

**UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA**

**Faculté des Sciences de l'Ingénieur**

Département de Mécanique

**MEMOIRE DE MAGISTER**

Spécialité : Science Des Matériaux

**ETUDE DE LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DE  
L'ACIER HLE «X60»**

**Par**

**REZOUG Khelifa**

Devant le jury composé de :

Mr. Y. BENKHADDA

Professeur, U. de Blida

Président

Mr. M. HADJI

Professeur, U. de Blida

Examineur

Mr. S. BERGHEUL

Professeur, U. de Blida

Examineur

Mr. T. SAHRAOUI

Professeur, U. de Blida

Rapporteur

Blida, Mai 2012

## ملخص

هذه الدراسة تهدف إلى دراسة شقوق التعب لفولاذ " X60 " الذي هو فولاذ جزئي السبيكة معد للبناء عالي الشدة المصنف في فئة فولاذ الحبيبات الدقيقة المعدنية. قمنا في هذه الدراسة بتجارب التعب ذات الدورات المنخفضة لتتبع انتشار الشقوق الناتجة عن التعب على عينات مشجوجة ذات انحناء في ثلاث نقاط. أجريت هذه الاختبارات في وضع التحكم في الحمولة تحت درجة حرارة الغرفة. المعاينات التي أجريت على أسطح الكسر بواسطة المجهر الإلكتروني أظهرت الطابع المرن لتمزق. مفاتيح الموضوع : شقوق التعب , لفولاذ " X60 " ,التعب ذات الدورات المنخفضة , الطابع المرن لتمزق

## RESUME

La présente étude porte sur la propagation de la fissure en fatigue du X60. C'est un acier de construction microallié à haute limite élastique qui s'inscrit dans la catégorie des matériaux métalliques à grains fins. A cette fin, des essais de fatigue oligocyclique visant l'étude et le suivi de la propagation de la fissure dans le matériau ont été réalisés sur des éprouvettes entaillées de flexion trois points. Les essais sont réalisés en mode de contrôle de charge. Les observations faites sur les faciès de rupture au microscope électronique à balayage (MEB) des échantillons testés à la température ambiante révèlent le caractère quasi-ductile de la rupture.

Mots clés : propagation de fissure, acier microallié X60, fatigue oligocyclique, rupture ductile.

## **ABSTRACT**

The present study relates the fatigue-crack propagation in microalloyed steel X60. It is high yield strength structural steels which listed under fine grain metallic materials category. For this purpose, oligocyclic fatigue tests for monitoring the cracks propagation in materials were realized on samples notched three points bending. The tests were performed in load control mode. Observations with scanning electron microscope (SEM) of fracture surfaces of samples tested at room temperature reveal the ductile character of the rupture.

Key words: fatigue-crack propagation, microalloyed steel X60, oligocyclic fatigue tests, ductile rupture.

## REMERCIEMENTS

Je tiens à exprimer, en premier lieu, tous mes plus vifs remerciements à Monsieur, Y. BENKHADDA, Professeur à l'Université SAAD DAHLAB de BLIDA, qui m'a fait un grand honneur de présider le jury d'examen de ce mémoire.

J'exprime toute ma gratitude à Messieurs, M. HADJI, Professeur à l'Université SAAD DAHLAB de BLIDA, et S. BERGHEUL, Professeur à l'Université SAAD DAHLAB de BLIDA, d'avoir été les membres du jury d'examen de ce mémoire.

Mes plus vifs remerciements vont aussi à Monsieur T. SAHRAOUI, Professeur, à l'Université SAAD DAHLAB de BLIDA, d'avoir accepté de diriger ce mémoire, pour toutes ses orientations et conseils et la confiance qu'il a bien voulu m'accorder tout au long de ce travail.

Je tiens à remercier tous les enseignants qui ont assuré l'encadrement de la post-graduation sans oublier aussi tous les responsables et administratifs de l'Université SAAD DAHLAB de BLIDA pour leur disponibilité et abnégation durant toute la période de post-graduation.

Je tiens à remercier Monsieur NR. TITOUCHE de l'aide précieuse qui m'a apportée durant toutes les deux années de préparation de cette thèse.

Ma gratitude va également à notre Direction du Centre de Recherche Nucléaire de Birine représentée par son Directeur Général Monsieur A. KERRIS, son Secrétaire Général A. Benaazza et Le Directeur de la Division DR, S. Ait

mohammed, de m'avoir autorisé à poursuivre mes études et des services qui m'ont été assurés.

Je remercie infiniment, Dj Khelfi, A. Hannache, B Mouhammedi, S. Laiadhi, H. Taguemount, M. Salhi, N. Mellal et M. Touiza de m'avoir donné le courage et de leur soutien tout au long de ce travail.

Je remercie encore, A. Aidouni, A. Ararrem, A. Brahim, T. Benhalima, A. Ghezeil, L Boukherja, F kharfi , Dj. Merrouche, Kh. Sayehi, B. Larbi, Med. Dif et T. Zouaoucha, de leurs encouragements et de leur sympathie.

Sans oublier de remercier tous mes collègues de travail et tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin d'achever ce mémoire.

## **DEDICACES**

A la mémoire de mon père et ma fille Fatma

A ma Mère

A mes beaux Parents

A ma chère Femme

A mes Enfants Rayane, Abdelkader, Meriem et Mohamed Nadir

A mes Frères et Sœurs

A mes Beaux Frères et Belles sœurs

A toute ma famille

Je dédie ce travail

## TABLE DES MATIERES

Résumé	
Remerciements	
Dédicace	
Table des matières	
Liste des figures	
Liste des tableaux	
Nomenclature	
Introduction	14
1. Matériaux des réacteurs nucléaires	16
1.1. Les différents types de réacteurs nucléaires	17
1.2. Sûreté des installations nucléaires	19
1.3. Le cas particulier des réacteurs de recherche	20
1.4. Matériaux utilisés dans les réacteurs nucléaires	21
1.5. Les sollicitations endurées par les matériaux dans un réacteur nucléaire	22
2. Comportement mécanique des matériaux	24
2.1. Comportement élastique	24
2.2. Comportement plastique	25
2.2.1. Les mouvements sans transport de matière	25
2.2.2. Les mouvements avec transport de matière	25
2.2.2.1. Friction de réseau	25
2.2.2.2. Interaction avec les autres dislocations	25
2.2.2.3. Désorientation entre grains	26
2.2.2.4. Précipités	26
2.2.2.5. Atome dissous	26
2.3. Comportement de fatigue	27
2.3.1. Historiques du phénomène de fissuration par fatigue	27
2.3.2. Domaine de fatigue plastique oligocyclique	28
2.3.3. Domaine de fatigue ou d'endurance limitée	29
2.3.4. Domaine d'endurance illimitée ou zone de sécurité	29
2.3.5. Diagrammes représentatifs	30
2.3.5.1. Courbe de Wöhler et les différents domaines de fatigue	31
2.3.5.2. Diagramme de Haigh	31
2.3.5.3. Diagramme de Goodman	32
2.3.5.4. Diagramme de RôS	32
2.3.5.5. Diagramme de Moore-Kommers-Jasper	33

2. 3.6. Différentes étapes de l'endommagement	33
2.3.6.1. Amorçage	33
2.3.6.2. Propagation	33
2.3.7. Modes élémentaires de fissuration	35
2.3.8. Propagation de fissures par fatigue	36
2.3.8.1. La loi de Paris	36
2.3.8.2. Facteur d'intensité de contrainte	38
2.4. Mécanismes de rupture fragile et ductile	39
2.4.1. Introduction	39
2.4.2. Rupture fragile par clivage	40
2.4.3. Rupture ductile	43
2.4.4. La Transition Ductile Fragile (TDF)	43
3. Les aciers HSLA	45
3.1. Introduction	45
3.2. Composition chimique et microstructure	46
3.3. Les aciers à très haute résistance (THR)	47
3.4. Application des aciers HSLA	49
4. Matériaux et éprouvette d'essai	51
4.1. Le X60 produit d'ex SIDER	51
4.2. Composition Chimique	53
4.3. Caractéristiques Mécaniques	53
4.3.1. Caractéristiques Mécaniques fournies par SIDER	53
4.3.2. Caractéristiques Mécaniques en traction simple	54
4.4. Préparation et dimensionnement des éprouvettes	56
4.4.1. Usinage des éprouvettes	57
4.4.2. Réalisation des entailles	58
4.4.4. Dispositif expérimental	60
4.4.4.1. Le système de sollicitation mécanique	61
4.4.4.2. Le système d'acquisition et stockage des données	62
4.4.5. Méthodologie expérimentale	63
4.4.6. Détermination des charges maximale et minimale nécessaires pour les essais de fatigue	64
4.4.7. Pré-fissuration par fatigue	65
4.4.7.1. Sur l'équipement	66
4.4.7.2. Sur l'éprouvette	66
4.4.7.3. Sur le chargement	66
4.4.8. Photographies de l'initiation de la pré-fissure	68
4.4.9. Photographies de la longueur totale de la pré-fissure	71
4.4.10. Résultats des essais de pré-fissure	72
5. Résultats expérimentaux	74
5.1. Présentation des résultats	74
5.1.1. Essais de propagation de fissure	74
5.1.2. Photographie de la longueur totale de la fissure	76
5.1.3. Les résultats des essais de propagation de fissure	79
5.1.4. Essai de micro dureté au voisinage de la pointe de la fissure	81
5.1.5. Essai de dureté	83
5.1.6. Analyse fractographique	84
5.1.6.1. Faciès de rupture	84



5.1.6.2. Observation au microscope électronique à balayage	88
5.1.6.3. Technique d'Analyses	93
5.2. Discussions des résultats	94
5.2.1. Points d'initiation de fissures	94
5.2.2. La profondeur de l'entaille	94
5.2.3. L'initiation de la pré-fissure	94
5.2.4. Les stries de fatigue	94
5.2.5. La longueur de la fissure	95
5.2.6. L'amplitude de charge	95
Conclusion générale	96

## LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 :	Croissance de la population mondiale et ces besoins énergétiques	18
Figure 1.2 :	Les différentes parties d'un Réacteur de Recherche	21
Figure 2.1 :	Processus de l'endommagement par fatigue	30
Figure 2.2 :	Courbe de Wöhler	31
Figure 2.3 :	Diagramme de Haigh	31
Figure 2.4 :	Diagramme de Goodman-Smith	32
Figure 2.5 :	Diagramme de RôS	32
Figure 2.6 :	Diagramme de Moore-Kommers-Jasper	33
Figure 2.7 :	Propagation schématique d'une fissure à travers un échantillon	34
Figure 2.8 :	Les trois modes élémentaires de fissuration	35
Figure 2.9 :	Représentation générale de l'évolution du taux de croissance de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes	37
Figure 2.10 :	Longueur du ligament b	39
Figure 2.11 :	Concentration de contraintes au droit d'un défaut	40
Figure 2.12 :	Schéma d'une rupture fragile	40
Figure 2.13 :	Différents modèles illustrant les empilements de dislocations pouvant entraîner l'amorçage d'une rupture fragile	42
Figure 3.1 :	Position des aciers THR dans le diagramme contrainte maximale/allongement à rupture	48
Figure 3.2 :	Développement des pipelines (composition, procédé TMCP, microstructure, API grades)	49
Figure 3.3 :	Exemples d'utilisation des aciers HSLA dans l'automobile et à l'industrie	50
Figure 4.1 :	Micrographie à 500X dans le sens du laminage, Hv = 220,5	52
Figure 4.2a :	Inclusion observée après polissage et attaque au Nital 500x	52
Figure 4.2b :	Inclusion observée après polissage et attaque au Nital 500x	53
Figure 4.3 :	Dessin coté de l'éprouvette utilisée dans les essais de traction simple	54
Figure 4.4 :	Photo de l'éprouvette destinée aux essais de traction simple	54
Figure 4.5 :	Courbe $\sigma = f(\epsilon)$ du X60, testé dans le sens du laminage en traction et à température ambiante	55
Figure 4.6 :	Courbe $\sigma = f(\epsilon)$ du X60, testé dans le sens $\perp$ au sens du laminage en traction et à température ambiante	55
Figure 4.7 :	Photographie d'une éprouvette de flexion de type SE(B) réalisée pour les essais	56
Figure 4.8 :	Dessin coté de l'éprouvette utilisée dans les essais de	57

	flexion trois points	
Figure 4.9 :	Découpage de la tôle en échantillons d'éprouvettes	58
Figure 4.10a :	Entaille de 3 mm à 133x	59
Figure 4.10b :	Entaille de 3 mm à 133x	59
Figure 4.11a :	Vue générale de l'installation.	61
Figure 4.11b :	Photo du système d'amarrage avec éprouvette	61
Figure 4.12 :	Chargement cyclique	62
Figure 4.13 :	Le système d'acquisition et stockage des données	63
Figure 4.14a :	Photographie de la pré-fissure 66x	68
Figure 4.14b :	Photographie de la pré-fissure 66x	69
Figure 4.15 :	Photographie de la pré-fissure 666x	69
Figure 4.16 :	Evolution de la charge en fonction du temps	70
Figure 4.17 :	Evolution du déplacement de la traverse en fonction du temps	70
Figure 4.18 :	Pré-fissure de 1 mm à 133x	71
Figure 4.19 :	Pré-fissure de 1mm à 266x	71
Figure 4.20 :	Pré-fissure de 1 mm à 666x	72
Figure 5.1 :	Fissure de 2 mm à 66x de la surface polie	75
Figure 5.2 :	Fissure de 2 mm à 66x de la surface non polie	75
Figure 5.3 :	Longueur totale de la fissure avant la rupture	76
Figure 5.4 :	Agrandissement de la pointe de la fissure 66x	76
Figure 5.5 :	Agrandissement de la pointe de la fissure 133x	77
Figure 5.6 :	Agrandissement de la pointe de la fissure 266x	77
Figure 5.7 :	Evolution de la charge en fonction du temps	78
Figure 5.8 :	Evolution du déplacement de la traverse en fonction du temps.	78
Figure 5.9 :	Plan de relevé de micro dureté sur une éprouvette	82
Figure 5.10 :	Variation de la dureté	83
Figure 5.11 :	Photographie des faciès de rupture d'une éprouvette rompue	84
Figure 5.12a :	Variation du temps en fonction de l'avancement de la fissure	85
Figure 5.12b :	Variation du temps en fonction de l'avancement de la fissure	85
Figure 5.13a :	Variation de $da/dN$ en fonction de l'avancement de la fissure	86
Figure 5.13b :	Variation de $da/dN$ en fonction de l'avancement de la fissure	86
Figure 5.14 :	évolution du nombre de cycles en fonction de la fissure	87
Figure 5.15 :	Variation du nombre de cycles par incrément de fissure	87
Figure 5.16 :	Fractographie de la zone de pré-fissure X200	89
Figure 5.17 :	Fractographie de la zone de pré-fissure X400	89
Figure 5.18 :	Fractographie de la zone de rupture X2000	90
Figure 5.19 :	Fractographie de la zone de rupture X2000	91
Figure 5.20 :	Fractographie de la zone de rupture brutale X1000	91
Figure 5.21 :	Fractographie de la zone de rupture brutale X250	91
Figure 5.22 :	Evolution de la microstructure en fonction de la longueur de la fissure.	92
Figure 5.23 :	Spectre de la diffraction des rayons X	93

## LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 : Les principaux types de réacteurs	18
Tableau 1.2 : Degré de gravité d'évènements incontrôlés dans une installation nucléaire	19
Tableau 4.1 : Composition chimique fournie par SIDER	53
Tableau 4.2 : Caractéristiques mécaniques du X60 fournies par SIDER	54
Tableau 4.3 : Valeurs numériques des essais de pré-fissuration et de propagation de la fissure	65
Tableau 4.4 : Résultats des essais de pré-fissure	73
Tableau 5.1 : Résultats de l'essai N°1	79
Tableau 5.2 : Résultats de l'essai N°2	79
Tableau 5.3 : Résultats de l'essai N°3	80
Tableau 5.4 : Résultats de l'essai N°4	80
Tableau 5.5 : Résultats de l'essai N°5	80
Tableau 5.6 : Les relevés de la micro dureté	82
Tableau 5.7 : Les relevés de la dureté	84

## NOMENCLATURE

Symbole	Signification
a :	Longueur du défaut (entaille ou fissure)
Al :	Aluminium.
A% :	Taux d'allongement maximal
a/W :	Profondeur relative du défaut
B :	Bore.
b :	Longueur du ligament
B :	Epaisseur de l'éprouvette
C :	Carbone.
C :	Constante de Paris (position)
Cr :	Chrome.
d :	Diamètre de grain
da :	Variation de la profondeur
dN :	Variation du nombre de cycles
E :	Module de Young
E <sub>c</sub> :	Carbone équivalent.
Kgf :	Kilogramme force
KN :	Kilo Newton.
K <sub>I</sub> :	Facteur d'intensité de contrainte en mode I
K <sub>IC</sub> :	Facteur d'intensité de contrainte critique statique en mode I
m :	Constante de Paris (pente)
Mn :	Manganèse.
Mo :	Molybdène.
MPa :	Méga Pascal, unité de pression.
N :	Nombre de cycles
N :	Azote.
Nb :	Niobium.
P :	Phosphore.
P :	Force de chargement
P <sub>max</sub> :	Charge maximum appliquée
P <sub>min</sub> :	Charge minimum appliquée
ΔP :	Amplitude de charge
R :	Rapport algébrique de la contrainte minimale à la contrainte maximale.
R <sub>e</sub> :	Limite d'élasticité à la traction
R <sub>e1</sub> :	Limite d'élasticité à la traction à la température T1

$R_{e2}$ :	Limite d'élasticité à la traction à la température T2
$R_{0.2}$ :	Valeur de la contrainte à 0.2% de déformation.
$R_m$ :	Résistance à la traction.
$R_p$ :	Longueur de la zone plastique
$r$ :	Rayon en fond d'entaille
$S$ :	Distance entre les appuis pour une éprouvette de flexion trois points.
$S$ :	Soufre.
$Si$ :	Silicium.
$T$ :	Température en °C
$T$ :	Temps en s
$Ti$ :	Titane.
$V$ :	Vanadium.
$V$ :	Vitesse de la traverse (mm/s)
$W$ :	Largeur de l'éprouvette
$Zn$ :	Zinc.
$Zr$ :	Zirconium.
$\sigma$ :	Contrainte
$\sigma_a$ :	Contrainte périodique
$\sigma_D$ :	Contrainte d'endurance
$\sigma_m$ :	Contrainte moyenne
$\sigma_{Min}$ :	Contrainte max
$\sigma_{Max}$ :	Contrainte min
$\varepsilon$ :	Déformation
$\Delta K$ :	Variation du facteur d'intensité de contrainte
$\Delta K_c$ :	Variation du facteur d'intensité de contrainte critique
$\Delta K_{th}$ :	Variation du facteur d'intensité de contrainte théorique
$\alpha$ :	Phase dans laquelle le fer possède une structure cubique centrée
$\gamma$ :	phase dans laquelle le fer possède une structure cubique à faces centrées.

## INTRODUCTION GÉNÉRALE

La diversification des ressources énergétiques est une politique que doit adopter tout pays qui aspire à un développement économique et social durable et prospère. L'Algérie, à travers les multiples déclarations de ses premiers responsables et les différents engagements déjà réalisés, affiche clairement des aspirations qui s'inscrivent dans la tendance mondiale. Elle vise la satisfaction des besoins énergétiques à moyen et long termes en laissant ouvertes toutes les options énergétiques, qui prend en considération aussi bien, les ressources fossiles, les énergies renouvelables et le nucléaire.

L'énergie nucléaire présente à l'instar des autres formes d'énergies des inconvénients certains, ils sont principalement liés aux déchets qu'elle génère et à leur stockage, mais présente incontestablement des avantages. Des avantages qui l'ont projeté, après un déclin qui a duré plusieurs décennies, au devant des grands challenges énergétiques mondiaux. Les différentes instances énergétiques internationales soulignent et encouragent clairement la diversification des filières énergétiques à l'avantage du nucléaire. C'est le cas des rapports du Conseil Mondial de l'Energie (WEC) et les orientations de Kyoto.

De part le monde, plusieurs pays s'intéressent à l'énergie nucléaire, il y a un regain effectif de l'activité dans cette filière. Nous relevons plusieurs travaux portant sur l'amélioration du parc mondial d'installations nucléaires caractérisé par la deuxième génération. La troisième génération à la quelle cette activité à donner naissance est plus sûre et plus performante. D'autres travaux visent le développement la quatrième génération, génération du future, appelée réacteurs innovants « INPRO ».

Le développement des matériaux pour les réacteurs actuels et futurs et l'étude de leurs comportements occupent une place importante dans cette activité. Ces études touchent l'ensemble des aspects allant du développement de nouveaux matériaux combustibles, des matériaux pour les différentes barrières de confinement ainsi que les matériaux constituant les différents systèmes et structures des réacteurs.

Pour les pays accédant au nucléaire, la maîtrise des connaissances liées aux différents aspects du domaine du nucléaire en général et de l'électronucléaire en particulier est un préalable pour un engagement fort et durable. Le taux d'intégration souhaité en dépend fortement. Dans ce contexte, nous soulignons le fait que l'Algérie peut aspirer, si elle le souhaite, à faire participer son tissu industriel à moyen et long termes. Les connaissances déjà acquises dans les différents domaines industriels peuvent être mis à contribution pour réduire la dépendance et par la même la facture relative aux équipements industriels et accessoires conventionnels.

Le tissu industriel Algérien est déjà assez riche par son savoir et savoir faire pour être un acteur important dans l'incorporation de la technologie nucléaire en Algérie. Le complexe d'El-Hadjar, ACELOR METAL (ex-SIDER) produit déjà depuis fort longtemps des aciers très intéressants pour diverses applications. Le X60 est l'un des produits fabriqués de ce complexe. C'est un acier micro-allié alliant une bonne ténacité à une bonne résistance mécanique.

