$$N = \left(\frac{S_r}{A}\right)^{1/B} \quad (13)$$

I.8.2 Modèle de Coffin-Manson

L'équation modifiée de Coffin-Manson :

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c + \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (14)$$

$\Delta \varepsilon$ est le changement de contrainte du chargement cyclique,

ε_f' : Coefficient de ductilité de fatigue,

σ_f' : Coefficient de résistance à la fatigue,

b : Exposant de la résistance à la fatigue,

c : Exposant de la ductilité fatigue,

N_f : Nombre de cycles à l'échec.

La fatigue est présentée sous la forme d'une courbe S / N (contrainte appliquée en fonction de nombre de cycles).

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = E^* \varepsilon_f' (2N_f)^c + \sigma_f' (2N_f)^b \quad (15)$$

E^* : Approximation du module élastique du matériau dans la partie de la limite d'élasticité de la courbe contrainte-déformation.

$$E^* = \frac{(\sigma_f - \sigma_Y)}{(\varepsilon_f - \varepsilon_Y)} \quad (16)$$

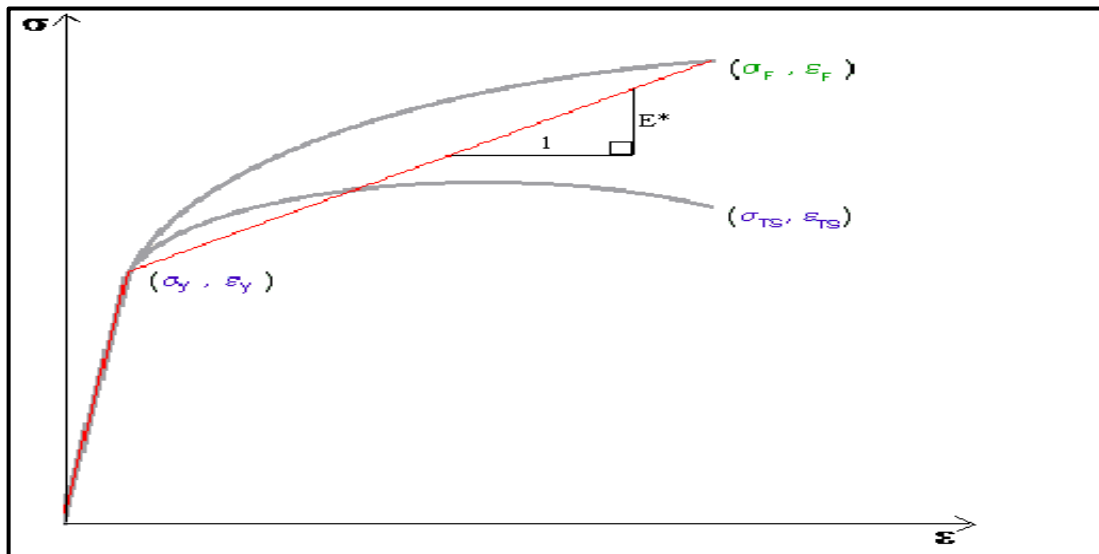


Figure I-20: Représentation schématique de l'équation de Coffin-Manson

ϵ'_f : Coefficient de ductilité de fatigue, défini la ductilité logarithmique conventionnelle,

$$\epsilon_f = \ln\left(\frac{1}{1-R_A}\right) \quad (17)$$

R_A : Réduction de la zone de l'éprouvette après un essai de traction. Aux fins du modèle de fatigue, ϵ_f est approximatif comme suit:

$$\ln(1 + \epsilon_n) \quad (18)$$

Où ϵ_n est la contrainte nominale,

c : the fatigue ductility exponent, is given a value of -0.6

σ'_f : the fatigue strength coefficient, is defined as the failure strength, (the fracture stress with necking corrections):

$$\sigma_f = \sigma_{TS} (1 + \epsilon_n)$$

b: l'exposant de résistance à la fatigue est calculé en remplaçant la résistance à la fatigue, σ_e , de la base de données CES dans la version basée sur les contraintes de la loi de Basquin. Le nombre de cycles avant rupture pour la résistance à la fatigue, N_f est défini comme étant de 107 cycles, ce qui donne:

I.8.3 Modèle Probabilité globale de rupture de Bordet

Pour la détermination de la probabilité locale de rupture par clivage en suivant le principe de maillon faible, on peut introduire trois matrices [A], [B] et [D], telles que :

$$\{N\} = [A] \{\epsilon^0\} + [B] \{k\}$$

$$\{M\} = [B] \{\epsilon^0\} + [D] \{k\}$$

Les trois matrices se racontent par :

$$\begin{aligned} [A] &= \sum_{i=1}^k [\bar{Q}]_i \cdot (z_i^2 - z_{i-1}^2) \\ [B] &= \frac{1}{2} \sum_{i=1}^k [\bar{Q}]_i \cdot (z_i^2 - z_{i-1}^2) \\ [D] &= \frac{1}{3} \sum_{i=1}^k [\bar{Q}]_i \cdot (z_i^3 - z_{i-1}^3) \end{aligned} \tag{19}$$