Cet acier peut jouer un rôle dans les structures des réacteurs nucléaires où ces caractéristiques sont recherchées et les équipements qu'il constitue ne sont pas de classe 1 du point de vue sûreté. Certaines parties des circuits secondaires de refroidissement peuvent très bien être réalisés avec ce matériau. Plusieurs études ont été menées et continueront sur les matériaux micro-alliés et en particulier sur le X60 en Algérie et ailleurs. Certaines s'inscrivent dans le cadre de l'amélioration continue de sa production, de l'influence de certains éléments chimiques sur ses caractéristiques mécaniques mais également l'étude de son comportement sous des sollicitations particulières. Au sein du Centre de Recherche Nucléaire de Birine (CRNB), plusieurs travaux ont été effectués sur le



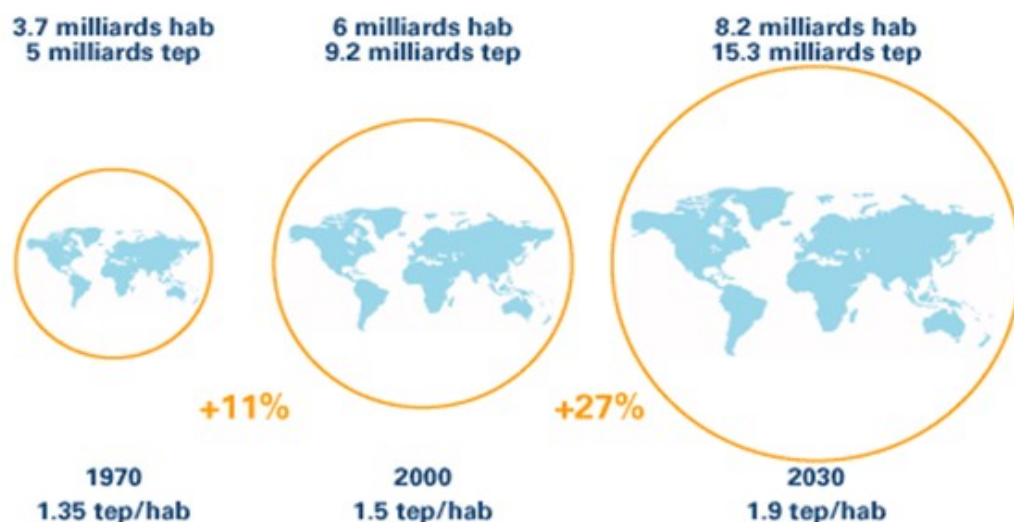
X60, nous soulignons en particulier l'étude de son comportement superplastique [1] et l'étude de la transition fragile-ductile [2]. Notre travail s'intègre dans cette optique et concerne l'étude de la tenue du X60 à la fissuration sous un chargement cyclique. En effet, comme dans toute industrie, les structures utilisées dans le nucléaire comportent généralement des assemblages où apparaissent des discontinuités géométriques. Celles-ci forment le siège de concentration de contraintes et par conséquent les lieux privilégiés d'amorçage et de propagation de fissures des pièces travaillant en fatigue.

## CHAPITRE 1

### MATERIAUX DES REACTEURS NUCLEAIRES

#### 1.1. Les différents types de réacteurs nucléaires

Le développement technologique, l'amélioration du niveau de vie et la concurrence industrielle entre les nations ont poussé l'homme à augmenter, développer et diversifier ses sources d'énergie. La figure 1.1 montre la croissance de la population mondiale et de ces besoins temporels en énergie [3].



tep :tonne équivalent pétrole

hab : habitant

Figure 1.1 : Croissance de la population mondiale et ces besoins énergétiques

Les problèmes causés à l'environnement par l'emploi croissant des sources fossiles et leur épuisement ont motivé la recherche et le développement de nouvelles sources énergétiques dites propres. Parmi ces sources, le nucléaire jouit d'un intérêt particulier malgré les contraintes liées au stockage des déchets

radioactifs et l'opinion publique généralement défavorable pour ce type de technologie [4].

Comme les réacteurs nucléaires sont utilisés à des fins diverses, il existe des différences dans leur conception. Les contraintes d'utilisation dictent la nature du réacteur. Ainsi, les réacteurs se distinguent entre autre par la nature du combustible, le type du fluide caloporteur; la nature du modérateur [5]. Dans le tableau 1.1 nous avons reporté les principaux types de réacteurs.

Tableau 1.1 Les principaux types de réacteurs

<b>Réacteurs thermiques</b>			
<b>Type</b>	<b>Combustible</b>	<b>Modérateur</b>	<b>Caloporteur</b>
<b>LWR</b> Réacteurs à eau légère	UO <sub>2</sub> enrichi en U <sup>235</sup> (3%)	H <sub>2</sub> O	
<b>HWR</b> Réacteurs à eau lourde	UO <sub>2</sub> enrichi en U <sup>235</sup> faiblement enrichi	D <sub>2</sub> O	
<b>HTGR</b> Réacteur refroidi à gaz	UO <sub>2</sub> très enrichi (93%) + ThO <sub>2</sub>	Graphite	Hélium
<b>MSR</b> Réacteur à sel dissout	Fluorures d'uranium et de thorium (sels fondus)	Graphite	Combustible
<b>Réacteurs rapides</b>			
<b>Type</b>	<b>Combustible</b>	<b>Modérateur</b>	<b>Caloporteur</b>
<b>LMFBR</b> Réacteur rapide refroidi à métal liquide	PuO <sub>2</sub> +UO <sub>2</sub>	Sodium liquide	
<b>GCFR</b> Réacteur rapide refroidi à gaz	PuO <sub>2</sub> +UO <sub>2</sub>	Hélium	

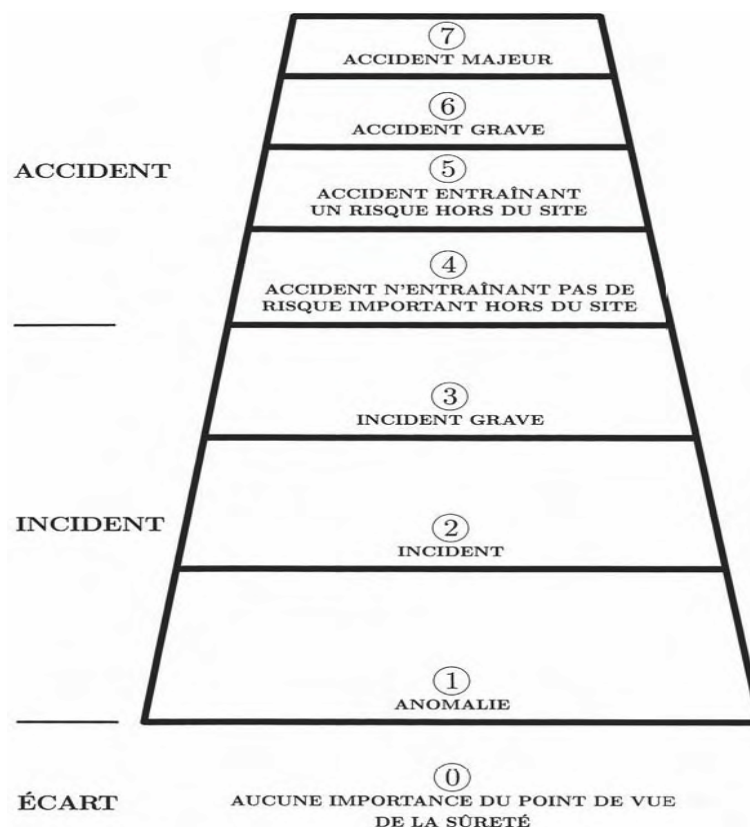
## 1.2.Sûreté des installations nucléaires

Une installation nucléaire est construite autour d'un cœur dans lequel des réactions nucléaires en chaîne sont initiées et entretenues. L'énergie libérée est alors transmise vers un ensemble de systèmes thermohydrauliques pour être utilisée ou convertie selon le type du réacteur [6].

Une installation nucléaire exige un personnel hautement qualifié et discipliné. Son fonctionnement n'est cependant jamais sans danger.

Tableau 1.2 classifie le degré de gravité d'évènements incontrôlés dans une installation nucléaire [7]

Le tableau 1.2 : Degré de gravité des accidents et incidents qui peuvent surgir dans une installation.



L'accident majeur qu'a connu l'humanité est certainement celui de Tchernobyl. Classé à l'échelle 7, il est survenu le 26 avril 1986 lorsque le réacteur N°4 s'emballa et explosa provoquant un incendie qui a duré 10 jours. L'autre

accident majeur est celui de Fukushima, Japan survenu le 12 mars 2011 reconnu d'abord de niveau 6, puis le 12 avril, porté au niveau 7, Une explosion dans les superstructures du bâtiment abritant le réacteur n° 1 de la centrale de Fukushima Dai-ichi a détruit le toit et la structure supérieure de ce bâtiment, de la même façon les structures des bâtiments abritant les réacteurs 2 et 3 explosent. L'humanité a également connu d'autres accidents graves tels que celui survenu le 28 mars 1979 dans la centrale américaine de Three Mile Island classé à l'échelle 5.

Dans plus de 70% des incidents, l'erreur est humaine. Les études de sûreté jouent un rôle très important dans la prévention contre les incidents non contrôlés. Parmi les thèmes étudiés figure en bonne place les cas de rupture des conduites des circuits de refroidissement du circuit secondaire. Ces ruptures peuvent être provoquées par plusieurs phénomènes, à savoir une variation de pression de l'eau légère dû au mode de fonctionnement du réacteur, la température de l'eau ainsi que celle de l'environnement, des vibrations dues à la circulation de l'eau légère dans les conduites et par quelconque type de corrosion.

### 1.3. Le cas particulier des réacteurs de recherche

Les réacteurs de recherche sont conçus pour être principalement utilisés dans la production des radioéléments, le dopage de silicium, l'analyse par activation neutronique, la neutronographie, les essais des matériaux, la formation et fournir, également, des faisceaux de neutrons pour les besoins de la recherche fondamentale et appliquée. Dans la plupart des cas, la cuve du réacteur est en aluminium, matériau qui répond à des exigences spécifiques, elle renferme les assemblages combustibles qui baignent dans le fluide de refroidissement, jouant dans certains cas le rôle de modérateur et de caloporteur en même temps. Lors de l'interaction des neutrons avec le combustible, il y a production d'une chaleur qui est due à la réaction de fission. Elle est extraite du cœur à l'aide du fluide de refroidissement primaire. Celui-ci est contenu dans un circuit appelé primaire, il est fermé et réalisé en acier inoxydable. Dans un second temps, la chaleur est cédée au fluide de refroidissement secondaire au niveau des échangeurs de chaleur. Le circuit secondaire est un circuit ouvert composé d'un acier au carbone dans lequel circule le fluide de refroidissement secondaire. Il se décharge à son tour de sa

chaleur au niveau des tours de refroidissement. A ce niveau là, le fluide de refroidissement secondaire sera en contact de l'air frais, il sera pulvérisé pour une meilleure dissipation de la chaleur. L'essentiel de cette eau retourne vers le circuit de refroidissement secondaire, une petite partie s'évapore dans l'atmosphère, ce qui provoque ces panaches blancs caractéristiques des centrales nucléaires [8]. La figure 1.2 montre les différentes parties d'un réacteur de recherche.

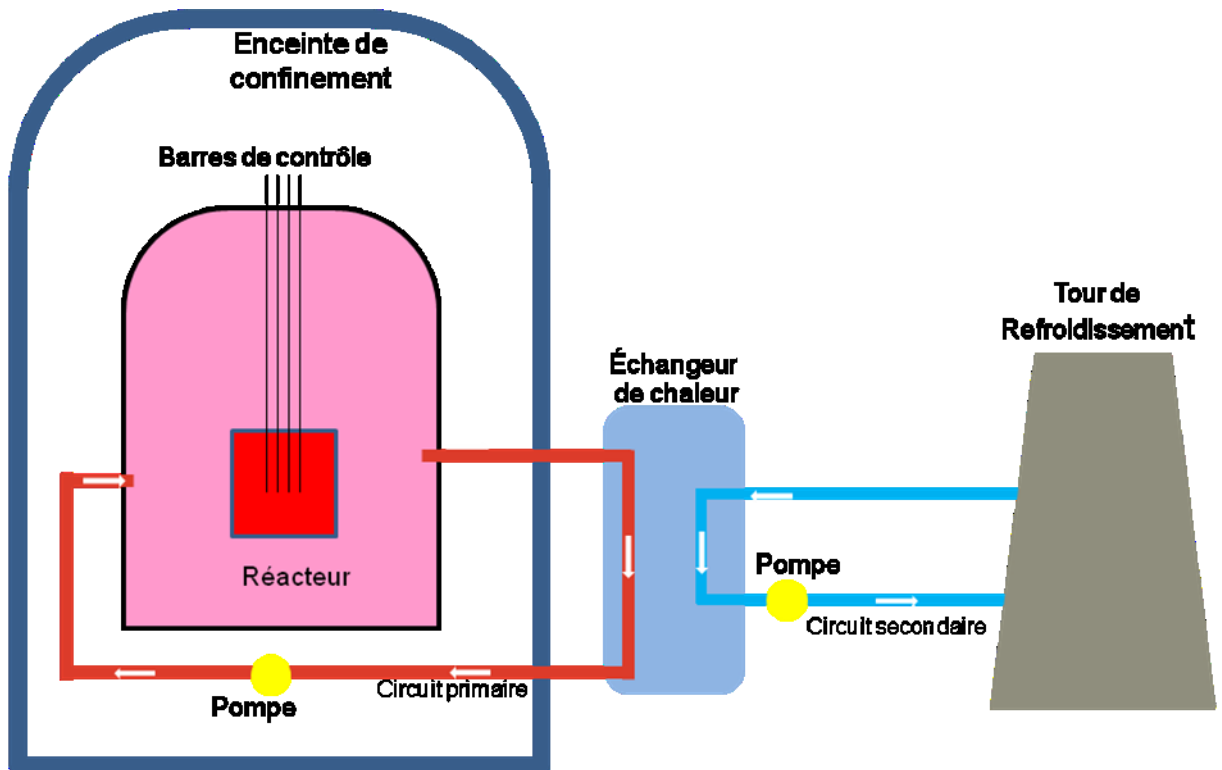


Figure 1.2 : Les différentes parties d'un Réacteur de Recherche

#### 1.4. Matériaux utilisés :

Pour optimiser la durée de vie des réacteurs, les matériaux sont soigneusement choisis. En effet, les matériaux destinés à être utilisés pour les réacteurs doivent satisfaire de hautes performances pour endurer aux conditions sévères d'opération comme la fragilisation par irradiation, la corrosion, la haute température etc. Pour cela, l'acier au carbone, l'acier faiblement allié, l'acier inoxydable austénitique, aluminium ... sont utilisés. Dans le réacteur, tous les matériels (Pompes, échangeurs de chaleur, vannes, tuyauteries) en contact avec

le fluide primaire, sont en acier inoxydable. Pour diminuer les risques de fuites du fluide primaire, les circuits sont de conception entièrement soudée sauf certains équipements sur lesquels l'installation de brides est nécessaire afin de permettre le démontage pour entretien ou essai. Pour le circuit de refroidissement secondaire tous les équipements sont en acier au carbone [9].

Les réacteurs nucléaires sont soumis à des conditions de fonctionnement sévères (température et pression). Ces conditions font craindre les qualités mécaniques au niveau du circuit secondaire.

Les aciers HSLA sont des candidats potentiels pour constituer les équipements et les conduites du système de refroidissement secondaires des réacteurs nucléaires. L'avantage de ces aciers, par rapport aux aciers au carbone, est la température de service relativement haute. En plus, ils offrent de bonnes caractéristiques mécaniques.

#### 1.5. Les sollicitations endurées par les matériaux dans un réacteur

Tous les matériaux métalliques présents dans les cœurs des réacteurs nucléaires sont soumis à un bombardement par les neutrons produits par les réactions de fission du combustible (phénomène d'irradiation) [9]. Ces matériaux présentent des évolutions notables de leur microstructure, avec en particulier l'apparition de défauts d'irradiation comme des boucles interstitielles, des amas lacunaires et des précipités. Ces défauts par interactions avec les dislocations conduisent à un durcissement et une fragilisation en relation directe avec la dose reçue par le matériau et éventuellement le flux neutronique. Les effets les plus importants sur la fonctionnalité des matériaux sont de deux types:

- modifications de propriétés mécaniques (durcissement, fragilisation, . . .) qui concernent tous les matériaux irradiés, dont l'acier de cuve des réacteurs à eau pressurisée (REP) ; Le changement des propriétés mécaniques par irradiation se manifeste notamment sur l'acier de cuve par une augmentation de la limite d'élasticité du matériau, la température de transition de la résilience, ainsi que de la dureté [10].
- changements de forme ou de volume (fluage, gonflement, croissance, . . .) qui concernent plus particulièrement les matériaux de

gainage des combustibles et ceux des composants internes de cuve, beaucoup plus proches de la source de rayonnement.

Dans le cas de l'acier de cuve, les effets d'irradiation sont actifs durant toute la durée de vie du réacteur, dont la température de service, voisine celle du fluide caloporteur, est de l'ordre de 290°C.



## CHAPITRE 2

### COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

#### 2.1. Comportement élastique

On appelle déformation élastique une déformation dont l'action sur la forme, la structure et les propriétés d'un corps cesse complètement lorsque la charge appliquée est supprimée.

L'essai de traction montre que pour de faibles déformations, un comportement élastique réversible au cours duquel contrainte et déformation sont proportionnelles, cela définit le module d'élasticité ou module d'Young (en MPa ou GPa) [11]:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (2.1)$$

Ce comportement élastique est limité à une contrainte  $R_e$  appelée limite d'élasticité. Cette déformation élastique s'explique par le mouvement des ions du réseau cristallin autour de leur position d'équilibre. La déformation est réversible. Si les déformations sont assez faibles, ce qui est le cas, la courbe de variation de la force en fonction de la déformation, peut être assimilée à sa tangente, cela explique la loi de Hooke et la notion de module, pente de cette tangente [12]. Le comportement élastique des matériaux est très affecté par la présence de défauts qui peuvent entraîner l'affaiblissement des structures et provoquer leur destruction dans les zones à forte concentration de contraintes. Des microfissures apparaissent, se développent et coalescent jusqu'à ce qu'elles forment une fissure de taille macroscopique qui se propage jusqu'à la ruine de la structure [13].

## 2.2. Comportement plastique

Le mouvement des dislocations assure la plasticité des matériaux métalliques qui est souvent activé thermiquement et selon la température plusieurs types de mouvements sont possibles [14] :

### 2.2.1. Les mouvements sans transport de matière :

Les dislocations glissent dans un plan défini par leur vecteur de Burgers et le vecteur tangent à la ligne. Généralement les systèmes de glissement sont les plans et les directions denses du réseau cristallin puisqu'ils présentent les distances interatomiques les plus courtes.

### 2.2.2. Les mouvements avec transport de matière :

Les composantes coins des dislocations peuvent, sous certaines conditions, se déplacer perpendiculairement à leur plan de glissement : c'est la montée des dislocations qui exige l'intervention de défauts ponctuels, lacunes ou interstitiels. Ce mouvement, nécessitant un transport de matière, est un phénomène associé à la déformation à chaud.

Les mouvements des dislocations sont entravés par des obstacles de natures différentes. Les principales interactions dislocation-obstacle sont les suivantes :

#### 2.2.2.1. Friction de réseau :

C'est la résistance intrinsèque qu'oppose le réseau cristallin au mouvement des dislocations : elle est très importante dans les solides à liaisons covalentes fortes. Pour les métaux, elle est très faible en général, pour les plans denses des matériaux de structure CFC mais elle est environ 100 fois plus importante pour les métaux de structure CC.

#### 2.2.2.2. Interaction avec les autres dislocations :

Des dislocations peuvent être immobiles (elles sont dites **sessiles**) et entravent alors le mouvement des dislocations mobiles (dites **glissiles**). On désigne cette interaction par le terme de blocage par « la forêt de dislocations ».

### 2.2.2.3. Désorientation entre grains :

Chaque grain possède sa propre orientation cristallographique et les dislocations, lorsqu'elles traversent le grain et arrivent au niveau de l'interface qui sépare les grains (c.à.d. le joint de grains), peuvent être bloquées par celui-ci si la désorientation entre les systèmes de glissement des grains adjacents est trop importante. Il s'en suit un empilement de dislocations contre cette barrière qui va produire une concentration de contrainte (proportionnelle au nombre de dislocations empilées) au niveau du joint de grains. Plus les grains sont grands, plus le nombre de dislocations empilées est élevé et plus les contraintes en tête d'empilement sont élevées. On explique ainsi que la limite d'élasticité varie avec l'inverse de la racine carrée de la taille de grain (Loi de Hall-Petch).

### 2.2.2.4. Précipités :

Deux types de précipités existent : ceux contournés par les dislocations (parce que leur réseau cristallin est trop différent de celui de la matrice pour permettre le passage des dislocations) et ceux cisailés par les dislocations (leur réseau cristallin permet le passage des dislocations). La distribution des précipités joue également un rôle dans le durcissement. Une distribution fine (beaucoup de précipités de petites tailles) épinglera mieux les dislocations qu'une distribution grossière (peu de gros précipités).

### 2.2.2.5. Atome dissous:

Les atomes dissous peuvent également limiter le mouvement des dislocations en épinglant le cœur de celles-ci. (Effet Portevin Le Chatelier, vieillissement dynamique).

De nombreux paramètres interviennent simultanément sur le mouvement des dislocations et le rendent ainsi complexe. Le comportement plastique du matériau dépendra donc fortement de sa composition chimique (nature des liaisons, présence d'atomes en solution solide ...), de sa microstructure (taille de grain, état de précipitation ...), de la température à laquelle le matériau est sollicité puisqu'elle activera les différents types de glissements (glissement dévié, montée, friction de réseau réduite ...) mais aussi de la vitesse de déformation.

### 2.3. Comportement de fatigue

La fatigue est un processus qui sous l'action de contraintes ou déformations cycliques, répétées ou alternées, conduit à la modification des propriétés locales d'un matériau et pouvant entraîner la formation de défauts ou de fissures et éventuellement la rupture de la structure. La contrainte ou la déformation maximale pour laquelle le processus est activé est inférieure à la résistance à la traction du matériau [15].

La fatigue est respectivement qualifiée «d'oligocyclique» ou «de polycyclique» si le chargement produisant la rupture est appliqué durant un petit ou un grand nombre de cycles. A son tour, la « fatigue polycyclique » se divise en deux domaines : « endurance limitée » où l'on parle du régime fini de la durée de vie et « endurance illimitée » où la structure peut supporter un nombre de cycles théoriquement infini sans rompre. Le danger, bien particulier à la fatigue, est que la rupture peut se produire brutalement pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité macroscopique de la pièce et sans modification apparente de son aspect extérieur [16].

Ce processus est décomposé en différentes étapes principales que nous citons :

- Évolution microstructurale (l'endommagement) : il y a formation de microfissures, c'est la germination des défauts.
- Amorçage d'une fissure : cette formation peut représenter 80% à 90% de la durée de vie de la structure. Durant cette phase, rien ne peut être perçu de l'extérieur et pourtant la structure subit des modifications internes.
- Croissance des fissures : propagation lente de la fissure, on se trouve à ce stade à 20% voire 10% de la durée de vie de la structure.
- Rupture brutale rapide : propagation brutale due à l'instabilité qui amène à la ruine totale de la structure.

#### 2.3.1. Historiques du phénomène de fissuration par fatigue :

La première étude publiée sur le phénomène de la fatigue est faite par un ingénieur des mines Allemand dont son nom est Albert, mais c'est Poncelet qui fut le premier en 1839 à introduire le terme fatigue à propos de rupture de matériaux

métallique. En 1860, Wöhler, ingénieur des chemins de fer Allemands, a publié ses résultats d'essais systématiques de rupture par fatigue sur essieux de locomotive. Il a alors observé que la charge limite supportée en fatigue était bien inférieure à celle supportée en statique. Il est également à l'origine de la caractérisation de la fatigue par l'approche des courbes dites S-N (amplitude de contrainte –nombre de cycles à rupture), qui est encore couramment employée aujourd'hui. Enfin, il est le premier à avoir parlé du concept d'endurance limite. En 1899 Goodman a proposé une approche prenant en compte les contraintes non purement alternées. En 1910, Basquin propose un modèle empirique permettant de caractériser la limite d'endurance des matériaux. A partir du XX<sup>ème</sup> siècle, Palmgren puis Miner ont proposé des règles de cumul de l'endommagement dû à la fatigue pour les sollicitations à amplitude variable. Enfin Manson et Coffin furent les premiers à s'intéresser à l'influence de l'amplitude de déformation plastique sur la durée de vie. En ce qui concerne la fissuration, il a fallu attendre le milieu du XX<sup>ème</sup> siècle pour disposer des outils et concepts théoriques pour décrire le problème physique associé à la présence d'une fissure macroscopique. Les travaux de Griffith puis ceux d'Irwin ont donné naissance à la mécanique linéaire de la rupture (Linear Elastic Fracture Mechanic) et à la notion de facteur d'intensité des contraintes. C'est Paris qui fut le premier à relier la mécanique de la rupture et la fatigue en suggérant que le taux de croissance d'une fissure par nombre de cycle ( $da/dN$ ) pouvait être relié à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes  $\Delta K$ . Il a également montré l'influence de la plasticité en pointe de fissure sur ce phénomène de refermeture, appelé plasticity induced crack closure [15].

### 2.3.2. Domaine de fatigue plastique oligocyclique :

On peut situer ce domaine depuis la contrainte correspondant à la limite d'adaptation macroscopique jusqu'à celle correspondant à la charge de rupture statique  $R_m$  du métal considéré [17].

Dans cette zone, la rupture survient après un certain nombre de cycles ( $< 10^5$  cycles) et est précédée d'une déformation plastique appréciable. Par suite de l'amplitude de la contrainte maximale, chaque cycle d'effort entraîne une

déformation plastique d'ensemble accompagnée le plus souvent soit d'un durcissement, soit d'un adoucissement du métal. Coffin a montré que, dans le cas uniaxial, le nombre de cycles  $N$  était relié à la déformation plastique élémentaire  $\varepsilon$  accompagnant chaque cycle par la relation :

$$\varepsilon/2 = A (2N)^a \quad (2.2)$$

$A$  et  $a$  étant des constantes liées au matériau.

### 2.3.3. Domaine de fatigue ou d'endurance limitée :

Dans ce domaine, la rupture survient après un nombre limité de cycles ( $10^5$  à  $10^7$ ) sans être accompagnée d'une déformation plastique d'ensemble, mesurable. La réponse de l'éprouvette peut être purement élastique (comportement élastique dès les premiers cycles) ou bien adaptée (comportement devenu élastique après stabilisation cyclique). Dans ce régime, le nombre de cycles  $N$  croît quand l'amplitude de la contrainte périodique  $\sigma_a$  décroît. De nombreuses formules mathématiques ont été proposées pour relier  $N$  à  $\sigma_a$ . On peut citer à titre d'exemple celle donnée par Basquin :

$$N * \sigma = a \quad (2.3)$$

### 2.3.4. Domaine d'endurance illimitée ou zone de sécurité :

Qui correspond aux contraintes les plus petites, inférieures à une contrainte seuil, dite limite de fatigue. En deçà de cette valeur limite de contrainte ( $\sigma$ ), notée  $\sigma_D$ , il n'y a jamais de rupture par fatigue quel que soit le nombre de cycles appliqué. Cette limite peut ne pas exister ou être mal définie pour certains matériaux (aciers à haute résistance, métaux non ferreux). Dans ce cas, on introduit la notion de limite de fatigue conventionnelle ou limite d'endurance. Il s'agit, pour une contrainte moyenne donnée ( $\sigma_m$ ), de l'amplitude de contrainte

pour laquelle il est constaté 50% de rupture après un nombre fini  $N$  (appelé censure) de cycles. On la note :  $\sigma_D, (N)$ , et selon le matériau la censure  $N$  varie entre  $10^6$  à  $10^8$  cycles. Pour les aciers  $N$  est habituellement pris à  $10^7$ .

On peut schématiquement résumer le processus de fatigue comme ci-dessous :

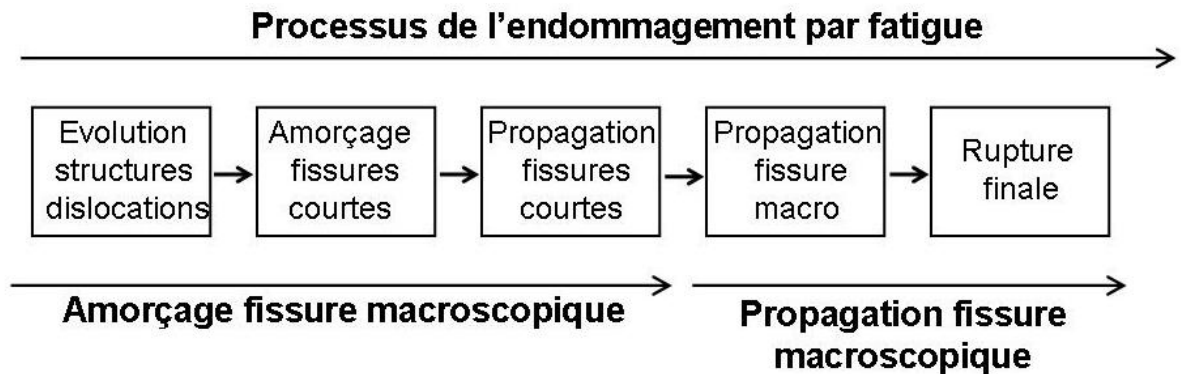


Figure 2.1 : Processus de l'endommagement par fatigue

Pour prédire le comportement en fatigue, c'est-à-dire le nombre de cycles avant la rupture d'une structure, on distingue plusieurs facteurs :

- L'intensité maximale de la sollicitation (chargement ou déformation imposé)
- L'amplitude de cette sollicitation
- Le milieu dans lequel la structure est utilisée.

### 2.3.5. Diagrammes représentatifs

Pour présenter de manière facilement utilisable les résultats d'essais de fatigue, il existe un assez grand nombre de méthodes ou arrangements possibles des paramètres utilisés en fatigue [18] :

- temps : sous la forme d'un nombre de cycles  $N$  ;
- contraintes :
- statiques ( $R_e, R_m$ ) ;
- dynamiques ( $\sigma_m, \sigma_a, \sigma_{max}, \sigma_{min}, \sigma_D$ ) ;

Parmi toutes les méthodes existantes, nous développerons les plus utilisées et les plus riches en renseignements.

### 2.3.5.1. Courbe de Wöhler et les différents domaines de fatigue :

La courbe de Wöhler est appelée courbe  $S - N$  (Stress - Number of cycles) dans les pays anglo-saxons. Universellement connue, la courbe de Wöhler est la plus ancienne et la seule qui permet de visualiser la tenue de la pièce ou des matériaux dans le domaine de fatigue [19].

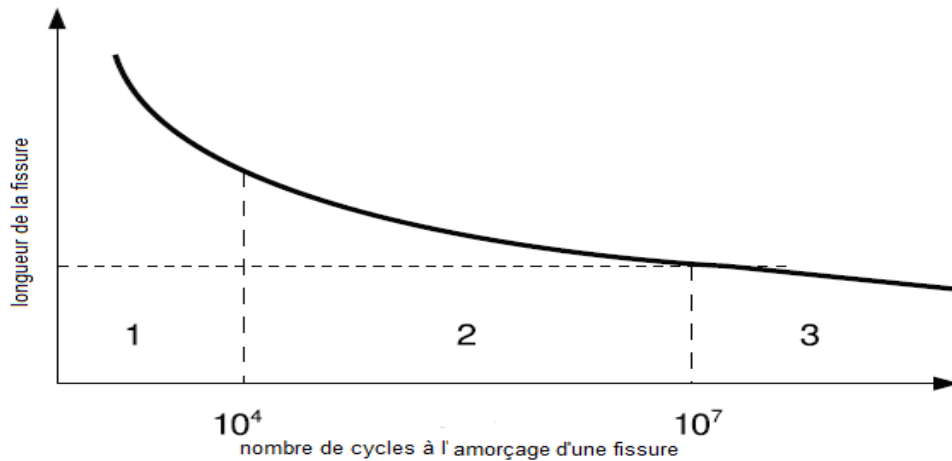


Figure 2.2 : les différents domaines de durée de vie en fatigue

### 2.3.5.2. Diagramme de Haigh

Sur ce diagramme, l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$  est portée en fonction de la contrainte moyenne à laquelle a été réalisé l'essai de fatigue.

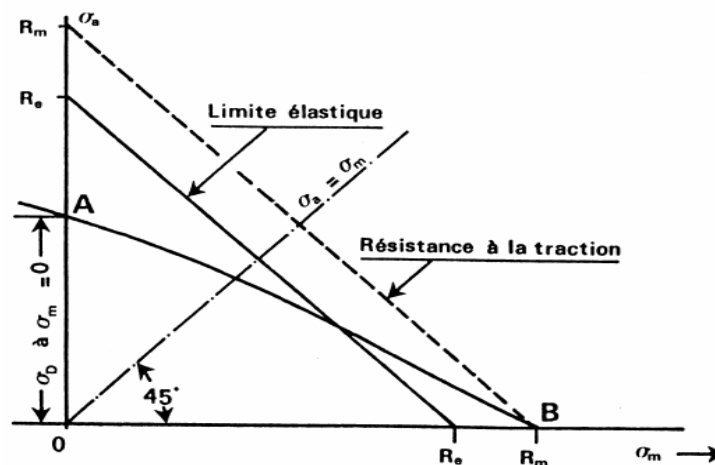


Figure 2.3 : Diagramme de Haigh



### 2.3.5.3. Diagramme de Goodman

Sur ce diagramme les contraintes maximales  $\sigma_{max}$  et minimales  $\sigma_{min}$  sont représentées en fonction de la contrainte moyenne  $\sigma_m$ .

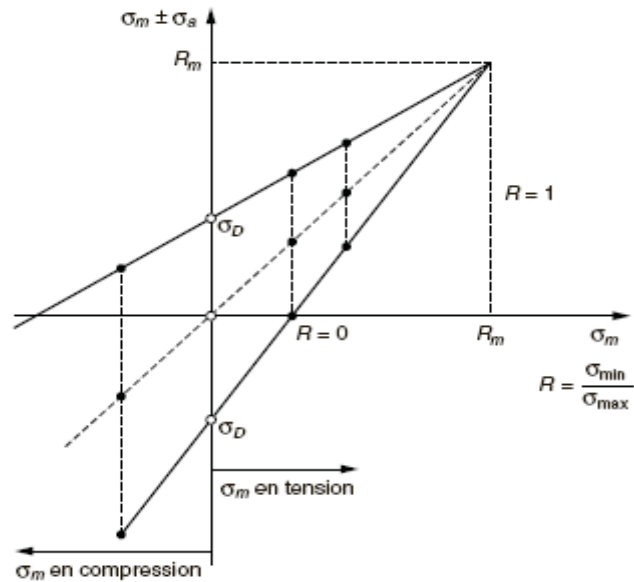


Figure 2.4. Diagramme de Goodman

### 2.3.5.4. Diagramme de RÖS

Essentiellement utilisé dans les pays anglo-saxons, ce diagramme représente la contrainte maximale  $\sigma_{max}$  en fonction de la contrainte minimale  $\sigma_{min}$ .

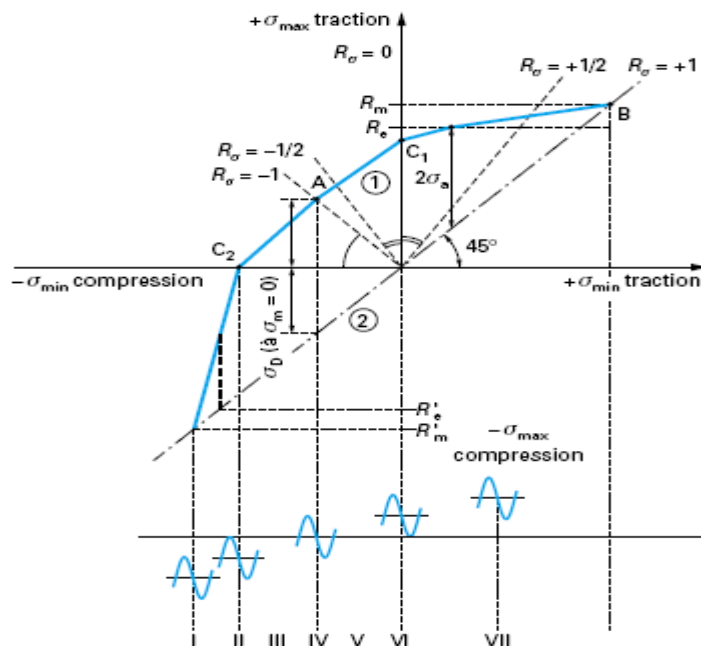


Figure 2.5. Diagramme de RÖS

### 2.3.5.5. Diagramme de Moore-Kommers-Jasper

Ce diagramme représente la contrainte maximale  $\sigma_{max}$  en fonction du rapport des Contrainte max et min.

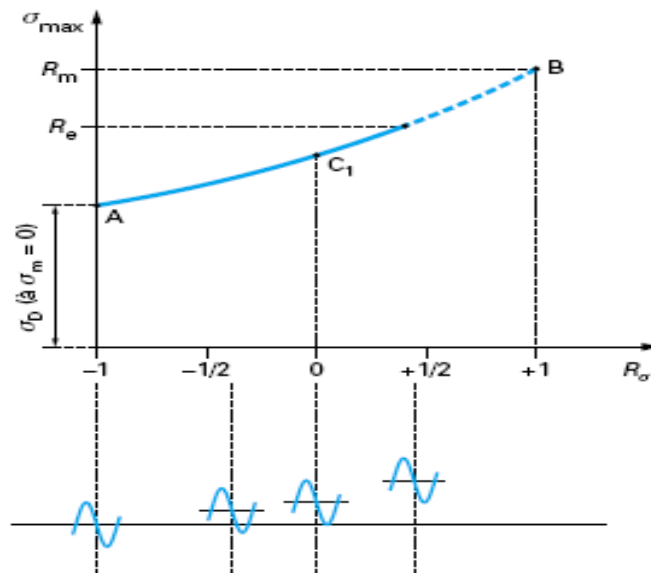


Figure 2.6. Diagramme de Moore-Kommers et Jasper

### 2.3.6. Différentes étapes de l'endommagement :

#### 2.3.6.1. Amorçage :

L'amorçage des fissures de fatigue résulte d'une concentration locale de contraintes en surface. Les origines de cette concentration sont multiples, on peut citer entre autres : l'état de surface initial de la pièce (rugosité, défauts d'usinage...), qui joue un rôle prépondérant lors de l'amorçage des fissures, les hétérogénéités métallurgiques du matériau (inclusions ...), des dégâts engendrés par l'environnement (piqûres...). Pourtant, même en soignant l'état de surface initial, on ne s'affranchit pas de l'endommagement en fatigue. Des modifications de l'état de surface dues à la localisation de la déformation plastique vont, en effet, intervenir lors de la sollicitation cyclique [17].

#### 2.3.6.2. Propagation

La propagation des fissures peut être décomposée en trois stades. La Figure 2.7 est une représentation schématique de ces stades sur une section d'une éprouvette [20].

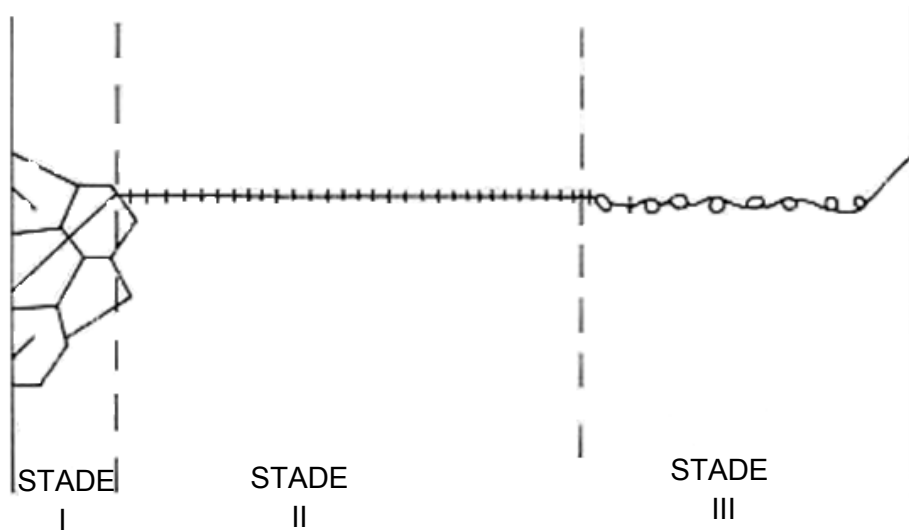


Figure 2.7 : Propagation schématique d'une fissure à travers un échantillon

### **Stade I :**

Le glissement des dislocations est entraîné par la contrainte de scission. Les microfissures s'amorceront plus facilement dans ces grains. C'est le stade I de la fissuration. La propagation de ces fissures courtes se fait de manière lente et selon certains plans cristallographiques. Les fissures seront ensuite arrêtées au niveau des interfaces qui délimitent les différentes orientations cristallographiques du matériau (joints de grains ...). On parle alors de barrières microstructurales. Elles sont la plupart du temps efficaces puisque beaucoup de fissures amorcées ne dépasseront jamais ce stade. La texture du matériau conditionne l'avancée des fissures, et la propagation dans les grains suivants ne pourra se faire qu'après le franchissement de ces obstacles. Une accumulation des dommages causés par l'endommagement par fatigue permet ensuite leur extension aux grains voisins. La fissure change ensuite de direction lorsqu'elle atteint une taille de 2-3 tailles de grains c'est le Stade II de la fissuration.

### **Stade II :**

Lorsque les fissures se sont propagées d'une distance qui dépend surtout de la dimension des grains, elles changent de direction pour suivre le plan de contrainte maximale (Stade II) qui est le plan normal à l'axe de sollicitation dans un essai uniaxial. On explique ce changement de direction par un changement de régime des contraintes. En effet, le rapport des contraintes de cisaillement par

rapport aux contraintes normales diminue de la périphérie vers le centre, ce qui entraîne un changement de direction de la fissure. Seul un petit nombre de fissures atteint le stade II de propagation. En effet, dès qu'une fissure se propage, elle provoque un effet de décharge (diminution de la concentration de contraintes) qui ralentit la progression des autres fissures existantes. La fissuration dans ce stade II est le plus souvent transcristalline. On soulignera aussi que c'est dans ce stade II que l'on peut observer les stries souvent caractéristiques de la fatigue.

### Stade III :

Une fissure va ensuite devenir prépondérante et se propager rapidement en volume à travers le matériau. Elle croît jusqu'à que la contrainte appliquée dépasse la contrainte admise par le matériau ce qui entraîne la rupture : c'est le stade III.

#### 2.3.7. Modes élémentaires de fissuration:

La rupture d'un composant mécanique se produit par la fissuration du matériau selon l'un ou une des combinaisons des trois modes élémentaires décrits ci-dessous voir figure 2.8.

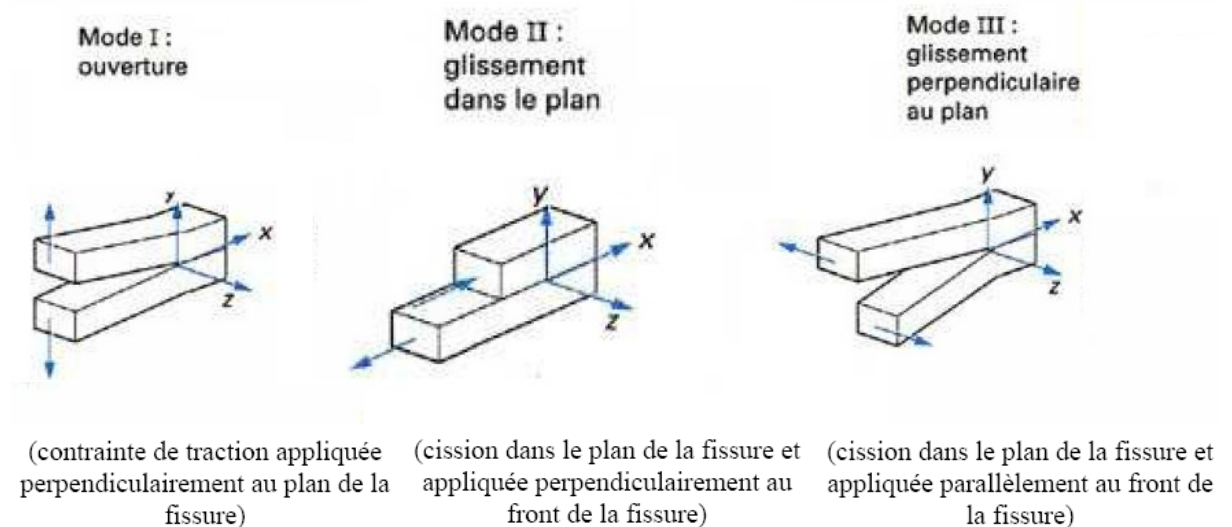


Figure 2.8 : Les trois modes élémentaires de fissuration.

- Mode I ou mode d'ouverture : le déplacement est perpendiculaire au plan de la fissure.
- Mode II ou mode cisaillement plan : le déplacement est parallèle au plan de la fissure et normal au front.
- Mode III ou mode cisaillement antiplan : le déplacement est parallèle au plan de la fissure et au front.