Comme le montrent les équations suivantes :

$$[\bar{Q}] = [T] [Q] [T]^T$$

Avec :

$$[T] = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & -2 \cdot \cos \theta \cdot \sin \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & 2 \cdot \cos \theta \cdot \sin \theta \\ \cos \theta \cdot \sin \theta & -\cos \theta \cdot \sin \theta & \cos^2 \theta - \sin^2 \theta \end{bmatrix} \dots\dots\dots(20)$$

La probabilité globale de rupture par clivage sur n_c sites potentiels d'initiation s'écrit [13.14]:

$$P_{Bordet} = 1 - \exp\left(- \sum_{i=1}^{n_c} P_{cliv}(\sigma_{1,i}, \epsilon_{p,u,i})\right)$$

Cette équation peut être exprimée en fonction du volume de la process zone en introduisant un volume infinitésimal dV sur lequel les déformations et contraintes sont constantes (dans le cas numérique, le point de Gauss).

$$\sigma_{Bordet} = \left\{ \int_p \left(\int_0^{\epsilon_{p,u}} \frac{\sigma_{ys}(T, \xi_p)}{\sigma_{ys,0}} \left(\left((\sigma_1(\epsilon_p, dV))^m - (\sigma_{th})^m \right) \exp\left(\frac{-\sigma_{ys}(T, \xi_p)}{\sigma_{ys,0}} \cdot \frac{\epsilon_p}{\epsilon_{p,0}} \right) d\epsilon_p \right) \frac{dV}{V_0} \right)^{\frac{1}{m}} \right.$$

I.9 Endommagement et stades de fissuration par fatigue

I.9.1 Endommagement par fatigue

On entend par fatigue ou endommagement par fatigue la modification des propriétés des matériaux consécutives à l'application de cycles d'efforts, cycles dont la répétition peut conduire à la ruine des pièces constituées avec ces matériaux. La capacité de résistance à la fatigue des pièces définit ce qu'on appelle la limite d'endurance [11].

1.9.2 Fissuration par fatigue

A) Du point de vue macroscopique

- Zone d'amorçage : pas toujours visible (il peut y en avoir plusieurs, pas forcément dans le même plan). Se produit souvent à partir d'un défaut de surface.
- Zone de propagation de fissure par fatigue assez plate, lisse, marquée par des lignes d'arrêt correspondant à un arrêt momentané de la fissuration et par des lignes radiales correspondant à un changement de plan de fissuration.
- Zone de rupture finale, plus tourmentée

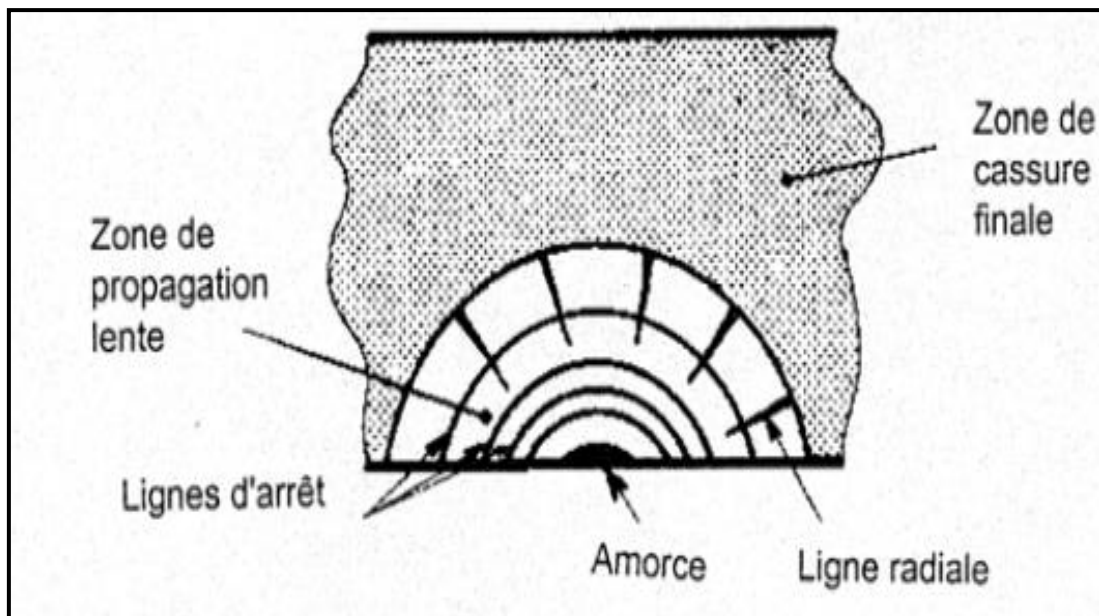


Figure I.21: schématisation des zones de fissuration par fatigue

B) Du point de vue microscopique

- Rupture transgranulaire.
- Surface souvent marquée par des microreliefs appelées stries de fatigue (dépend du matériau différent des lignes d'arrêt). Une strie de fatigue correspond à un cycle de sollicitation.
- La présence de stries (surtout pour les matériaux cubiques face centrée :aluminium ou inox) est une preuve irréfutable qu'il y a eu phénomène de fatigue mais leur absence ne signifie pas qu'il n'y a pas eu phénomène de fatigue.