La mécanique de la rupture est la science de l'étude du comportement d'une structure avec ses défauts. Elle permet d'étudier l'évolution dans le temps de la fissure et son interaction avec le milieu continue. C'est la science qui permet de mettre en relation un facteur caractérisant la sévérité de la situation obtenue par application d'une charge sur une pièce fissurée. Ce facteur s'obtient par considération des contraintes et des déformations au voisinage de front de la fissure pour les trois modes cités ci-dessus. Il est à signaler que le mode I d'ouverture de la fissure est le plus dangereux pour une structure et c'est ce qui justifie l'intérêt particulier qui lui a été apporté dans la littérature.

### 2.3.8. Propagation de fissures par fatigue :

#### 2.3.8.1. La loi de Paris

Les modèles classiques de propagation de fissures par fatigue donnent l'évolution de la vitesse de propagation en fonction du chargement appliqué en pointe de fissure par une approche empirique.

Le modèle le plus utilisé est celui de Paris et Erdogan [21]. Ces derniers à partir de la mécanique linéaire élastique de la rupture, font l'analyse suivante : les contraintes au voisinage d'une fissure, au cours d'un cycle de chargement, sont connues dès que l'on connaît les valeurs maximales et minimales du facteur d'intensité des contraintes au cours de ce cycle. Ainsi, pour ce modèle un essai de fissuration est suffisant pour caractériser l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la variation du facteur d'intensité des contraintes.

À l'analyse des résultats expérimentaux, on postule donc que :

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K) \quad (2.4)$$

Où  $a$  est la longueur de fissure et  $N$  est le nombre de cycles,  $\Delta K$  est la variation du facteur d'intensité des contraintes au cours du cycle. Cette dépendance peut se résumer en trois régimes suivant la valeur de la variation du facteur d'intensité des contraintes voir figure 2.9.

- Régime I : En-deçà du régime II, la vitesse de propagation est inférieure à celle de Paris (régime I). Dans ce régime, la vitesse diminue rapidement quand  $\Delta K$  diminue et la fissure finit par présenter des vitesses de fissuration difficilement détectables (elle est considérée comme impossible si  $\Delta K \leq \Delta K_{th}$  et on parle alors de notion de seuil).
- Régime II : le régime central dit de Paris est un régime pour lequel la vitesse de fissuration est une fonction puissance de la variation du facteur d'intensité des contraintes.
- Régime III : Au delà du régime central, la vitesse de propagation est supérieure à celle prévue dans le régime de Paris car la fissure se propage d'une manière instable, on parle alors de rupture totale de la structure si  $\Delta K \geq K_C$ .

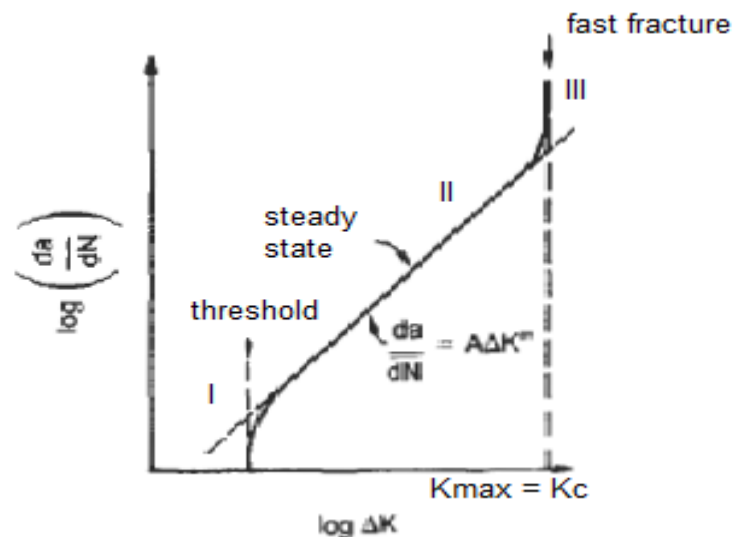


Figure 2.9 : Représentation générale de l'évolution du taux de croissance de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes selon l'équation (4)

De nombreuses lois ont été proposées pour décrire l'évolution de la propagation de fissures de fatigue dans le régime II (figure 2.9). Mais cinquante

ans plus tard, la loi phénoménologique proposée par Paris reste la plus utilisée par les ingénieurs. Cette loi relie le taux de fissuration à la variation du facteur des contraintes par la loi puissance suivante :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (2.5)$$

Où  $C$  et  $m$  sont deux paramètres du matériau définissant respectivement la position et la pente de la droite de Paris. Ils sont déterminés par des expériences de base sur des éprouvettes et ils dépendent entre autres des propriétés du matériau, du rapport de charge, du mode de chargement.

#### 2.3.8.2. Facteur d'intensité de contrainte :

Le facteur d'intensité de contrainte «  $K$  », définit la magnitude d'un champ de contraintes à la pointe d'une fissure, pour un mode particulier dans un corps homogène linéaire élastique. Il rassemble à lui seul l'influence de la dimension de la fissure, des forces appliquées et de la géométrie de la pièce fissurée, ceci permet des comparaisons faciles entre éprouvette et structure [21].

Au moment de la rupture  $K$  atteint une valeur critique  $K_c$ . Caractéristique intrinsèque du matériau, elle est dite ténacité, cette valeur définit la résistance du matériau homogène à la propagation de la fissure dans le cadre de la théorie d'élasticité en déformation plane.

Le facteur d'intensité de contrainte  $K$  prend selon le mode de rupture les dénominations  $K_I$ ,  $K_{II}$  et  $K_{III}$

Pour mettre à bien l'expérience il faut faire des conditions sur les dimensions des échantillons. Ces conditions ont pour but le confinement de la zone plastique au voisinage du front de la fissure, elles portent sur l'épaisseur et la longueur de la fissure [22].

- l'épaisseur doit être suffisante pour que l'on ait un état de déformation plane :  $R_p \leq B/25$

- la longueur du ligament  $b$  de l'éprouvette doit être suffisante pour qu'il n'y ait pas de possibilité de relaxation des contraintes par déformation plastique globale :  $R_p \leq B/25$  ou  $R_p \leq a/25$

$R_p$ ,  $b$ ,  $B$  et  $a$  étant respectivement la longueur de la zone plastique, la longueur du ligament, l'épaisseur de l'éprouvette et la longueur totale de la fissure.

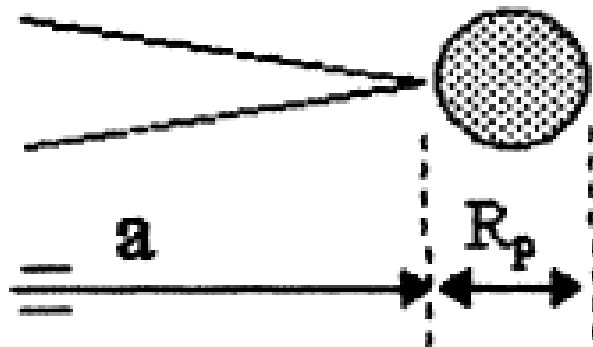


Figure 2.10 : Longueur du ligament  $b$

## 2.4. Mécanismes de rupture fragile et ductile

### 2.4.1. Introduction :

Développée après la deuxième guerre mondiale, la mécanique de la rupture se présente comme un outil de conception extrêmement efficace pour le dimensionnement des structures. En mécanique de la rupture, on fait généralement la différence entre la rupture fragile et la rupture ductile (on parle de déchirure dans ce cas). Dans le cas de la rupture par fatigue, la mécanique élastique linéaire de la rupture est utilisée car elle permet l'utilisation de critères énergétiques globaux tels que les facteurs d'intensité des contraintes.

La rupture brutale de pièces en matériaux fragiles a lieu dans des zones où il y a concentration de contraintes, c.-à-d. à la racine d'un défaut ou dans une zone de discontinuité géométrique [17].



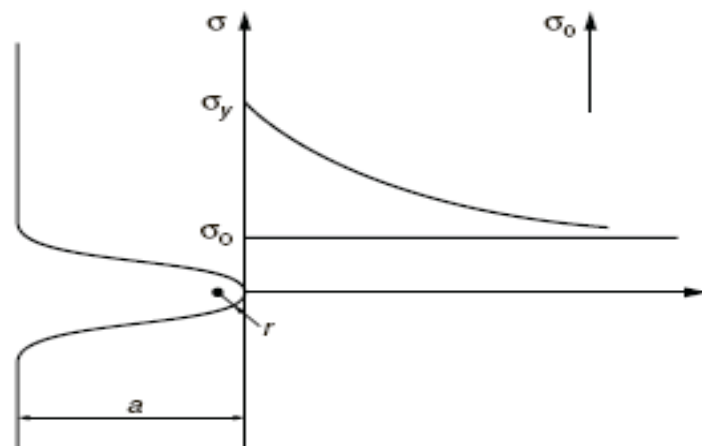
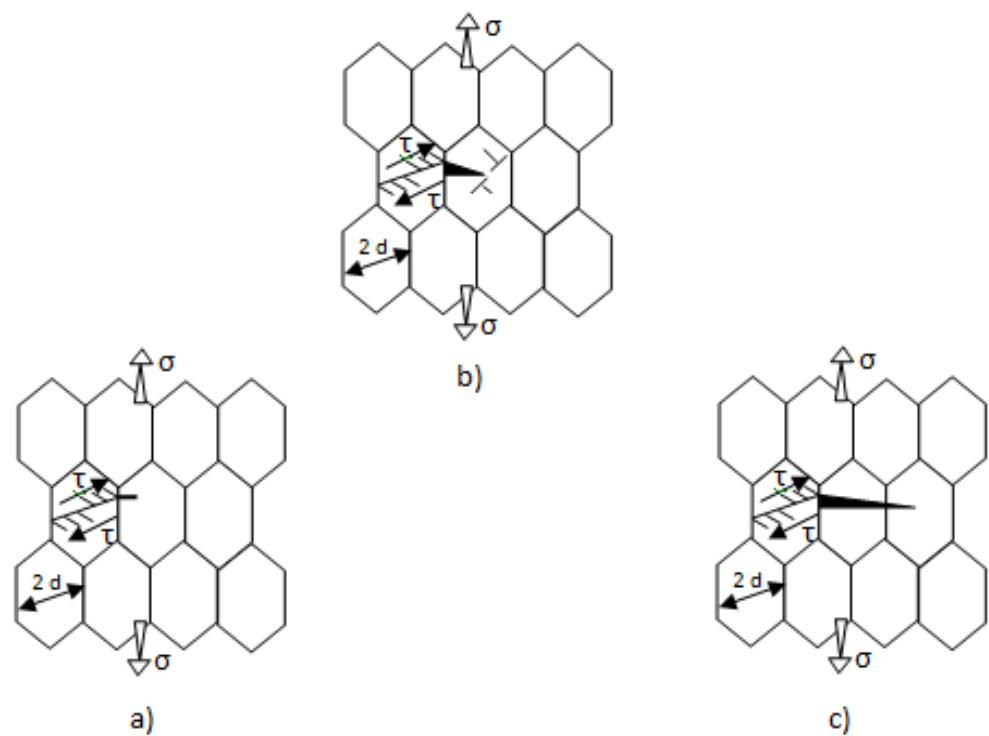


Figure 2.11. Concentration de contraintes au droit d'un défaut

#### 2.4.2. Rupture fragile par clivage :



Modèle microscopique de rupture par clivage : a) Amorçage ; b) Propagation dans un grain ; c) Franchissement d'un joint de grain

Figure 2.12: Schéma d'une rupture fragile.

- sous l'action d'une sollicitation extérieure, une microfissure de clivage est amorcée (« amorçage ») à la tête d'un empilement de dislocations (a).
- cette fissure se propage ensuite à l'intérieur d'un grain (« propagation ») (b).
- puis elle traverse un joint de grains (« franchissement de joint de grains ») (c).

Ces trois étapes étant réalisées, la fissure continuera à se propager naturellement à travers le matériau de manière identique, si la sollicitation extérieure n'est pas diminuée.

Différents modèles permettent d'expliquer les empilements de dislocations conduisant à la rupture en faisant intervenir différents types d'obstacles ont été proposés (Figure 2.13) :

- joint de grains (modèle de Stroh)
- dislocations sessiles (modèle de Cottrel)
- carbures (modèle de Smith).

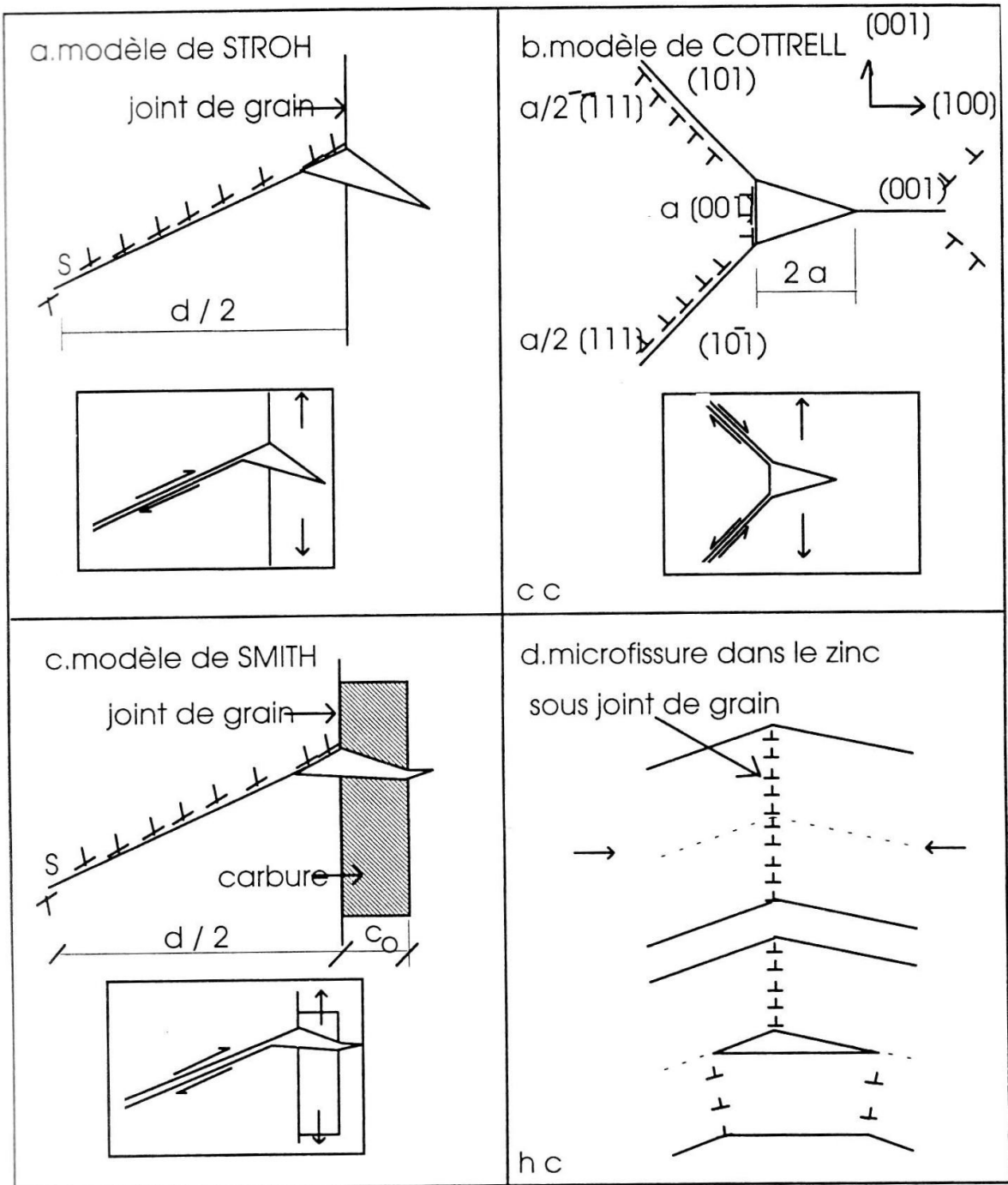


Figure 2.13 : Différents modèles illustrant les empilements de dislocations pouvant entraîner l'amorçage d'une rupture fragile

De nombreux paramètres affectent le mécanisme de la rupture fragile.

- **Chargement.** La vitesse de chargement ainsi que la triaxialité jouent un rôle important dans la propagation du clivage. La triaxialité a pour effet d'émousser les microfissures créées.
- **Température.** Le rôle de la température sur la rupture fragile est complexe, et encore mal compris. En effet la température agit sur la plupart des phénomènes impliqués dans la rupture.
- **Les défauts.** La présence de gros défauts comme les amas de carbure ou MnS peut changer la contrainte critique de germination.

#### 2.4.3. Rupture ductile :

Il y a trois stades dans le développement d'une rupture ductile : un stade d'amorçage de cavités par fissuration interne de précipités ou d'inclusions, un stade de croissance de ces cavités jusqu'à une dimension critique, un stade de coalescence de ces cavités qui se recouvrent pour donner la surface de rupture finale.

#### 2.4.4. La Transition Ductile Fragile (TDF) :

Comme on l'a souligné précédemment, le mouvement des dislocations est thermiquement activé. Pour des structures de type CC ou HC, la force de friction de réseau peut être très importante, le mouvement des dislocations est très réduit pour des températures faibles (i.e.  $T/T_f$  bas) et entraîne ainsi un comportement fragile du matériau. Pour des températures plus élevées, l'activité des dislocations est plus importante et favorise un comportement ductile du matériau. La température qui sépare les domaines fragile et ductile est appelé **Température de Transition Ductile Fragile : TTDF** (Ductile to **Brittle** Transition Température : **DBTT**). La TTDF est importante car elle permet de connaître les plages de température présentant un risque de rupture fragile pour les structures. Elle se détermine le plus souvent à partir d'essais de résilience où l'on mesure l'énergie absorbée par une éprouvette entaillée lors d'un choc.

Avec ce type d'essai, l'effet de l'entaille et de la vitesse de déformation est important.

La TTDF est fonction de l'activité de la plasticité du matériau et, tous les paramètres influençant le mouvement des dislocations la modifient. Ainsi la microstructure (taille de grain, état de précipitation ....) et la forme de l'entaille, modifieront la valeur de la TTDF.

On peut s'étonner qu'une diminution de la taille de grain qui permet l'augmentation de la limite d'élasticité (loi de Hall-Petch), et qui conduit donc à un durcissement de l'acier, ne favorise pas la fragilité. Une hypothèse possible est que l'affinement de la taille de grain permet un durcissement généralisé du polycristal mais ne conduit pas à une augmentation localisée des contraintes nécessaires à la rupture fragile.

## **CHAPITRE 3**

### **LES ACIERS HSLA**

#### 3.1. Introduction :

A partir d'un acier standard en Nb ou Nb-V ou un acier C-Mn-Si, d'autres aciers micro-alliés ont été développés, les éléments d'alliages sont Nb, V, Ti, B, Mo, Cu et le Cr ont pris place dans le développement de ces aciers, l'importance ou l'usage d'un ou de combinaisons de ces éléments et d'autres dépendent des propriétés ou de préférences de l'acier demandé, les éléments d'addition exercent leur influence par le biais de leur comportement pendant et après le traitement de la déformation à chaud de l'austénite , les éléments d'alliages sont bien connus pour entraver le mouvement des dislocations, joints de grains et la recristallisation, des limites quand les éléments d'alliages sont présents soit comme soluté ou précipités, par conséquent l'élément d'alliage peut supprimer le gros grain , la recristallisation plastique et le mouvement des dislocations, l'élément d'alliage dissous dans l'austénite peut augmenter le durcissement et donc diminuer la température de transformation , la suppression des gros grains et la recristallisation plastique contribuent à la maîtrise de la microstructure de l'austénite (c.à.d. contrôlé le laminage ou la recristallisation), l'effet de durcissement contrôle la microstructure finale, le potentiel de la précipitation pendant ou après la transformation peut conduire à d'autres renforcement de la microstructure finale [23].

L'augmentation de la limite élastique est le fruit du raffinement de la taille du grain et le durcissement par précipitation dans la ferrite voir figure 3.2. Ces aciers micro-alliés étaient également plus résistants que les aciers C-Mn-Si.

L'augmentation de la dureté est due à la résistance accrue à la rupture par clivage due au raffinement de la taille du grain de la ferrite et la réduction de la quantité de la perlite [24].

La proportion du carbone dans les aciers micro-alliés à améliorer la propriété de soudabilité et des constructions soudées [23].

Un certain nombre d'études a montré l'intérêt des aciers à haute limite élastique dans la réalisation d'assemblages soudés en particulier dans le cas des niveaux élevés de la contrainte moyenne ou d'un chargement sous amplitudes de contrainte variables [25].

Des études récentes faites par European Gas Pipeline Incident Group [26], 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%), les défauts de construction (16.5%), ouverture de vannes par erreur (4.6%), les glissements de terrain (7.3%) et autres avec 6.7%.

Les exigences d'allègement des pièces structurales ont conduit au développement de nouvelles nuances d'aciers aux propriétés mécaniques de plus en plus élevées.

### 3.2. Composition chimique et microstructure :

Un acier est un alliage fer-carbone dont la teneur en carbone est inférieure à 2% en masse. Les atomes de carbone en se plaçant dans les sites interstitiels de la maille de fer permettent d'en augmenter les caractéristiques mécaniques, d'autres éléments d'alliages peuvent être ajoutés en vue d'améliorer les caractéristiques chimiques, physiques et mécaniques des aciers [27].

Selon leur composition chimique et le traitement thermique appliqué, les aciers présenteront une microstructure différente. Les éléments d'alliages influencent le type de la microstructure obtenue et il est courant de classer ces éléments en deux catégories [28] :

- Les éléments alphas : favorisent l'obtention d'une phase ferritique  $\alpha$  (**V, Cr, Al, Ti, Ta, Si, Mo, W**)

$$[Cr_{eq}] = Cr + 2Si + 1.5Mo + 5V + 5.5Al + 1.75Nb + 1.5Ti + 0.75W$$

- Les éléments gammagènes : favorisent l'obtention d'une phase austénitique  $\beta$  (**Ni, C, N, Co, Mn, Cu, Zn**)

$$[Ni_{eq}] = Ni + Co + 0.5Mn + 0.3Cu + 25N$$

### 3.3. Les aciers à très haute résistance (THR) :

Les THR regroupent trois grandes familles d'aciers [23], [29] :

- High Strength Low Alloy steels (HSLA): aciers peu alliés présentant généralement une structure ferrite + perlite, durcis par affinement de la taille du grain et par addition d'éléments d'alliage en solution solide.
- Dual Phase (DP) : les aciers dual phase, se distinguent par un bon compromis résistance/emboutissabilité. Ils possèdent une microstructure constituée d'une phase dure, la martensite, distribuée dans une matrice ferritique. Aciers présentant une structure ferrito-martensitique qui permet d'obtenir un durcissement par effet composé dans lequel la ferrite joue le rôle de matrice ductile et la martensite le rôle de renfort.
- Transformation Induced Plasticity (TRIP) : aciers à structure complexe (Ferrite, bainite, austénite résiduelle) qui offrent un potentiel de durcissement supplémentaire par rapport aux DP grâce à la possibilité d'activer la transformation martensitique de l'austénite au cours de la déformation.



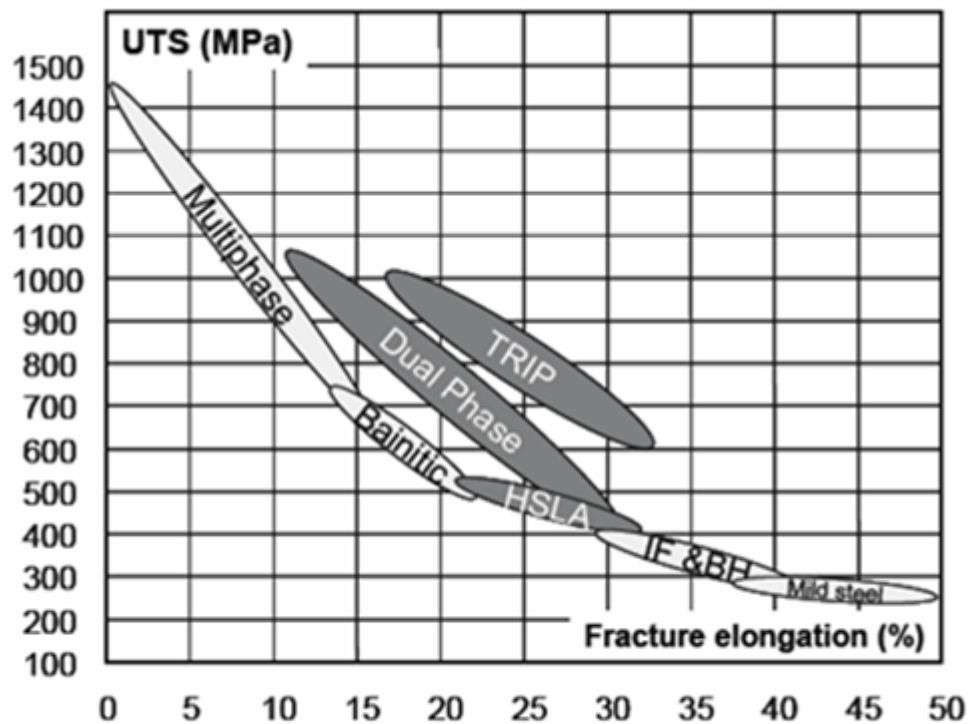


figure 3.1 Position des aciers THR dans le diagramme contrainte/ allongement à rupture

Le développement des aciers à haute limite d'élasticité est présenté dans la figure 2.2. Dans les années 70, le laminage thermomécanique (TM) remplace le laminage suivi d'une normalisation. Le laminage thermomécanique permet de produire des matériaux équivalents à des X70, à partir d'aciers à faible teneur en carbone et microalliés au niobium et vanadium [30].

Un procédé amélioré émerge dans les années 80, il s'agit de la combinaison d'un laminage thermomécanique avec un refroidissement accéléré (TM+ACC). Par cette méthode, il est devenu possible de produire des matériaux à plus haute limite d'élasticité, tel que le X80, qui contiennent encore moins de carbone et de ce fait possèdent une excellente soudabilité.

Dans les années 90, le laminage thermomécanique est suivi d'un refroidissement accéléré et d'une trempe (TM+ACC/DQ). Ce dernier procédé, laminage thermomécanique combiné à un refroidissement accéléré, en plus des

additions de molybdène, de cuivre et de nickel permet d'augmenter le niveau de résistance jusqu'au grade X100.

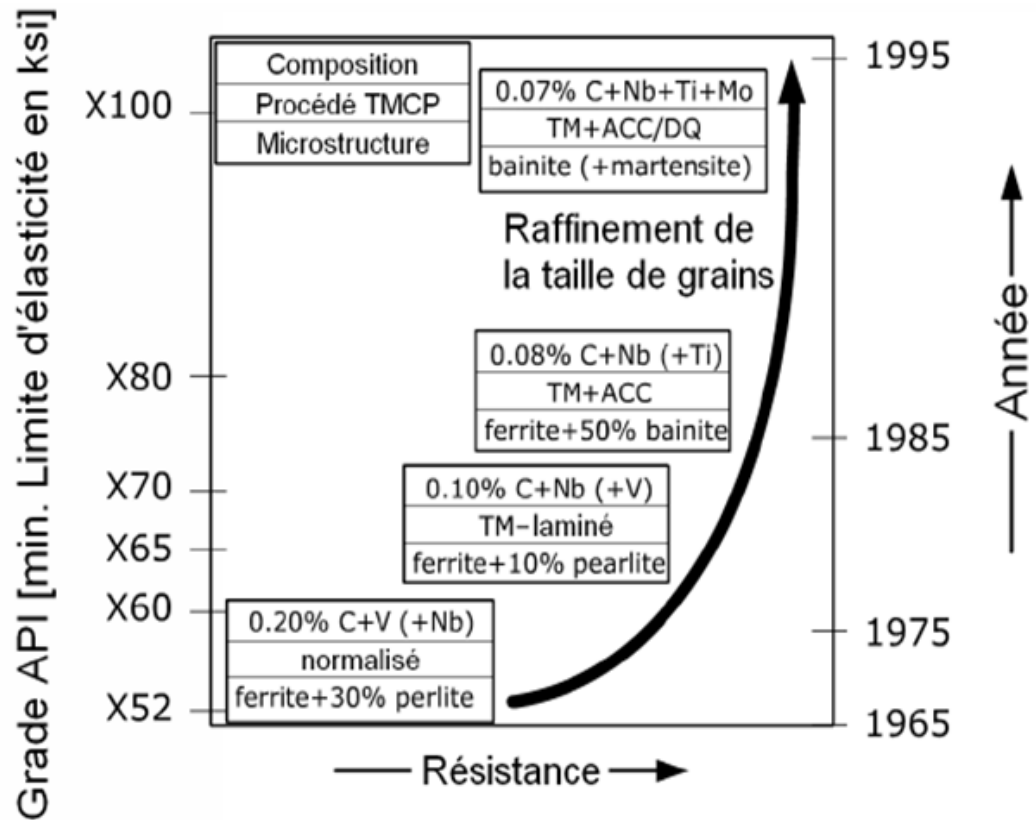


Figure 3.2 : Développement des pipelines (composition, procédé TMCP, microstructure, API grade)

#### 3.4. Application des aciers HSLA :

L'utilisation d'un acier à haute limite d'élasticité permet par sa performance une économie substantielle de matière, combien même nécessaire. Il présente des capacités similaires aux aciers à limite d'élasticité conventionnelle avec des dimensions beaucoup moins importantes.

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 3.3: Exemples d'utilisation des aciers HSLA dans l'automobile et à la l'industrie: (a) jantes de roue; (b) système de rayonnages; (c) Divers profils pour automobiles (d) Semi-bras oscillant; (e) châssis de Camions; et (f) Pylônes de génératrices éoliennes

## CHAPITRE 4

### MATERIAUX ET EPROUVETTE D'ESSAI

#### 4.1. Le X60 produit d'ex SIDER

L'acier X60 est un acier ferrito-perlitique produit par SIDER sous forme de tôles obtenues par laminage à chaud de 10 mm d'épaisseur. Il est utilisé pour la fabrication des pipes. Les éprouvettes utilisées dans cette étude sont découpés dans les tôles à l'état de réception [1], [31].

Des d'éprouvettes ont fait l'objet d'analyses métallographiques, afin de vérifier la structure de l'acier X60, d'identifier certains défauts et de déterminer le sens du laminage. Une préparation métallographique des éprouvettes par des polissages par meulage à l'eau à l'aide de papiers abrasifs à indice de granulation croissante jusqu'à 800. La préparation de la face qui fait l'objet d'observation et son attaque au Nital (4% solution de  $\text{HNO}_3$  dans l'éthanol) est effectuée pendant quelques secondes a révélée la présence de deux phases distinctes :

La phase ferritique correspond à la phase la plus sombre et la phase perlitique à la phase la plus claire. En plus des deux phases présente on à révélé la présence des inclusions sur les différentes faces d'éprouvettes polies. La présence d'inclusions peut avoir un effet significatif sur la tenue en fatigue du matériau. Les examens métallographiques ont été réalisés à l'aide d'un microscope optique jumelé à un analyseur d'image au niveau du Centre de Recherche Nucléaire de Birine (CRNB).

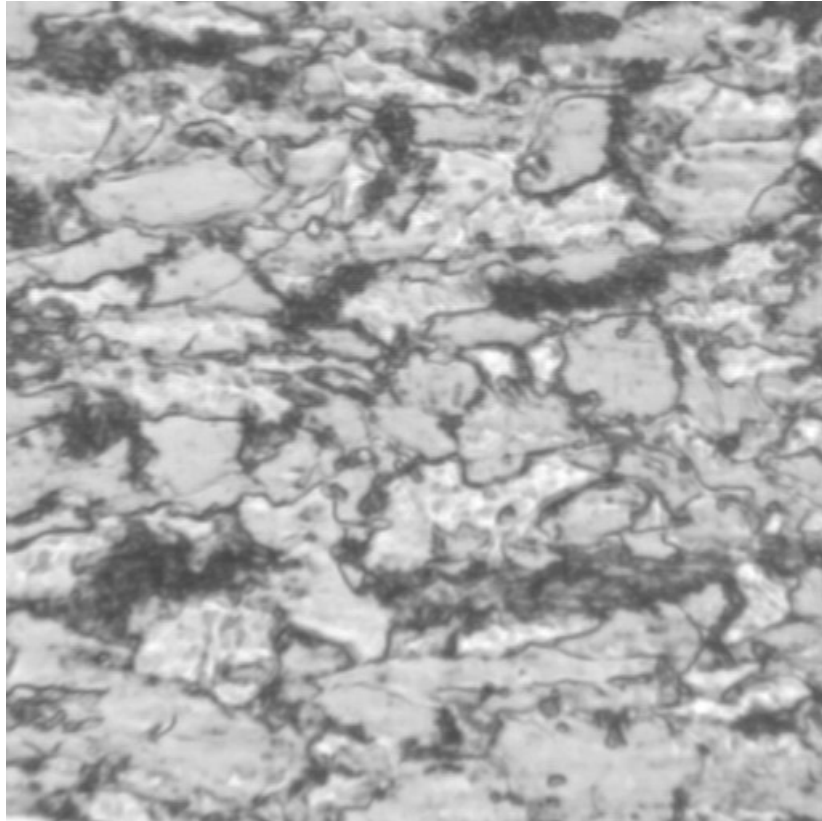


Figure 4.1: Micrographie à 500X dans le sens du laminage Hv =220,5

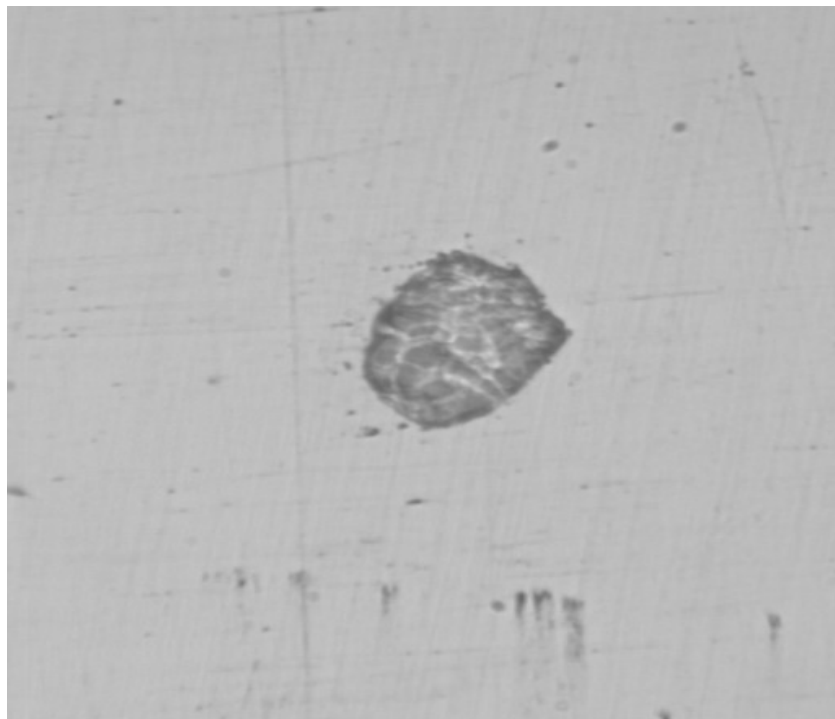


Figure 4.2a: Inclusion observée après polissage et attaque au Nital

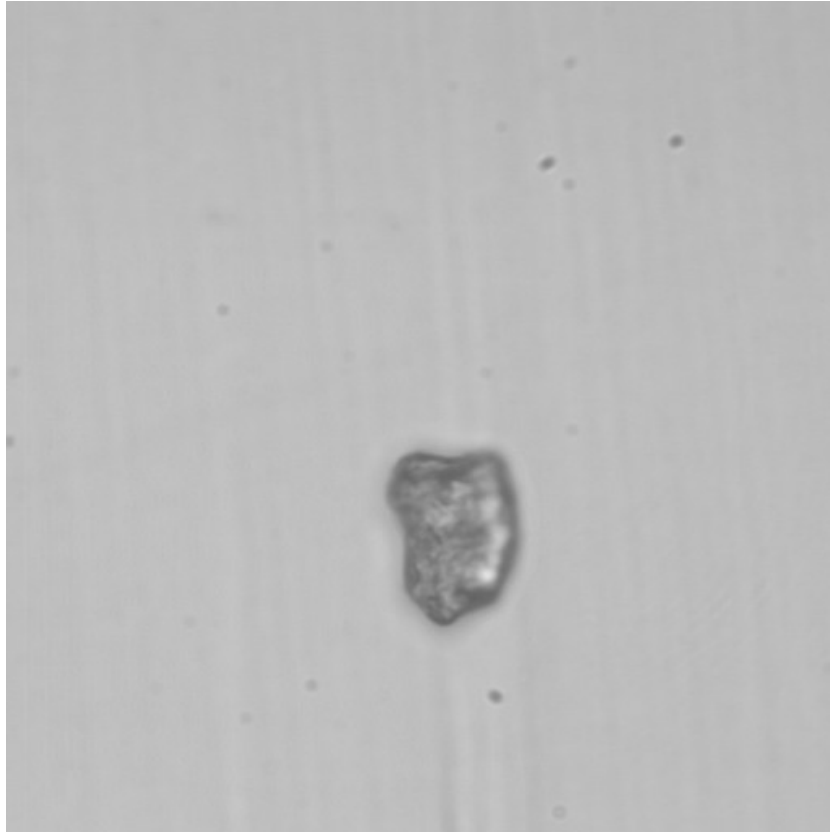


Figure 4.2b: Inclusion observée après polissage et attaque au Nital

#### 4.2. Composition Chimique :

La composition chimique de l'acier étudié est présentée dans le tableau 4.1

Tableau 4.1 : composition chimique fournie par SIDER

C %	Mn %	Si %	S, P %	Al %	Nb %	V %	Ti %
0,12	1,39	0,16	0,011	0,033	0,066	0,039	0,030

#### 4.3. Caractéristiques Mécaniques :

##### 4.3.1. Caractéristiques Mécaniques fournies par SIDER

Les caractéristiques mécaniques fournies par SIDER, sont portées sur le tableau ci-après [31] :



Tableau 4.2: caractéristiques mécaniques du X60 fournies par SIDER

QUALITE	$R_{e.02}$ [kgf /mm <sup>2</sup> ] (Mini)	$R_c$ [kgf/mm <sup>2</sup> ] (Mini)	A % (Mini)
X60	48.4	61.3	25

#### 4.3.2. Caractéristiques Mécaniques en traction simple

Les éprouvettes utilisées dans les tests de traction simple répondent en matière de proportion dimensionnelles et conditions sur les raccords aux exigences de la norme ASTM 21 – 79 et E 8M [32]. Elles sont prélevées de la tôle et usinées sur fraiseuse horizontale, afin de leur conférer la forme présentée sur la figure 4.4. Elles sont plates avec des extrémités prismatiques à faces parallèles et possèdent une longueur utile de 20 mm et une section rectangulaire de 4x10 mm<sup>2</sup>.

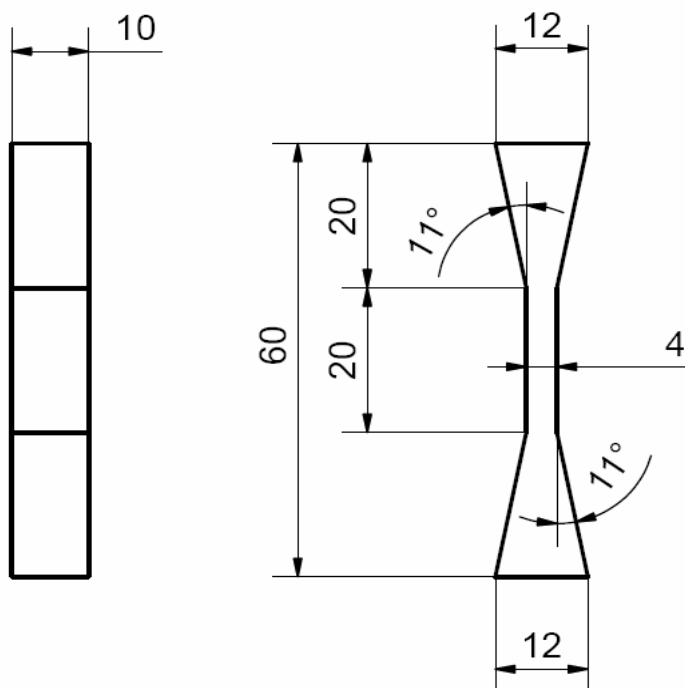


Figure 4.3 : Dessin coté de l'éprouvette utilisée dans les essais de traction simple.



Figure 4.4 : Photo de l'éprouvette destinée aux essais de traction simple.

Les figures 4.5 et 4.6 représentent respectivement les résultats des essais de traction réalisés sur l'acier X60 respectivement dans le sens du laminage et celui perpendiculaire au sens du laminage. Les essais sont réalisés à la température ambiante et à l'état reçu du matériau.

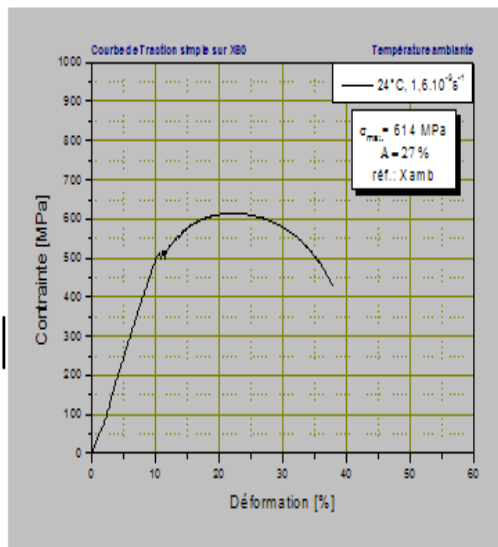


Figure 4.5 : courbe  $\sigma = f(\epsilon)$  du X60, testé en traction et à température ambiante

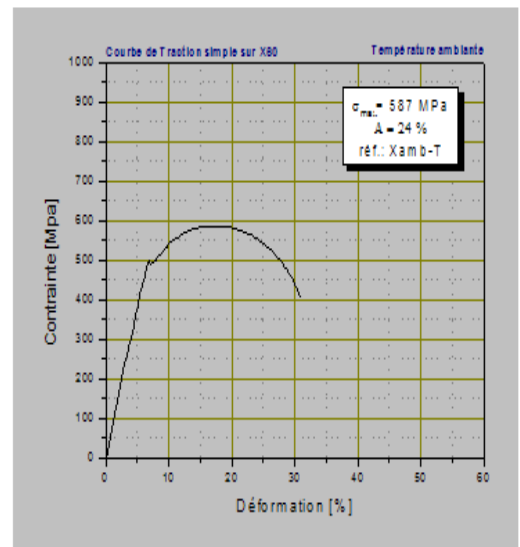


Figure 4.6 : courbe  $\sigma = f(\epsilon)$  du X60, testé dans le sens  $\perp$  au 1<sup>re</sup> sens en traction et à température ambiante.

Les deux courbes ainsi obtenues (figure 4.5 et figure 4.6) permettent de comparer le comportement mécanique de l'acier dans les deux directions. La comparaison dénote un comportement très proche l'un de l'autre. Cette similitude dans le comportement peut bien relever de l'isotropie du matériau. En effet, on peut remarquer à l'échelle microscopique que le matériau, après le laminage contrôlé qu'il a subi durant sa production, ne possède pas de texture claire [1]. Toutefois, on souligne le fait que dans le sens du laminage le matériau développe de plus grandes déformations élastiques et plastiques que celles développées dans le sens perpendiculaire, avec un même niveau de charge.



#### 4.4. Préparation et dimensionnement des éprouvettes

La caractérisation de la résistance à l'amorçage et à la propagation des fissures est réalisée à l'aide d'éprouvettes pré-fissurées. Selon la forme, il en existe plusieurs, on cite : les éprouvettes de flexion SENB, compactes de traction C(T), de forme arquée de traction A(T) et disque compact de traction DC(T). Les plus utilisées sont les éprouvettes de flexion de type SENB et les éprouvettes de traction de type CT (Compact tension). Les éprouvettes SENB répondent aux recommandations des méthodes d'essai de la ténacité en déformation plane préconisées par l'ASTME 399 – 90 [33].

Dans le respect des conditions sur B et a définies ci-après, cette éprouvette possède les dimensions générales données sur la figure4.8.