Figure I.22 : image microscopique de la fissuration a l'échelle microscopique.

Sous chargement cyclique, différents stades d'endommagement apparaître 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 I-23**) ;
- 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.
-

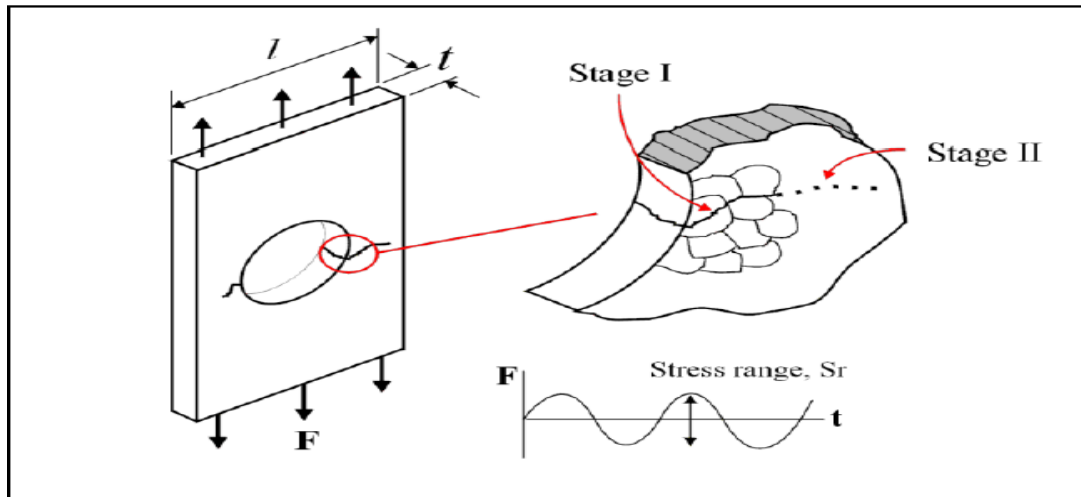


Figure I.23 : Passage de propagation stable d'une fissure principale

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.

I.9.3. propagation d'une fissure de fatigue

Le tracé de la courbe de Wöhler permet de déterminer la limite de fatigue que l'on peut considérer comme la contrainte maximale que peut supporter le matériau sans que s'amorce une fissure ; or l'expérience a montré que, dans les pièces en service, il peut exister des défauts d'usinage, de soudage, de fonderie, des piqûres de corrosion, à partir desquels une fissure de fatigue peut se propager. Cela est encore plus vrai pour des structures réelles pour lesquelles la majeure partie de la durée de vie correspond à la propagation d'une fissure. C'est aussi le seul moyen de déterminer de façon précise la durée de vie résiduelle d'une pièce en service.

A) 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 I.24) [12].

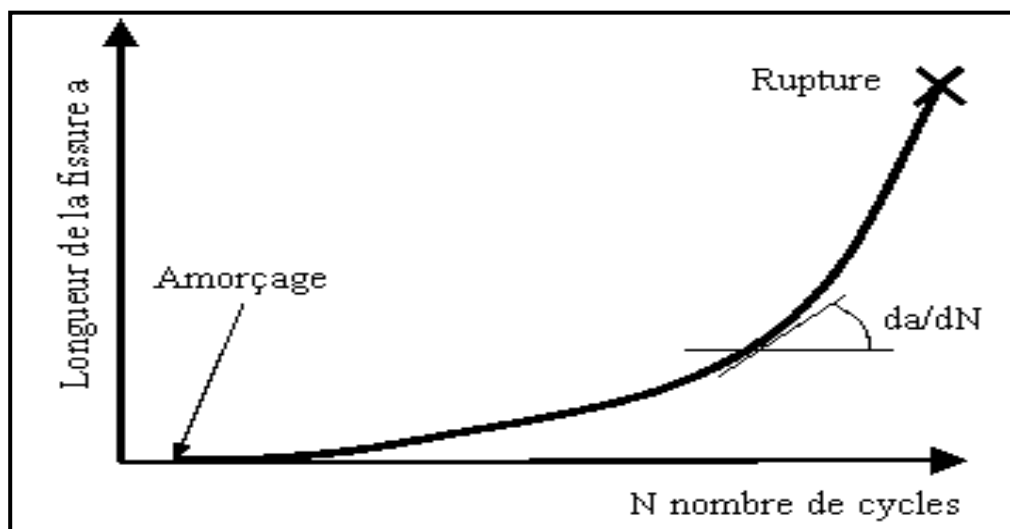


Figure I.24: Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycle

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 ΔK , permet de faire distinguer trois domaines de fissuration, la figure I.25 représente en échelle logarithmique la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK .

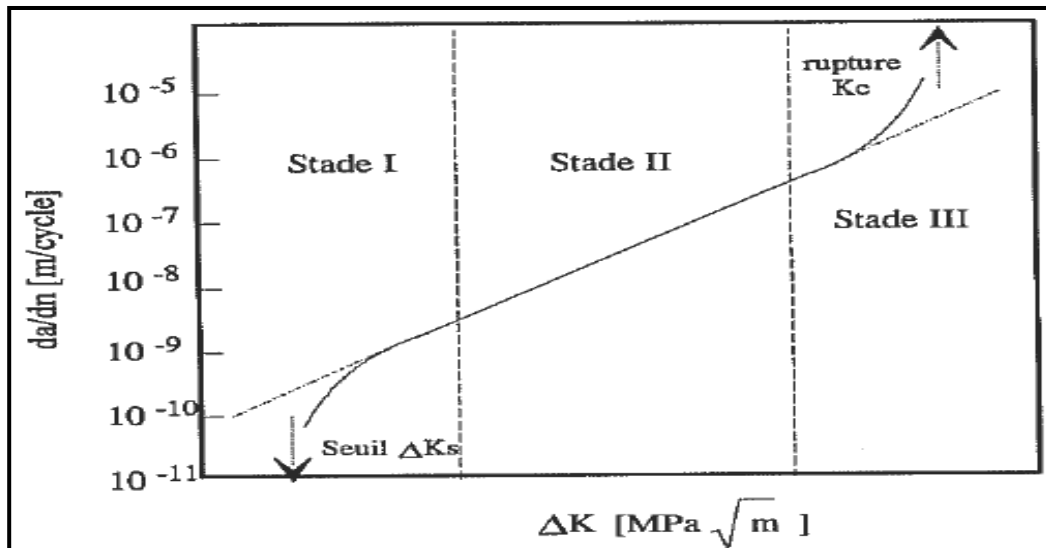


Figure I-25 : Schématisation des stades de fissuration

- **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 ΔK décroissant pour déterminer la valeur de ΔK_s .
- **Domaine II** : Domaine des vitesses moyennes ou de Paris où la vitesse de propagation varie linéairement avec ΔK en échelle bi-logarithmique. La fissure se propage le plus souvent dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué. C'est le domaine où s'applique la loi de Paris [13];
- **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 [13] a proposé la relation empirique suivante :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta k)^m \quad (21)$$

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

I.10. Facies de ruptures de fatigue

I.10.1 Facies de fatigue à l'examen optique

A l'examen optique (loupe, œil, loupe binoculaire), on peut observer un certain nombre de caractéristiques sur la section de rupture (**Fig. I.26**) [14]. Présence de deux zones distinctes selon la nature du matériau et l'amplitude des contraintes, ces deux zones correspondent :

- A la rupture brutale avec un faciès à grains ou à nerfs constituant la cassure instantanée.
- A la fissure de fatigue avec une surface lisse et soyeuse (grain fin) constituant la cassure de fatigue proprement dite.

Présence possibles sur la section de rupture intéressée par la fatigue en fonction du matériau, variation de sollicitation, effet d'entaille, température ... de :

- lignes concentriques appelées lignes d'arrêt (frontales) qui sont les cicatrices de la fissure lors des arrêts de la machine. Elles marquent les fronts successifs de la propagation des fissures de fatigue. Le foyer de ces lignes ou « amorce » se situe souvent à la surface, à l'endroit d'un défaut superficiel ou d'un changement de section.
- lignes normales aux précédentes appelées lignes radiales et qui correspondent soit à des décrochements entre fissures dans le cas d'amorce multiples, soit à un changement du champ de contraintes infléchissant le plan de la rupture et conduisant à la formation de facettes.

Les constatations réalisées au niveau de l'examen optique ne s'arrêtent pas là car cet examen permet de déterminer le rôle des défauts et la nature des sollicitations [14].