Figure 4.7 : Photographie d'une éprouvette de flexion de type SENB réalisée pour les essais

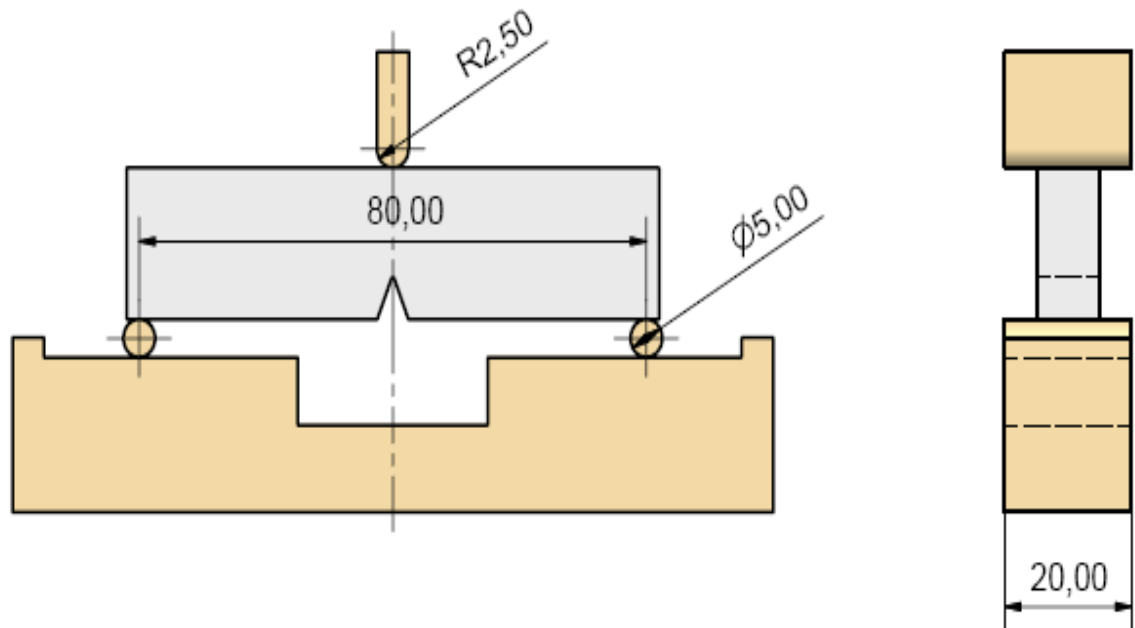


Figure 4.8 : Dessin coté de l'éprouvette utilisée dans les essais de flexion trois points

#### 4.4.1. Usinage des éprouvettes :

La réalisation des éprouvettes en X60 a été faite au niveau de l'unité de maintenance du complexe POVAL de Berrouaghia, les échantillons sont prélevés d'une tôle de  $50 * 50 * 1 \text{ cm}^3$  fournie par SIDER, voir figure 4.9. Puis rectifiés par une rectifieuse plane WMW (Werkzeug Maschinen Werk) 510127 dont l'épaisseur à usiner est de  $0.02\text{à}0.03\text{mm}$ .

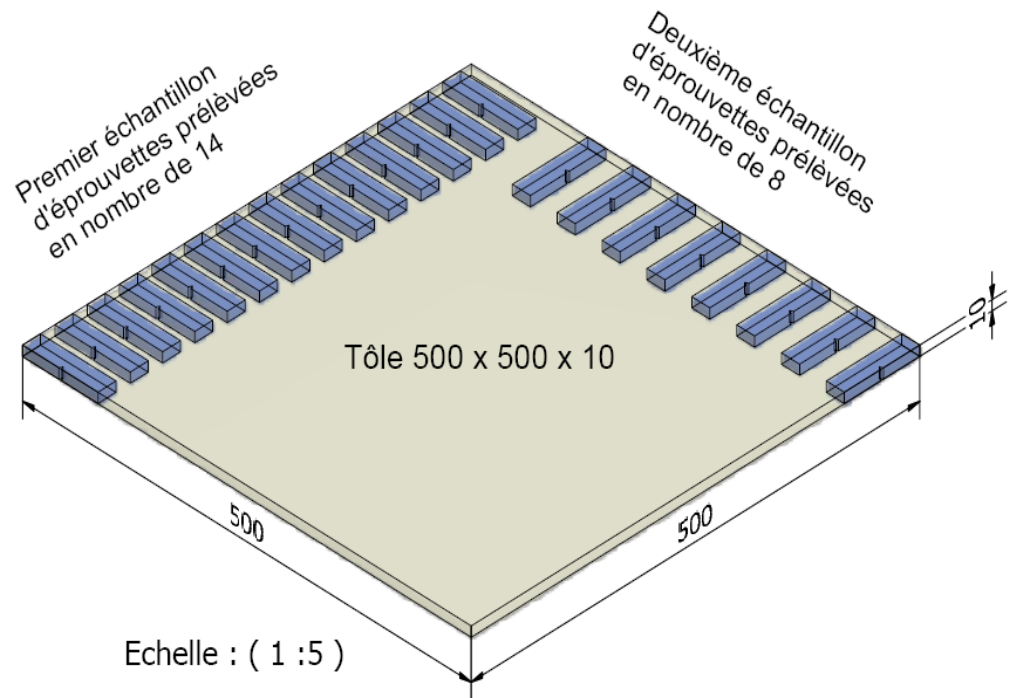


Figure 4.9 : Découpage de la tôle en échantillons d'éprouvettes

#### 4.4.2. Réalisation des entailles :

Les entailles réalisées ont des formes en V de profondeur de  $2\text{mm}$  et de  $3\text{mm}$ . La réalisation des entailles a été faite au niveau du Centre de Recherche Nucléaire de Birine (CRNB) au sein du laboratoire de contrôle de poste irradiation (LCPI) par une machine à entailler modèle KRME permettant la fabrication simple et rapide des éprouvettes de résilience ou autres essais avec des entailles en U ou en V d'une profondeur allant jusqu'à  $5\text{mm}$  [34].

Des photographies prises sur les entailles avant le début des essais au niveau du département de neutronographie du Centre de Recherche Nucléaire de Birine (CRNB) par une caméra Charge Coupled Device (CCD (Philips)) model NR : LDH 0255/00 avec un agrandissement de 3 fois, relié à un microscope optique (OLYMPUS) BX60M qui comporte cinq objectifs (de 10, 20, 30, 50 et 100) avec un agrandissement de 3,3 fois. Ces photographies ont montré les défauts suivants voir figures 4.10a, b :

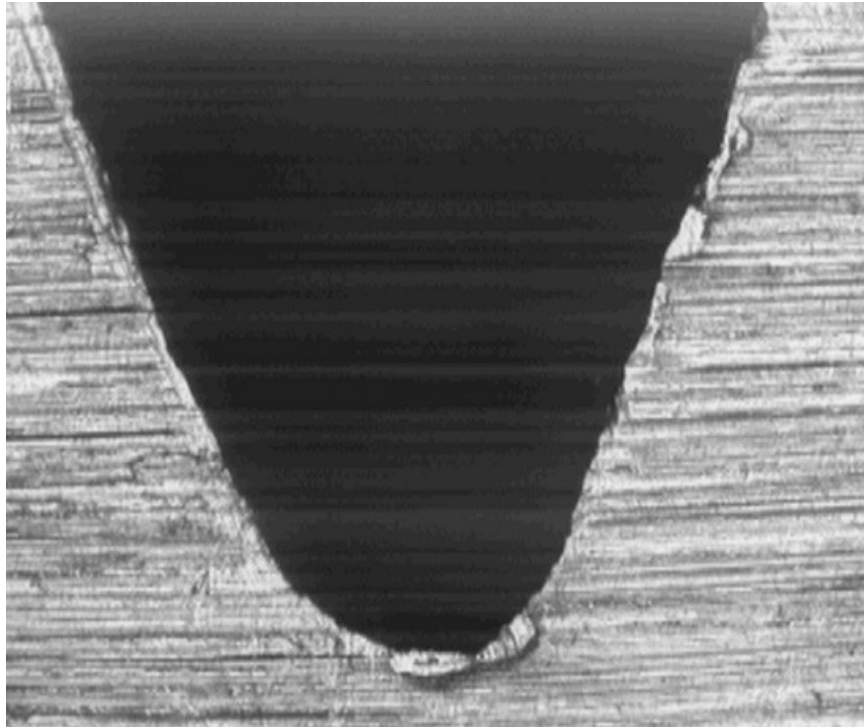


Figure 4.10 a : Entaille de 3 mm à 133x

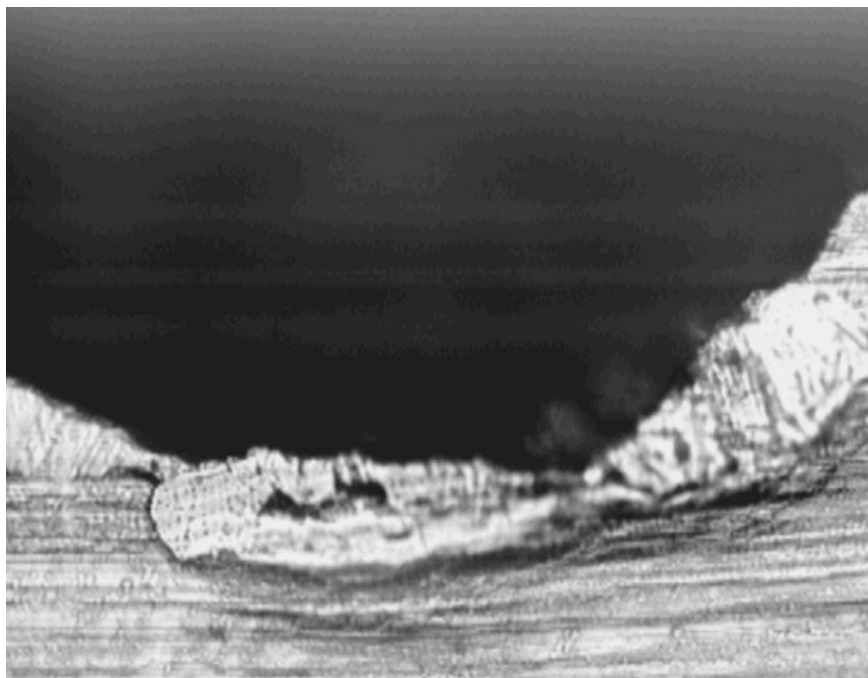


Figure 4.10 b : Entaille de 3 mm à 666x

#### 4.4.4. Dispositif expérimental :

Le dispositif expérimental est étroitement lié à la machine INSTRON 5500R (voir figures 4.11a, et 4.11b), ce dispositif comporte :

- Le système de sollicitation mécanique
- Le système d'acquisition et stockage des données

#### 4.4.4.1. Le système de sollicitation mécanique :

Une machine de traction universelle, modèle INSTRON 5500, de capacité **100KN** permet d'exercer une sollicitation de traction-compression sur une éprouvette placée entre ses deux mors. Le mord supérieur est fixe alors que le mord inférieur est solidaire d'une traverse mobile. Le mouvement de la traverse, assuré par une vis sans fin [35].

Au cours des essais, les efforts appliqués sont des sollicitations simples du type flexion trois points, l'effort appliqué varie en fonction du temps de façon sinusoïdale, avec une amplitude constante voir figure 4.12

Les éprouvettes sont testées à température ambiante (**22°C**) dans l'air, la vitesse du déplacement de la traverse est fixée à **1 mm/s**.



Figure 4.11a : Vue générale de l'installation



Figure 4.11b : Photo du système d'amarrage avec éprouvette.

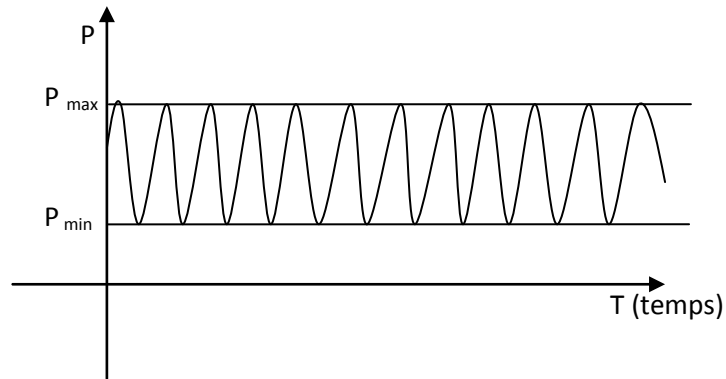


Figure 4.12 : Chargement cyclique

#### 4.4.4.2. Le système d'acquisition et stockage des données :

Le pilotage et l'acquisition des données sont effectués à l'aide de la console de la machine, l'ensemble étant piloté par le logiciel Bluehill2 (le logiciel développé par INSTRON) voir figure 4.13. Cette console permet, entre autres, la présélection de la vitesse de chargement mécanique soit par contrôle de déplacement ou contrôle de déformation. D'autre part, la console permet l'acquisition des données (charge et déplacement ou déformation) et la visualisation de l'évolution de l'essai sur l'écran du micro ordinateur [35].





Figure 4.13 : Le système d'acquisition et stockage des données

#### 4.4.5. Méthodologie expérimentale :

Afin de réaliser des essais pratiques de pré-fissuration et de propagation de la fissure par fatigue il faut suivre les étapes suivantes [36]:

Concernant la machine :

- Il faut que la distribution de la contrainte soit bien uniforme à travers l'épaisseur et symétrique par rapport au plan de la fissure
- Régler la machine en contrôle charge : pour détecter correctement la propagation de la fissure il est nécessaire de contrôler l'essai en contrainte, le pilotage en déformation ou en déplacement provoque une instabilité de l'essai. On impose deux charges à la machine  $P_{Max}$  et  $P_{min}$ , puis on suit le



nombre de cycles, reste l'observation de la propagation de la fissure qui nécessite des moyens (loupe, camera CCD) [37], [38].

- Bien centrer la pièce entre les mords de la machine

Concernant l'éprouvette :

- Faire le polissage des l'éprouvettes.
- Tracer des lignes sur les pièces de **0.1mm** avec un espacement de **1mm** pour permettre le suivie de la propagation de la fissure visuellement.
- Prendre la variation de la propagation de la fissure dans le temps pour permettre le tracer de la courbe  $f(a) = N$  (nombre de cycles).

#### 4.4.6. Détermination des charges maximale et minimale nécessaires pour les essais de fatigue :

Le niveau de chargement au cours de la pré-fissuration, ne doit pas dépasser les charges limites suivantes [39] :

$$P_{max} = 4/3 * (B * (W - a)^2 * \sigma_e / S) \quad (4.1)$$

Avec  $B$  = épaisseur de l'éprouvette

$W - a = b$  (longueur du ligament)

$S$  : Distance entre appuis

$\sigma_e$ : Limite élastique

L'amplitude de charge doit être supérieure ou égale à 90%.

$$\Delta P = (P_{max} - P_{min}) / 100 = 90 \quad (4.2)$$

$$P_{min} = 0.1P_{max} \quad (4.3)$$

La longueur de la pré-fissure par fatigue ne doit pas être inférieure à 5% de la longueur totale de la fissure  $a$  et pas moins de 1mm. Prendre la longueur de la pré-fissure 1,3 mm à partir de la pointe de l'entaille, au cours des dernières 50% au moins de la longueur de la pré-fissure la charge maximale ne doit pas dépasser

$$0,4P_{max}$$

Le tableau 4.3 rassemble les valeurs numériques des charges des essais de pré-fissuration et de propagation de la fissure.

Tableau 4.3 : Valeurs numériques des charges des essais de pré-fissuration et de propagation de la fissure.

Entaille (mm)	Charge de pré-fissure (KN)		Charge pour propagation de fissure (KN)		Vitesse de la traverse V (mm/s)
	$P_{min}$	$P_{max}$	$P_{min}$	$P_{max}$	
2	2.61	26 ,13	1,04	10,45	1
3	2 ,03	20,32	0,81	8,13	1

#### 4.4.7. Pré-fissuration par fatigue :

L'expérience a montré qu'il était pratiquement impossible de réaliser par usinage une fissure aussi petite que celles qui permettent d'avoir des résultats de  $K_{Ic}$  satisfaisants. Pour cela, une entaille suivie d'une pré-fissuration par fatigue sont suggérées [30]. Dans le but d'une standardisation, cette entaille et pré-fissure sont soumises à des conditions spécifiques qui sont résumées ci-dessous :

#### 4.4.7.1. Sur l'équipement :

- l'équipement utilisé dans la pré-fissuration doit permettre une distribution uniforme de la contrainte à travers l'épaisseur. Dans le cas contraire, la propagation de la fissure opère d'une façon non uniforme.
- La distribution de la contrainte doit aussi être symétrique par rapport au plan de la fissure si non, la fissure dévie du plan et l'essai sera significativement affecté.
- Il est recommandé que les mors utilisés pour la pré-fissuration soient utilisés pour l'essai de rupture.

#### 4.4.7.2. Sur l'éprouvette :

- la pré-fissuration est conduite sur une éprouvette ayant subi tous les traitements thermiques et dans les conditions dans lesquelles elle sera soumise à l'essai.
- Au cours de la pré-fissuration, le cyclage doit être continu jusqu'à ce que la fissure satisfasse les conditions suivantes :

$$0.45 W \ll a \ll 0.55W$$

Avec  $a$ : entaille + longueur de la fissuration par fatigue

#### 4.4.7.3. Sur le chargement :

- une pré-fissure par fatigue est produite par un chargement cyclique sur une éprouvette entaillée avec un rapport de contrainte  $\sigma_{max}/\sigma_{min}$  situé entre -1 et +0.1 pour un nombre de cycles généralement compris entre  $10^4$  et  $10^6$  . Ce nombre dépend essentiellement de la taille de l'éprouvette, de la préparation de l'entaille et du niveau de l'intensité de contrainte.
- la relation entre le facteur d'intensité de contrainte  $K$  et la charge (ou le déplacement) et les dimensions de l'éprouvette, dite «  $K$  calibration », doivent être connues avec une précision relative inférieure à 5%

- la pré-fissure peut être conduite sous un contrôle de charge ou de déformation, l'essentiel est que le «  $K$  calibration » soit connu et dans la limite de précision arrêtée. Il faut savoir que :
  - ✓ Si la charge est maintenue constante, le  $K$  augmente avec la longueur de la fissure (propagation)
  - ✓ Si la déformation est contrôlée, l'inverse se produit.
- après la pré-fissuration, tous les points du front de fissure doivent être éloignés du fond de l'entaille d'au moins  $5W$  ou de  $1.3mm$ .
- durant la phase finale, et sur au moins  $0.125W$  de sa longueur le rapport  $K_{max}/E$  doit être inférieure ou égale à  $0.00032m^{1/2}$ . de plus  $K_{max}$  doit être inférieure ou égale à  $60\%$  de la valeur estimée de  $K_{1c}$ .
- la valeur de la charge initiale en fatigue doit être calculée à l'aide de «  $K$  calibration » et la dimension de l'entaille. Il est suggéré que cette charge soit choisie de telle sorte qu'elle engendre un facteur d'intensité de contrainte maximal ( $K_{max}$  en fatigue) inférieur ou égal à  $80\%$  de la valeur estimée  $K_{1c}$  du matériau. Dans le cas contraire des vitesses de propagation plus grandes et indésirables sont obtenues. Aussi, la charge maximale est choisie de telle sorte que le rapport de contrainte soit dans le domaine  $-1$  et  $+1$
- dans le cas où la pré-fissure est conduite à une température  $T_1$ , alors que l'essai sera conduit à une autre température  $T_2$ ,  $K_{max}$  ne doit pas dépasser  $0.6 (R_{e1}/R_{e2}).K_Q$  avec  $R_{e1}$  et  $R_{e2}$  les limites élastiques aux températures respectives  $T_1$  et  $T_2$ . Le  $K_Q$  est le facteur d'intensité de contrainte évalué à partir d'une charge notée  $P_Q$  tirée à partir de la courbe charge-déplacement [33]
- La vitesse de chargement est choisie de telle sorte que la vitesse d'accroissement du facteur d'intensité de contrainte soit dans la

fourchette  $0.55 - 2.75 \text{ MPa m}^{1/2} / \text{s}$ . Celle-ci correspond à une vitesse de chargement pour une éprouvette standard ( $W/B = 2$ ) et  $25 \text{ mm}$  d'épaisseur allant de  $0.34$  à  $1.7 \text{ KN/S}$ .

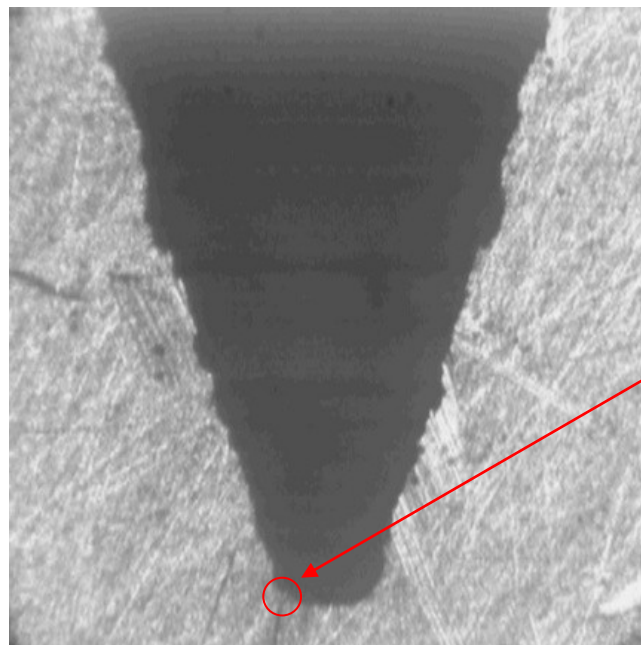
- Jusqu'à  $100 \text{ Hz}$  il n'y a pas d'effet connu de la pré-fissure par fatigue.

La propagation de la fissure peut être suivie à l'aide des méthodes suivantes : méthode optique, méthode par ultrasons, méthodes par courant de Foucault, méthode par jauge de fissuration et méthode par résistivité.

Plusieurs éprouvettes ont subis les essais de propagation de la pré-fissure voir tableau N°4.4.