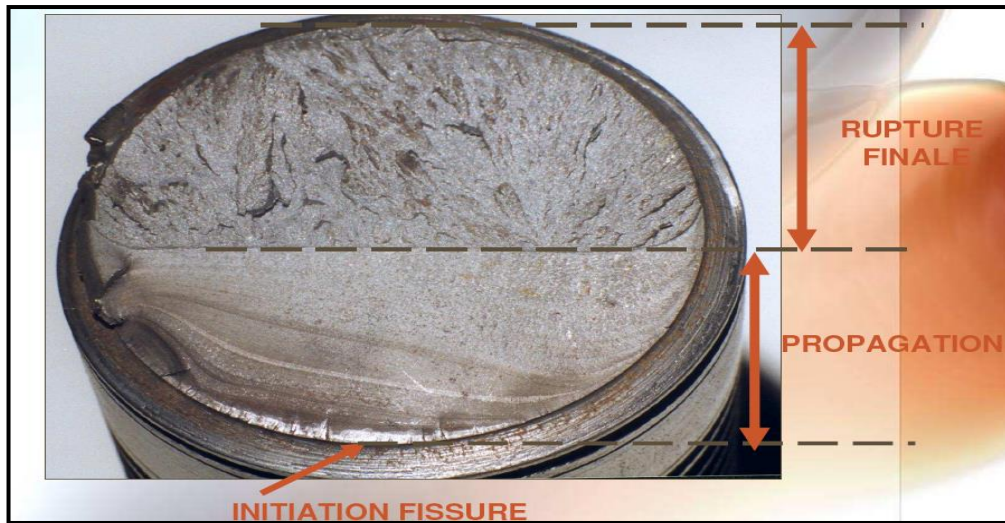


Figure I.26: Ruptures de fatigue sous sollicitations répétées

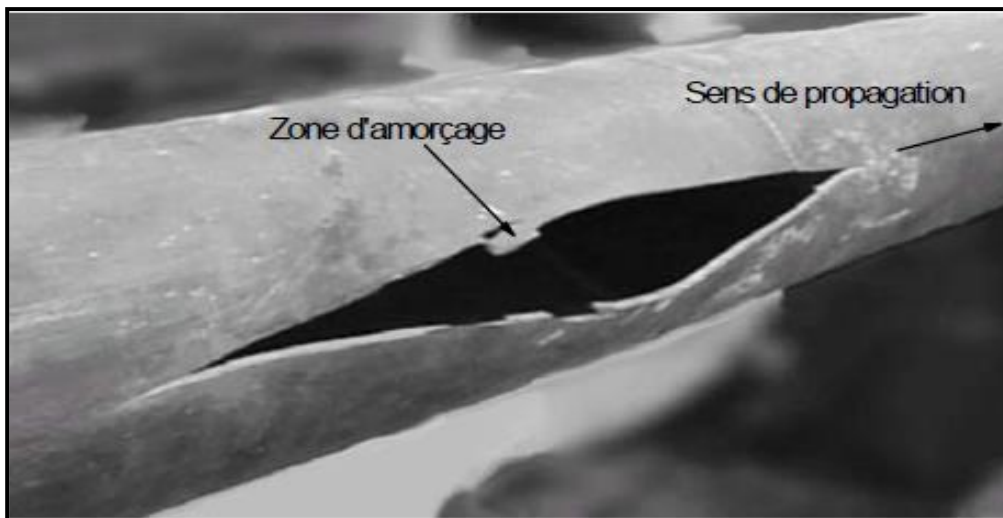


Figure I.27 : Rupture ductile d'un tuyau de diamètre moyen
Sous l'effet de la pression interne [15]

PARTIE EXPERIMENTAL

CHAPITRE II : PARTIE EXPERIMENTALE

II.1 Matériau et composition chimique

Le matériau de notre étude est un acier au carbone utilisé pour le transport des hydrocarbures de dénomination APIX70 il répond à la spécification imposée par la norme API5L. La composition chimique du matériau a été faite par analyse spectrophotométrie sur machine type « **SPECTRO Rp 212** » au niveau de l'URASM, et dont le résultat de l'analyse est consigné sur le **Tableau II.1**.

Tableau II-1 : Composition chimique de l'acier étudié.									
Composition chimique de l'acier API 5L-X70 en % massique									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Nb	Ni	Ti	Fe
0.123	0.27	1.68	0.005	0.012	0.051	0.033	0.04	0.03	Ball

II.2. Préparation des échantillons :

La Figure II.1 montre la méthode de prélèvement des éprouvettes longitudinales du tube sans soudure. Une virole de 1.5 à 2 fois le diamètre du tube est découpée du bout du tube; puis une languette dans le sens longitudinal est sciée le long de la virole. L'étude a été portée sur des échantillons en acier X70 prélevés d'un tube de turbine. Le découpage a été réalisé à l'aide d'une tronçonneuse métallographique type Mecatome T210.



Figure II.1 : Echantillons découpés.

II.3 Observations métallographiques

Après découpage, les échantillons ont subi un polissage mécanique en vue d'une observation microscopique (**figure II.2**). La micrographie a révélé après attaque au Nital une structure biphasée composée de deux constituants : la ferrite et la perlite, donc ce type de microstructure est engendré par la ségrégation des éléments Mn et P lors du laminage, elle est très courante pour les aciers X70.

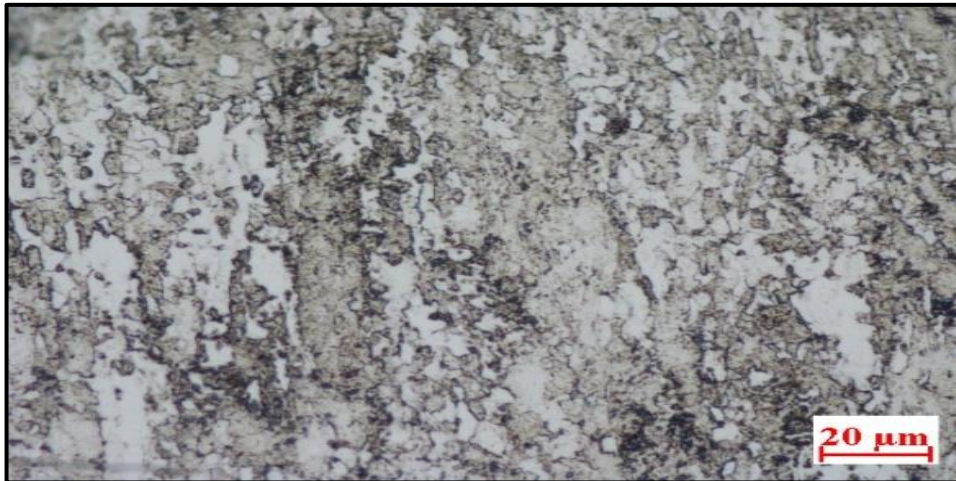


Figure II.2 : Micrographie dans une section transversale du tuyau X70-Grossissement 500.

II.4 Propriétés Mécaniques

Au laboratoire d'essai mécanique de l'unité de recherche en sidérurgie métallurgie (URASM), les éprouvettes ont été prélevées dans le sens longitudinal d'un tube en acier (SMSS) à un diamètre intérieur et une épaisseur respectivement 150 mm et 6.8 mm selon la norme ISO6892-1. Les éprouvettes ont été usinées pour avoir la forme finale représentée dans la figure II.3.

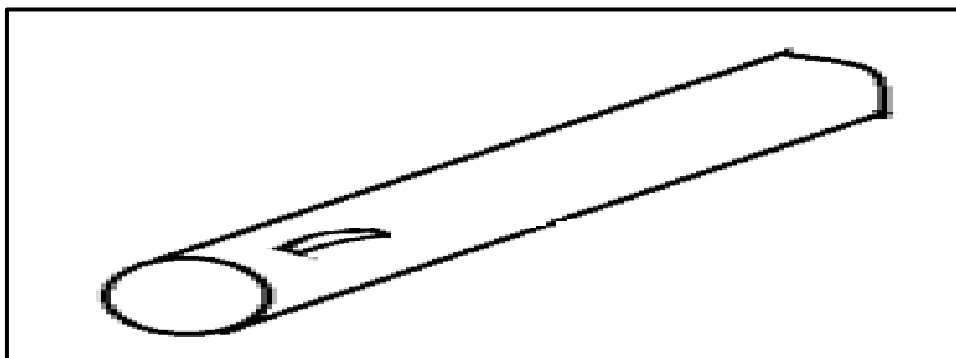


Figure II.3 : prélèvement de L'échantillon



Figure II.4 : Eprouvette de traction

II.4.1 L'essai de traction

Les essais de traction sont réalisés au laboratoire des essais mécaniques l'URASM Annaba sur la machine de traction universelle de type « ZwickRoell » ayant une capacité maximale de chargement de 600 KN (**Figure II.5**), vu la nature du matériau et la géométrie des éprouvettes ; la vitesse de déplacement du vérin a été fixée à 8 1/s. essais sur six éprouvettes : 03 éprouvettes simples.



Figure II.5 : Dispositif expérimental pour les essais de traction sur machine « ZwickRoell ».