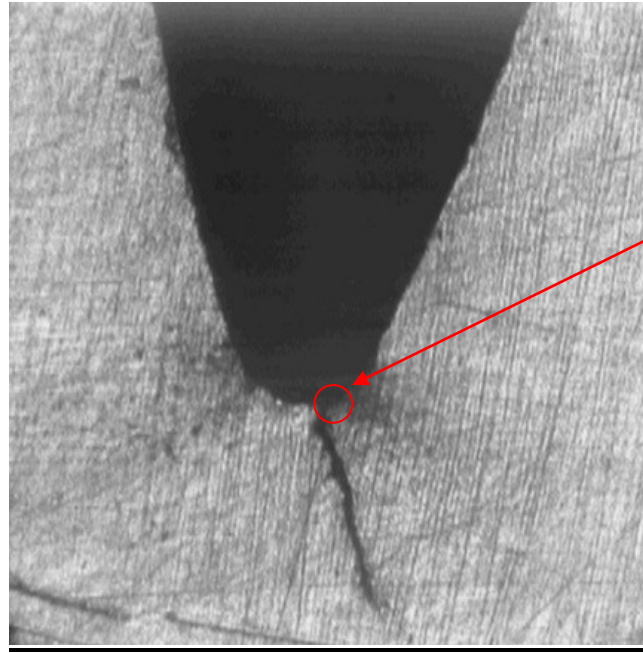
#### 4.4.8. Photographies de l'initiation de la pré-fissure :

Des photographies prises sur les éprouvettes montrent l'amorçage des fissures aux niveaux des fonds des entailles



Amorçage  
de la fissure  
au fond de  
l'entaille

Figure 4.14a : Photographie de la pré-fissure 66x



Amorçage  
de la fissure  
au fond de  
l'entaille

Figure 4.14b : Photographie de la pré-fissure 66x

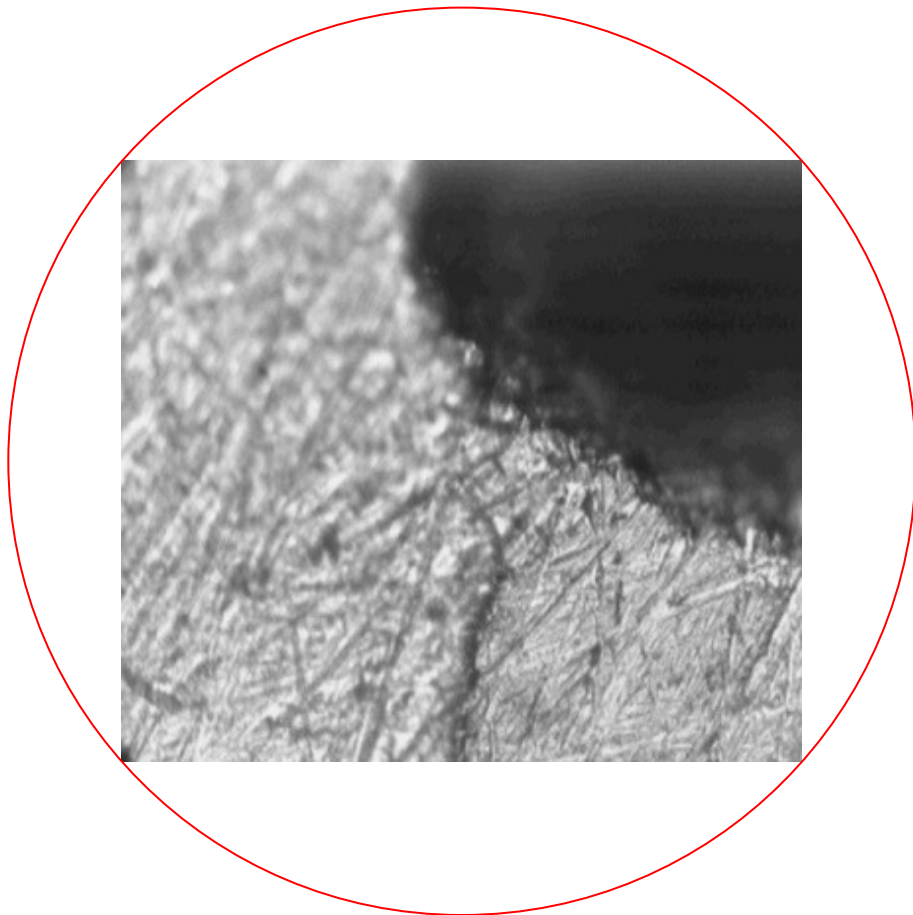


Figure 4.15 : Zoom sur l'initiation de la pré-fissure

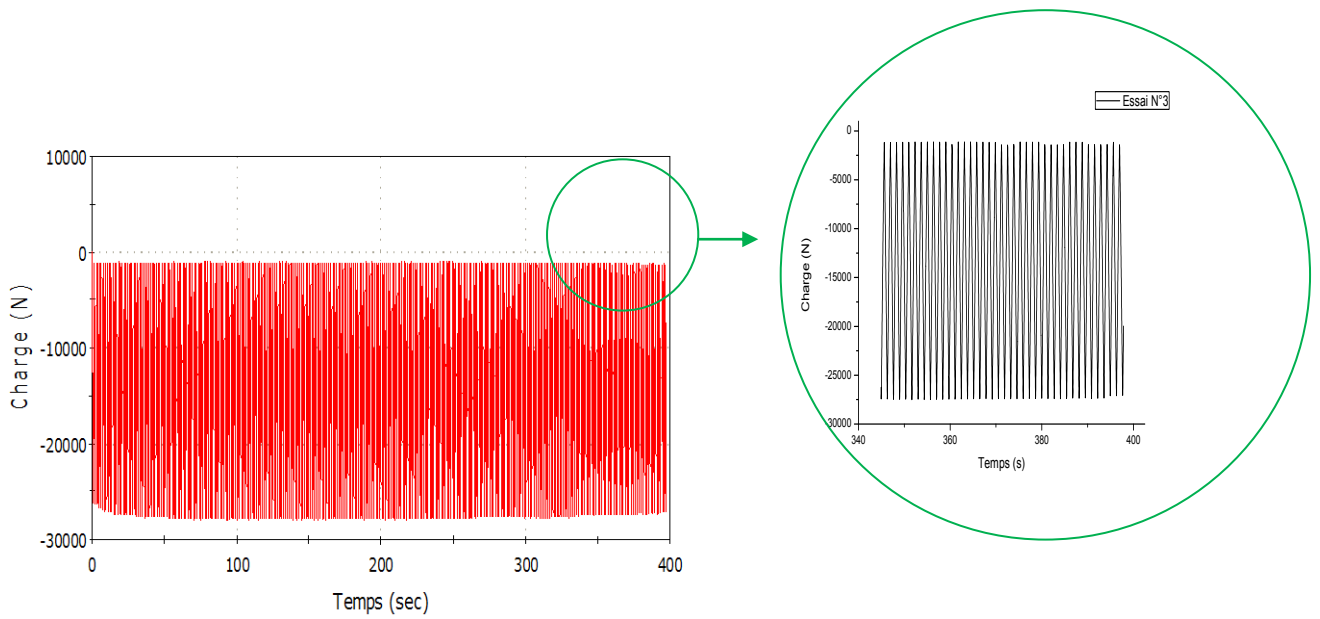


Figure 4.16 : évolution de la charge en fonction du temps

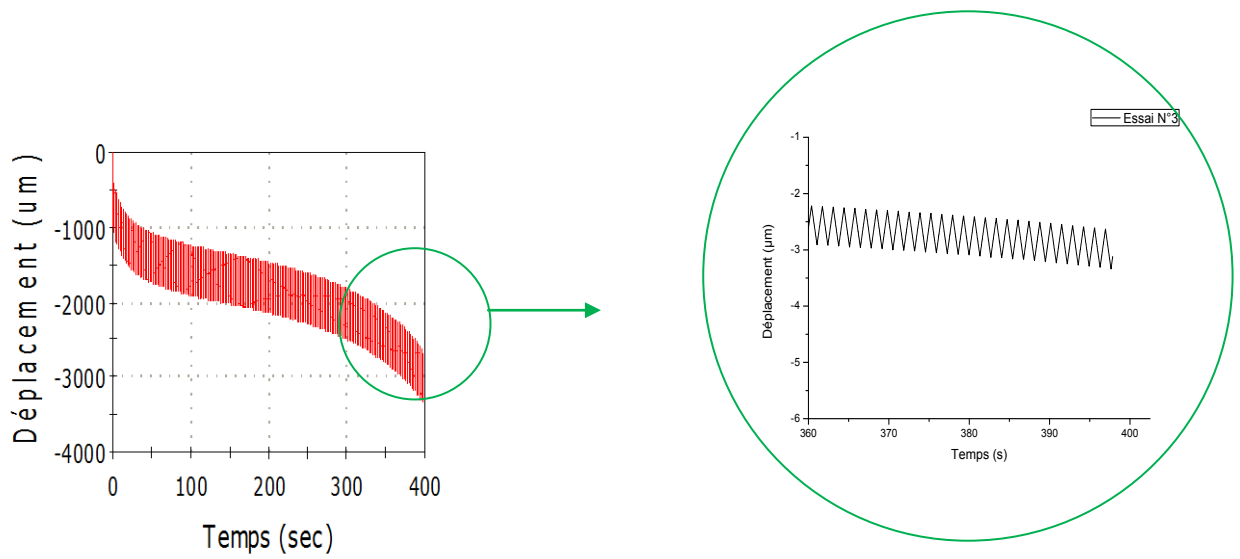


Figure 4.17 : évolution du déplacement de la traverse en fonction du temps

#### 4.4.9. Photographies de la longueur totale de la pré-fissure :

Les photographies prises après l'amorçage des pré-fissures montrent les directions des propagations qui peuvent prendre les fissures.

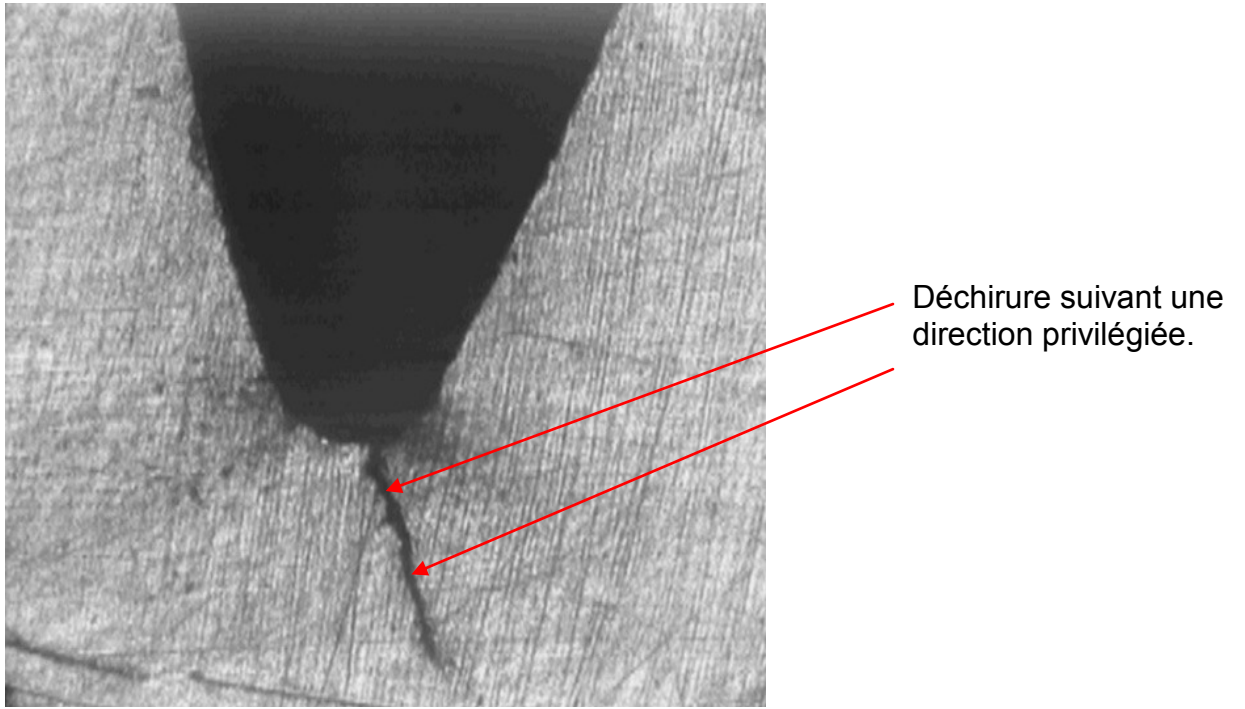


Figure 4.18 : Pré-fissure de 1 mm à 133x

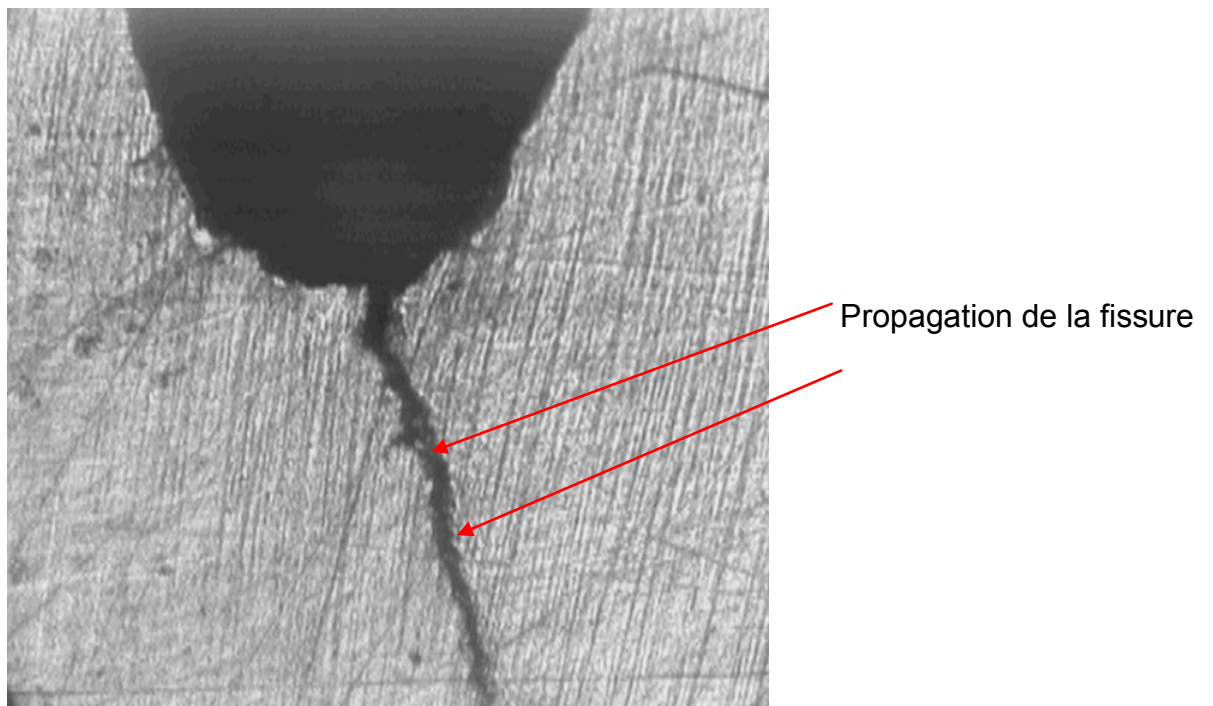


Figure 4.19 : Pré-fissure de 1mm à 66x.



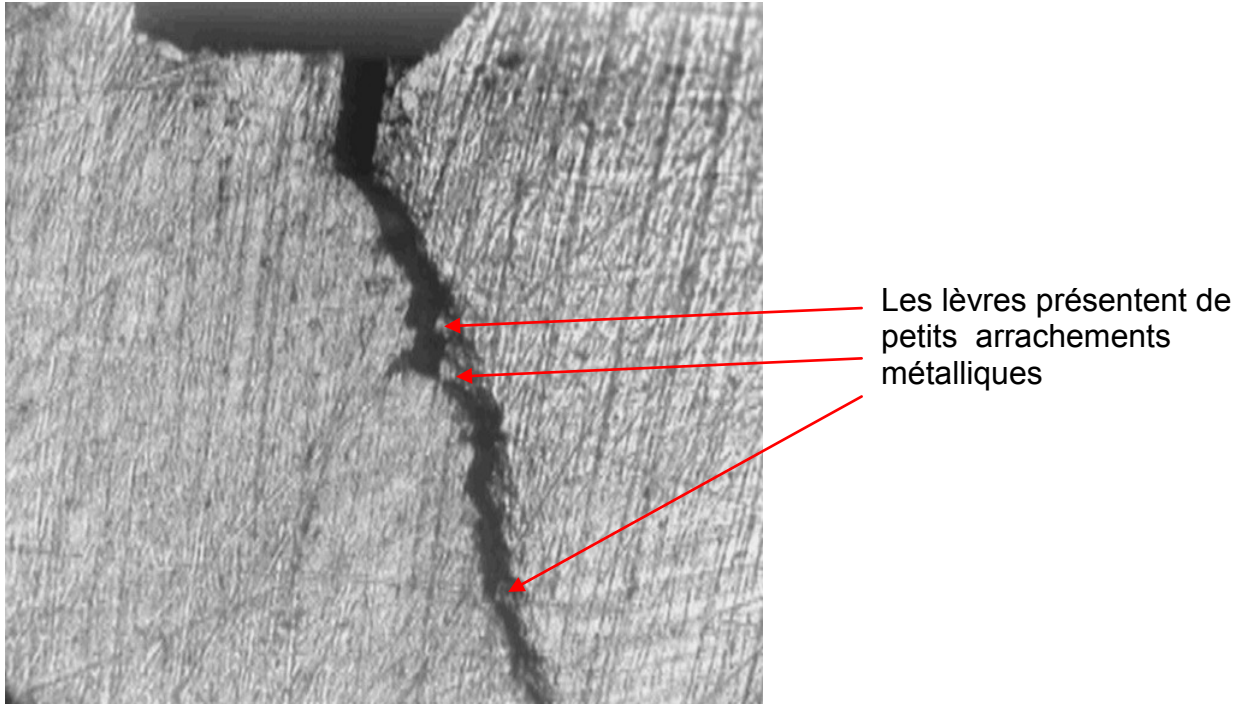


Figure 4.20 : Pré-fissure de 1 mm à 266x

#### 4.4.10. Résultats des essais de pré-fissure

Les résultats des essais de propagation de pré-fissure sont rassemblés dans le tableau N° 4.4

Tableau N°4.4 : Résultats des essais de pré-fissure

Essai N°	Entaille (mm)	Pré-fissure (mm)	Temps (s)	Déplacement ( $\mu\text{m}$ )
01	2	1,3	580	1566
02	3	1,3	398	3100
03	2	1,3	915	1752
04	2	1,3	1013	1132
05	2	1,3	694	1740
06	2	1,3	552	9980
07	2	1,3	522	728
08	2	1,3	745	1020
09	3	1,3	490	1354
10	3	1,3	2684	601

## CHAPITRE 5

### RESULTATS EXPERIMENTAUX

L'objectif principal est de suivre le taux de propagation de fissure en fonction du nombre des cycles.

Plusieurs essais ont été réalisés pour déterminer la vitesse de propagation de la fissure, après les essais de pré-fissuration, on a essayé de suivre l'évolution de la taille de la fissure en prenant à chaque  $1\text{mm}$  une photographie de la fissure.

#### 5.1. Présentation des résultats

##### 5.1.1. Essais de propagation de fissure :

Ces essais sont réalisés en contrôle de charge à amplitude constante avec une contrainte maximale de  $10,45\text{ KN}$  et une contrainte minimale de  $1,04\text{ KN}$ . L'entaille a une profondeur de  $2\text{ mm}$ , la vitesse du déplacement de la traverse de la machine est de  $1\text{ mm/s}$  [40].

Plusieurs essais ont été réalisés pour déterminer la variation de la profondeur en fonction du nombre de cycles. Seuls les essais qui donnent des résultats plus proches sont retenus.

La visualisation des photos des fissures montre que plusieurs fissures naissent au voisinage de la pointe de fissure, mais la fissure suit le sens où il y a concentration de contrainte.