II-5 Caractéristiques expérimentales du comportement mécanique

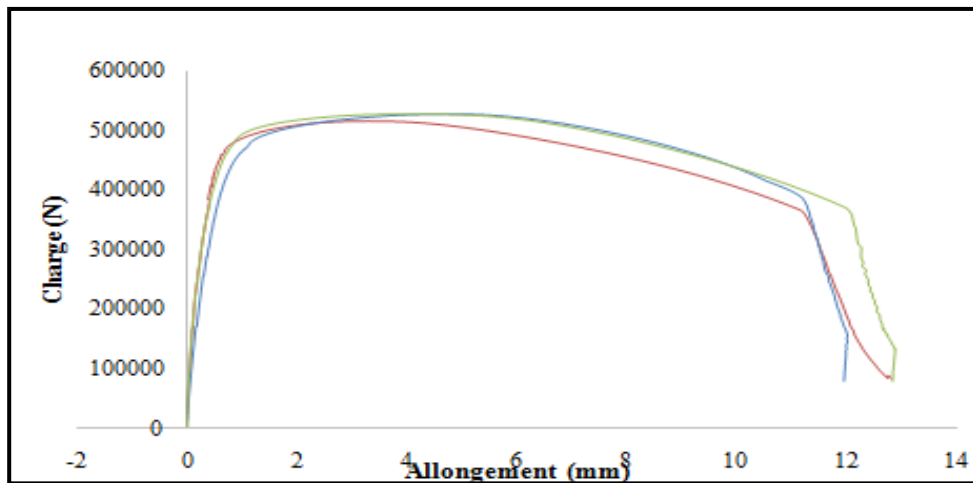


Figure II.6 : Courbe charge –allongement sur des éprouvettes Normalisées sans défaut.

Le comportement apparent à travers la courbe de l'éprouvette simple (**Figure II.6**) est relativement linéaire à une valeur de charge inférieure à 500 000 N. On atteint un pic de charge puis le niveau de charge diminue et la rupture finale de l'éprouvette va s'initier.

II-6 Morphologie de rupture

La surface de rupture n'est pas plate et lisse avec des facies de rupture sans rivières, la propagation de rupture est assez lente vu que le chargement imposé a fourni une forte déformation à la rupture. (**Figure . II.7**), au mois local avec réduction d'aire. Cette énergie relâchée a servi à la création des surfaces libres donnant lieu à des déformations plastiques de la matière

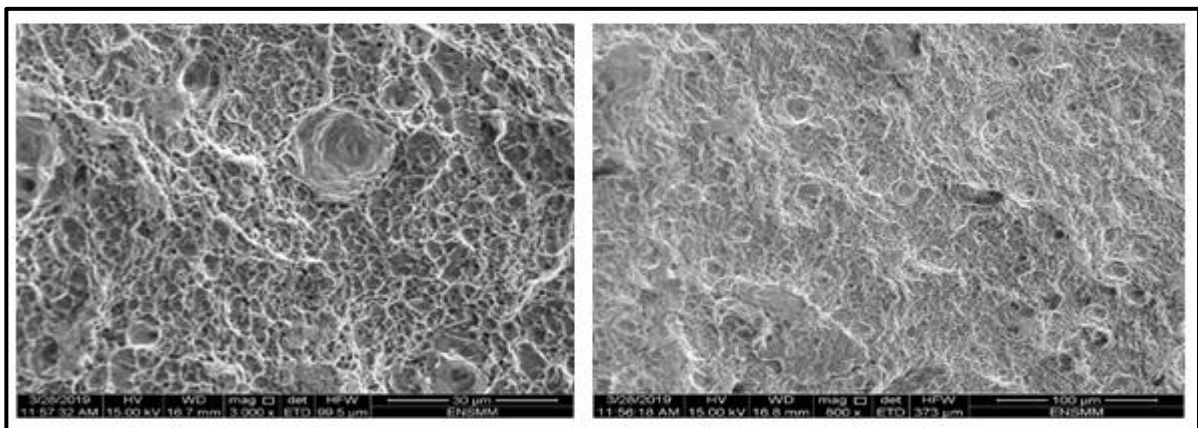


Figure II.7: faciès de rupture des éprouvettes testées en traction

II.7 Eprouvettes d'essais de fatigue

Le choix de l'éprouvette d'essais dépend de l'essai que l'on veut effectuer et de la machine dont on dispose. On distingue les éprouvettes parallélépipédiques d'épaisseur constante à section rectangulaire, des éprouvettes axisymétriques à section circulaire, cylindrique à section constante ou toroïdale à section variable (le modèle le plus utilisé). Dans tous les cas, on distingue les éprouvettes lisses des éprouvettes entaillées [G. POMEY, H. LIEURADE. Essais de fatigue, Technique de l'ingénieur M130, 10/1980].

Les dimensions des éprouvettes dépendent de la capacité de la machine et de ses caractéristiques (charge d'essai et fréquence). Les dimensions et les tolérances d'usinage conseillées des éprouvettes sont précisées dans les normes AFNOR A 03-401 et A 03-402.

N.B : lorsqu'il s'agit de déterminer les propriétés fondamentales d'un métal en fatigue, il faut de prendre les précautions nécessaires à savoir réduire le plus possible l'influence de l'état de surface de l'éprouvette (bonne finition, contrôle de rugosité superficielle après usinage), un étalonnage des machines d'essais statique et dynamique (norme NF A 03-509).



Figure II.8 : éprouvette d'essai de fatigue



Figure II.9 : Machine d'essai de fatigue

CONCLUSION

Conclusion

Dans ce travail nous sommes intéressés à étudier théoriquement et expérimentale (étude expérimentale préliminaire) le phénomène de fatigue des matériaux « HLE », l'évolution mécanique, chimique et métallographique après fabrication de pipes de nuance X70 destiné au transport d'hydrocarbure :

➤ Théoriquement tout organe mécanique est soumis durant son service à un certain nombre de sollicitations se traduisant par des variations cycliques des contraintes appliquées. Malheureusement, il a été souvent constaté une ruine épouvantable de certaines constructions malgré le fait qu'elles ne soient soumises qu'à des sollicitations modérées par rapport aux aptitudes du matériau. Les ouvrages métalliques et mécaniques sont affrontés à ce type de phénomène compte tenu de la complexité du milieu l'environnant. Le phénomène de fatigue est souvent à l'origine des endommagements des matériaux car il se développe lentement dans le temps sans modifications macroscopiques apparentes des pièces (forme, aspect).

➤ L'endommagement par fatigue mené jusqu'à son terme (ruine) comprend trois périodes d'importances variables suivant la nature du matériau et les modes de sollicitations, période d'amorçage (germination), période de propagation et période brutale.

➤ L'étude des modifications de structure accompagnant les phénomènes de fatigue montre qu'il faut faire intervenir successivement plusieurs mécanismes pour l'initiation puis pour les différents stades de propagation des fissures de fatigue et que ces mécanismes dépendent du niveau de contrainte et de la nature du métal considéré.

➤ L'objet des essais de fatigue est de déterminer le comportement d'éprouvettes de métal, de pièce ou d'ensembles mécaniques, sous des sollicitations de contraintes périodiques, analogues à celles qui se produisent dans la pratique en service. L'expérience a montré que si l'amplitude et le nombre de sollicitations périodiques sont suffisants, il en résulte une rupture par fatigue.

➤ Le choix de l'éprouvette d'essais de fatigue dépend de l'essai que l'on veut effectuer, la norme d'essai et de la machine dont on dispose.

➤ Wöhler présente trois domaines : zone de fatigue plastique oligocyclique, zone de fatigue ou d'endurance limitée, où la rupture et zone d'endurance illimité ou zone de sécurité, on peut tracer une branche asymptotique à la courbe Wöhler (courbe S-N), l'asymptote étant la limite d'endurance ou limite de fatigue σ_D . Dans d'autres cas, il ne semble qu'il y ait d'asymptote horizontale, c'est le cas de la fatigue-corrosion.

- Le choix de modèle de prévision permettra d'évaluer la qualité des prédictions avec une telle méthode dans le cas des thermoplastiques, car ces méthodes ne demandent pas a priori la connaissance des mécanismes d'endommagement. Le but d'un critère de fatigue est de prévoir la rupture ou la non-rupture d'une structure soumise à une sollicitation de fatigue.

- Dans l'étude expérimentale, La composition chimique et la micrographie ont révélé une structure biphasée composée de deux constituants : la ferrite et la perlite, donc ce type de microstructure est engendré par la ségrégation des éléments Mn et P lors du laminage, elle est très courante pour les aciers X70.

- Le comportement de l'acier X70 en traction direct apparent à travers la courbe de l'éprouvette simple est relativement linéaire à une valeur de charge inférieure à 500000 N. On atteint un pic de charge puis le niveau de charge diminue et la rupture finale de l'éprouvette va s'initier.

- Après l'essai de traction l'observation au MEB montre que la surface de rupture n'est pas plate et lisse avec des facies de rupture sans rivières, avec une morphologie de rupture ductile.

Références bibliographiques

- [1] Source :<http://www.art-et-histoire.com>
- [2] (Committee, 1990)
- [3] J. P. Benson (1979), *Metal Science*, 13, pp 535-539.
- [4] 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.
- [5] SeungYoub Hana, Seok Su Sohna, Sang Yong Shina, Jin-ho Baeb, HyoungSeopKima, SunghakLeea (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.
- [6] MostafaAlizadeh, SajjadBordbar (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.
- [7] 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.
- [8] Zhang Li-feng (2006). "Inclusion and Bubble in Steel- A Review". *Journal of Iron and Steel Research, International* 13(3), pp 01-08.
- [9] 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.
- [10] Hénaff et al. 2005
- [11] Julien Capelle « Étude de la nocivité d'un défaut de type éraflure sur une conduite destinée au transport de gaz naturel soumise à une pression d'hydrogène » thèse de doctorat de L'université de Metz, 2008.
- [12] 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.
- [13] J. P. Benson (1979), *Metal Science*, 13, pp 535-539.
- [14] A. Brand, J. Flavenot. *Recueil de données technologiques sur la fatigue*, CETIM, 1980.
- [15] G. Pomey. *Différents domaines de fatigue des métaux et les paramètres de l'endurance des pièces*, Rapport IRSID, Juin 1972.