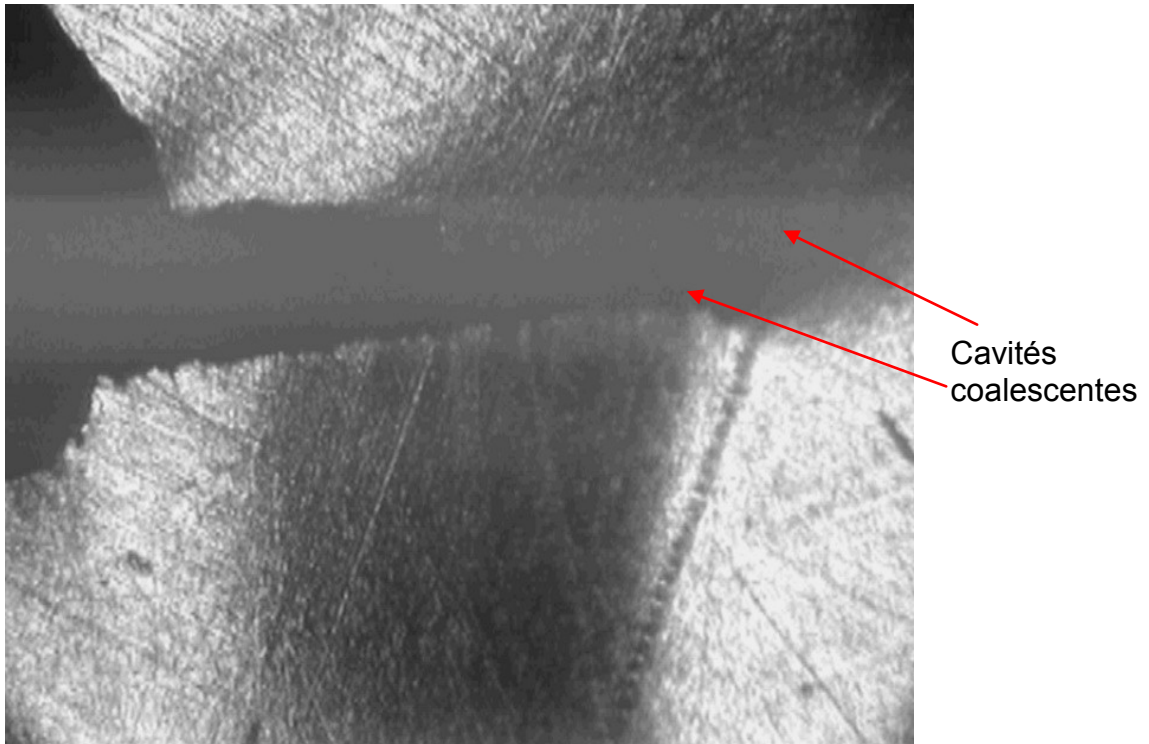


Figure 5.1 : Fissure de 2 mm à 66x de la surface polie

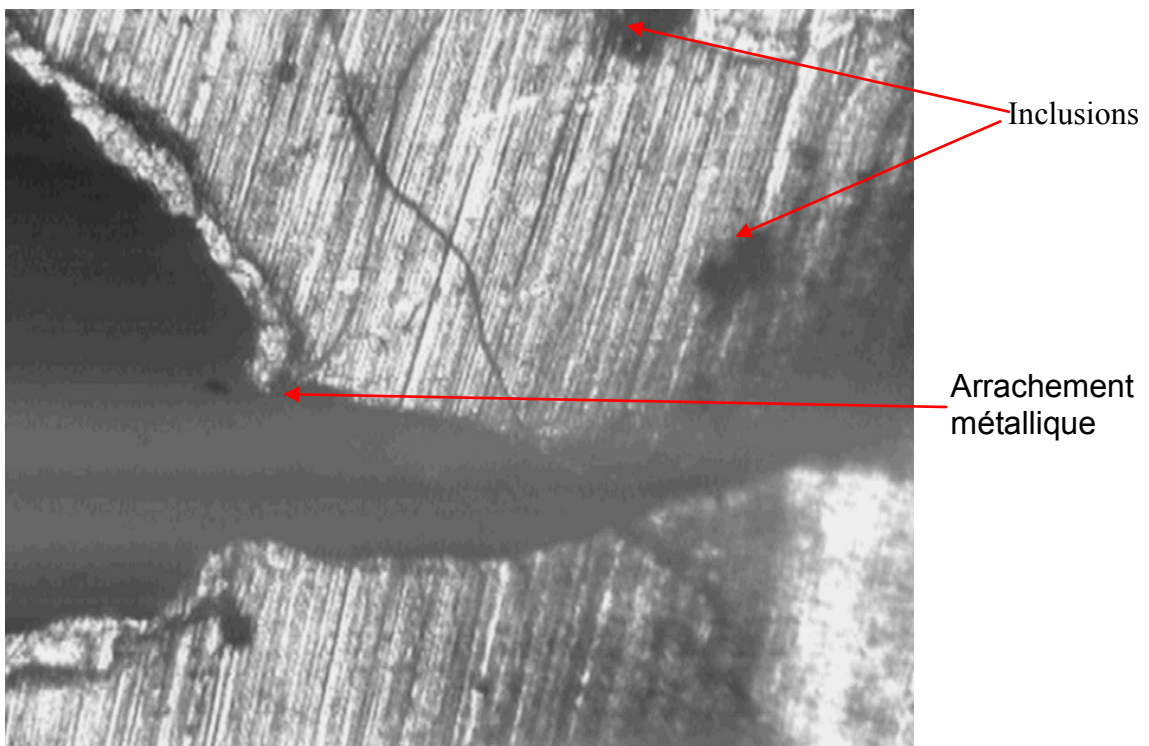


Figure 5.2 : Fissure de 2 mm à 66x de la surface non polie

### 5.1.2. Photographie de la longueur totale de la fissure :

La photographie prise de la longueur totale de la fissure avant la rupture d'une éprouvette montre la direction de la propagation de la fissure.

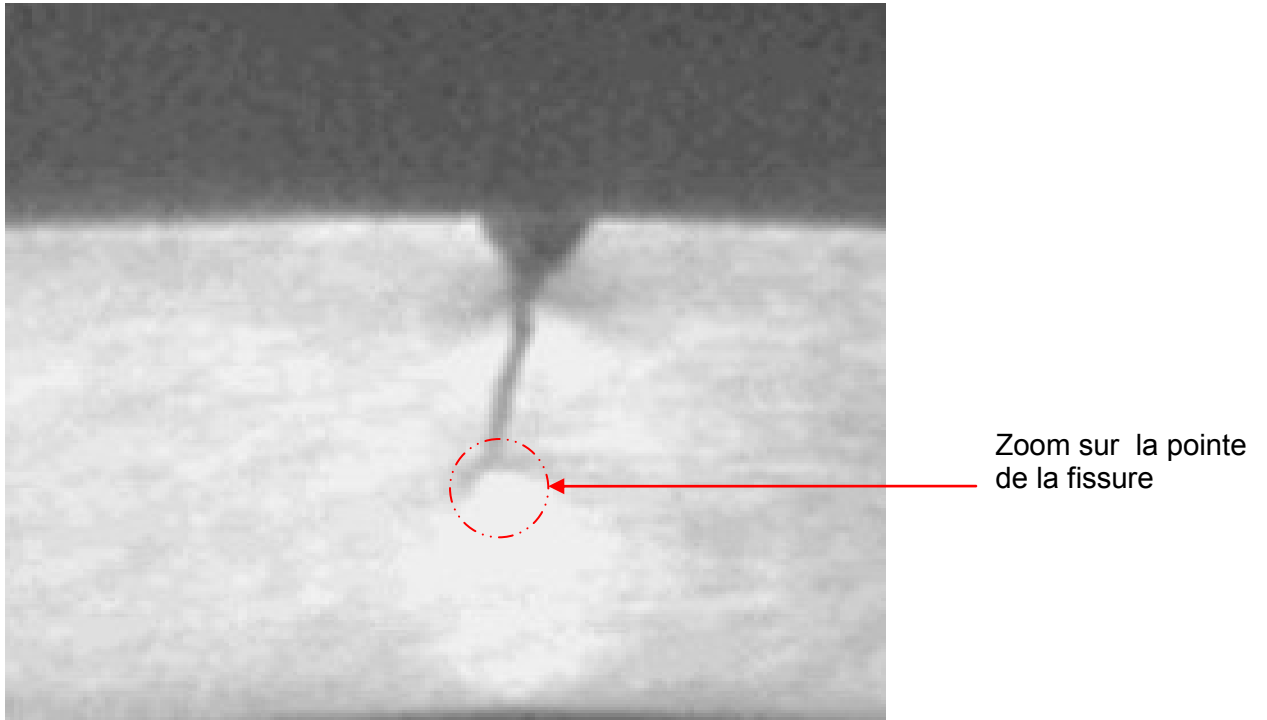


Figure 5.3 : Longueur totale de la fissure avant la rupture

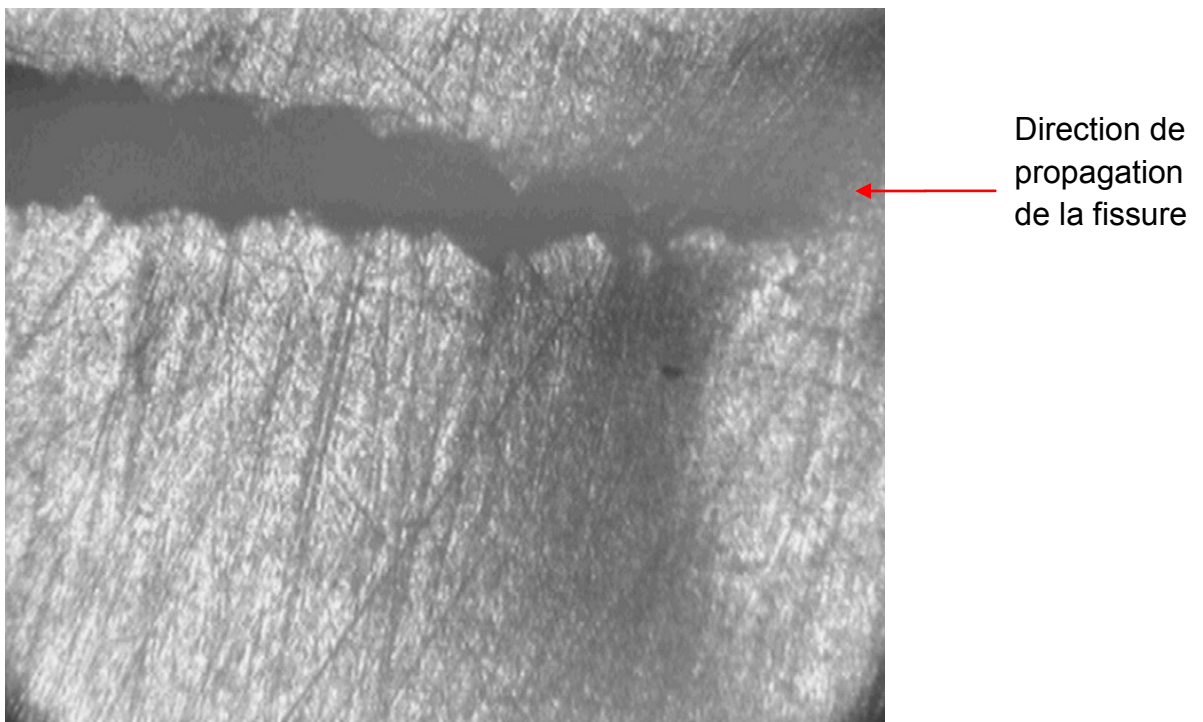


Figure 5.4 : Agrandissement de la pointe de la fissure 66x

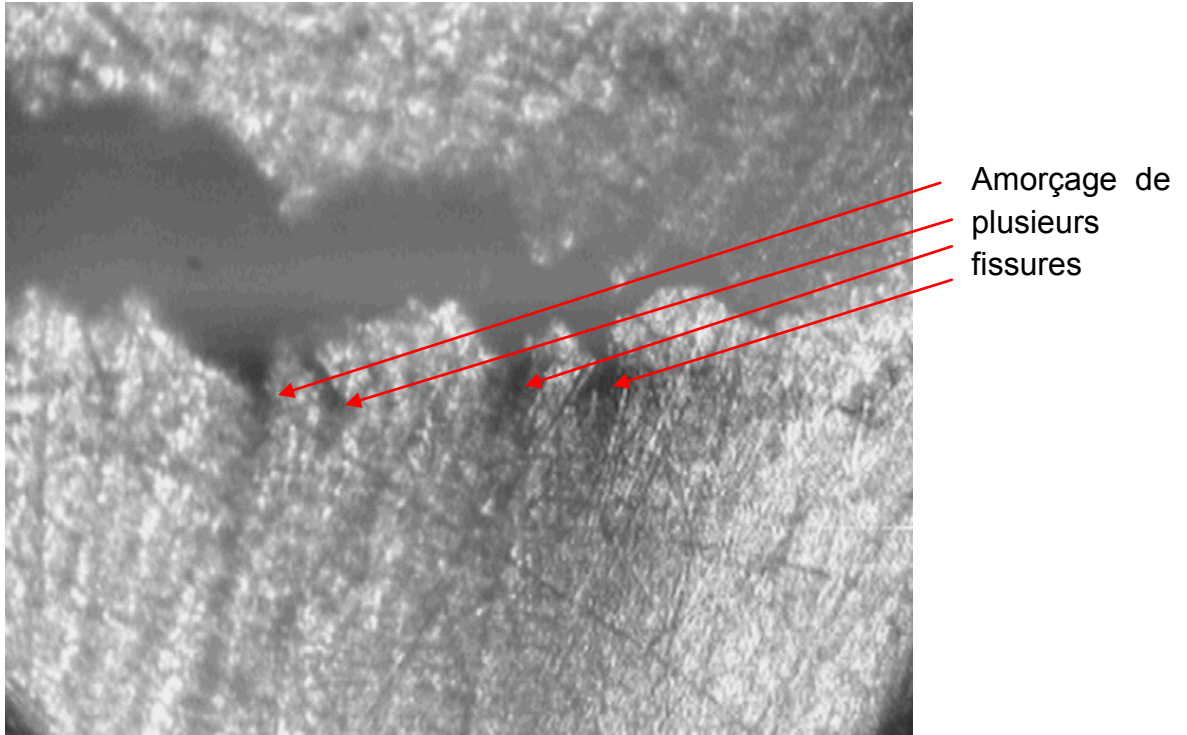


Figure 5.5 : Agrandissement de la pointe de la fissure 133x

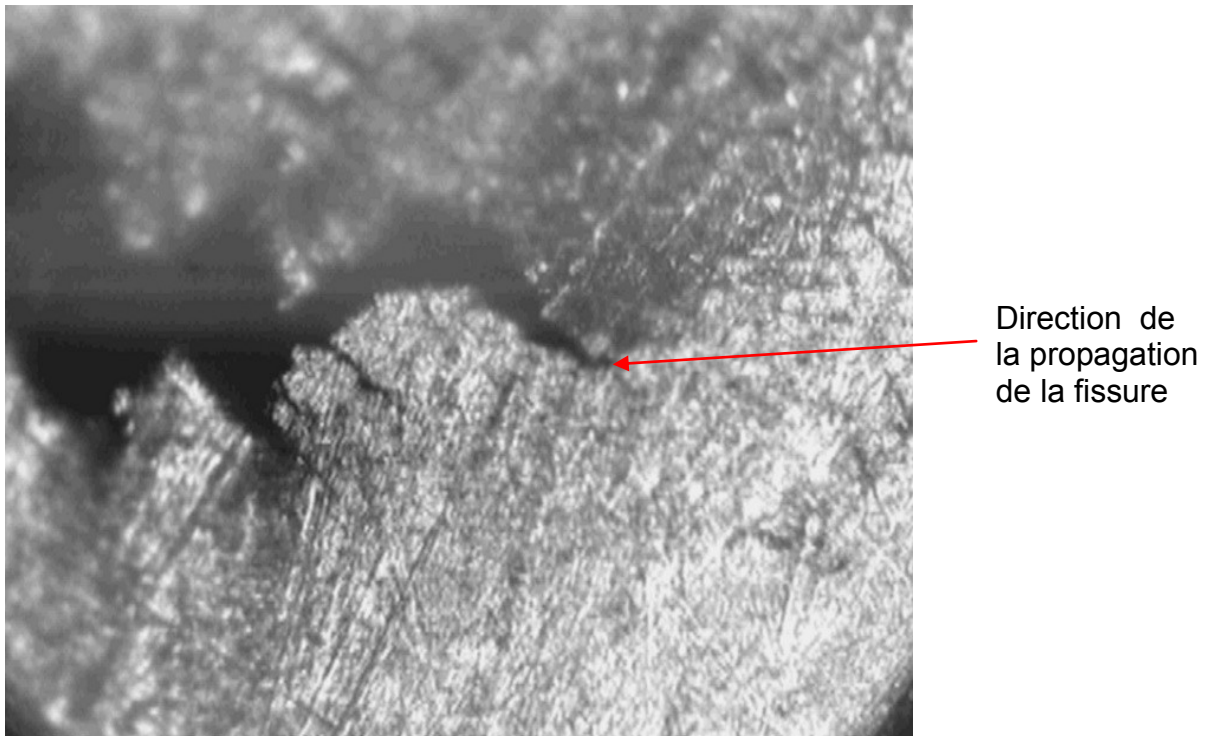


Figure 5.6 : Agrandissement de la pointe de la fissure 266x

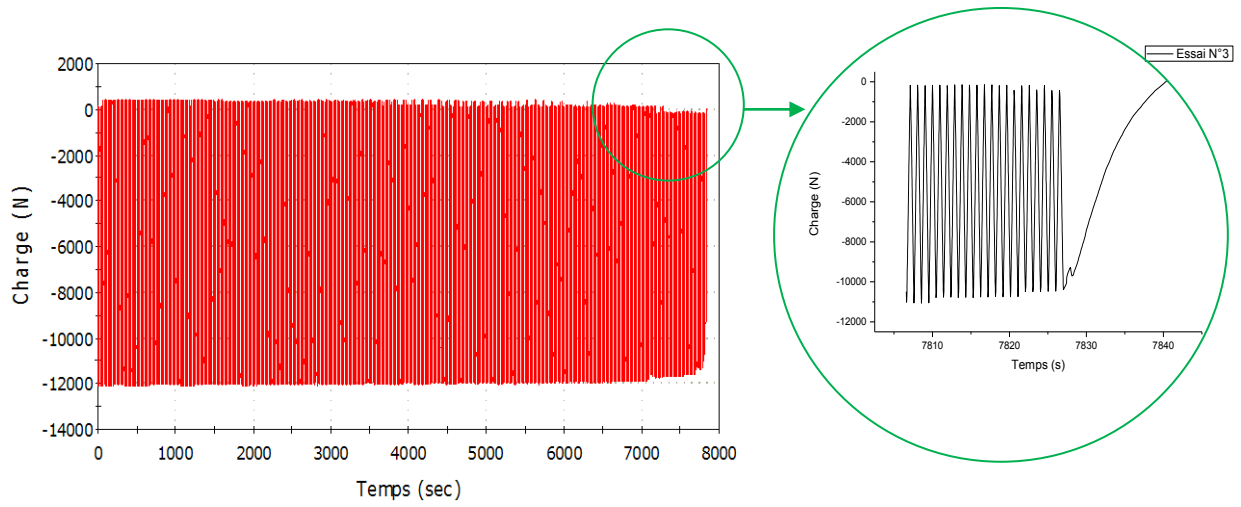


Figure 5.7 : évolution de la charge en fonction du temps

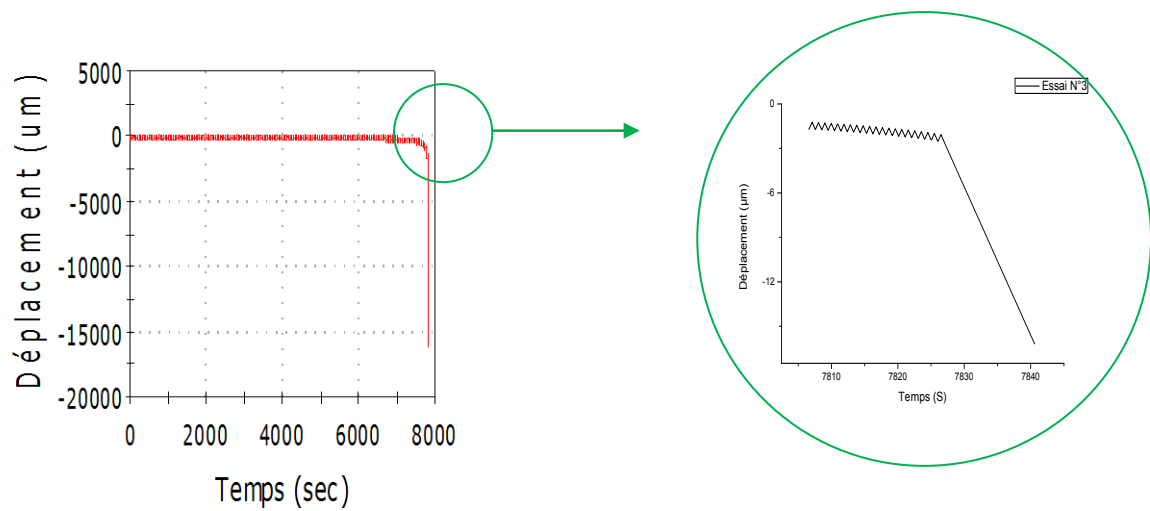


Figure 5.8 : évolution du déplacement de la traverse en fonction du temps



### 5.1.3. Les résultats des essais de propagation de fissure

Les résultats des essais de propagation de fissure sont rassemblés dans les tableaux 5.1, 5.2, 5.3, 5.4, 5.5.

Tableau 5.1 : Résultats de l'essai N°1

Essai N°1	Entaille (mm)	Fissure (da)	Temps (s)	Nombre de cycles	(dN)	da/dN
% de l'initiation de la fissure 89%	2	1	11662	15864	15423	6,4E-05
		1	12152	16498	634	0,00157
		1	12564	17014	516	0,00194
		1	12754	17242	228	0,00439
		1	13038	17570	328	0,00305
		1	13218	17774	204	0,00491
		1	13258	17815	41	0,02439

Tableau 5.2 : Résultats de l'essai N°2

Essai N°2	Entaille (mm)	Fissure (da)	Temps (s)	Nombre de cycles	(dN)	da/dN
% de l'initiation de la fissure 77%	3	1	5715	7750	7451	0,00013
		1	6390	8400	650	0,00153
		1	6687	8762	362	0,00276
		1	7122	9278	515	0,00194
		1	7585	9800	522	0,00191
		1	7800	10033	233	0,00429
		1	7840	10060	27	0,03703



Tableau 5.3 : Résultats de l'essai N°3

Essai N°3	Entaille (mm)	Fissure (da)	Temps (s)	Nombre de cycles	(dN)	da/dN
% de l'initiation de la fissure 84%	2	1	14371	18659	17965	5,5E-05
		1	15450	19992	1333	0,00075
		1	16042	20695	703	0,00142
		1	16519	21234	539	0,00185
		1	16795	21532	298	0,00335
		1	17331	22081	549	0,00182
		1	17438	22184	103	0,00970

Tableau 5.4: Résultats de l'essai N°4

Essai N°4	Entaille (mm)	Fissure (da)	Temps (s)	Nombre de cycles	(dN)	da/dN
% de l'initiation de la fissure 82%	2	1	12077	15751	14968	6,68E-05
		1	13121	17084	1333	0,00075
		1	13677	17787	703	0,00142
		1	14105	18326	539	0,00185
		1	14343	18624	298	0,00335
		1	14784	19173	549	0,00182
		1	14860	19268	95	0,01052

Tableau 5.5 : Résultats de l'essai N°5

Essai N°5	Entaille (mm)	Fissure (da)	Temps (s)	Nombre de cycles	(dN)	da/dN
% de l'initiation de la fissure 53%	2	1	13831	18113	17180	5,82E-05
		1	36854	31891	13778	7,25E-05
		1	37962	33263	1372	0,00073
		1	38406	33776	513	0,00195
		1	38661	34054	278	0,00359
		1	38828	34212	158	0,00633

#### 5.1.4. Essai de micro dureté au voisinage de la pointe de la fissure:

La pratique de micro dureté nécessite la préparation des éprouvettes par des polissages par meulage à l'eau à l'aide de papiers abrasifs à indice de granulation croissante jusqu'à 800, on prépare uniquement la face qui fait l'objet de l'essai.

On mesure la dureté à l'aide d'un duromètre de type : VTD 12, avec un pénétrateur en pyramide de  $136^\circ$ , doté de moyens de déplacements micrométriques et a affichage digital de marge d'erreur de  $\pm 2\%$ . Appliquant une masse de **1000 grammes**. On relève les duretés Vickers au voisinage de la pointe de la fissure et dans les zones voisines ainsi que dans le métal de base. Pour atteindre cette finalité, on relève les micros duretés sur un axe allant du centre de la ligne de propagation de la fissure (considéré comme le point zéro) vers le métal de base des deux côtes gauche et droite de l'axe, la valeur donnée correspond à la moyenne de 03 empreintes situées sur un même niveau. Voir la figure5.9,

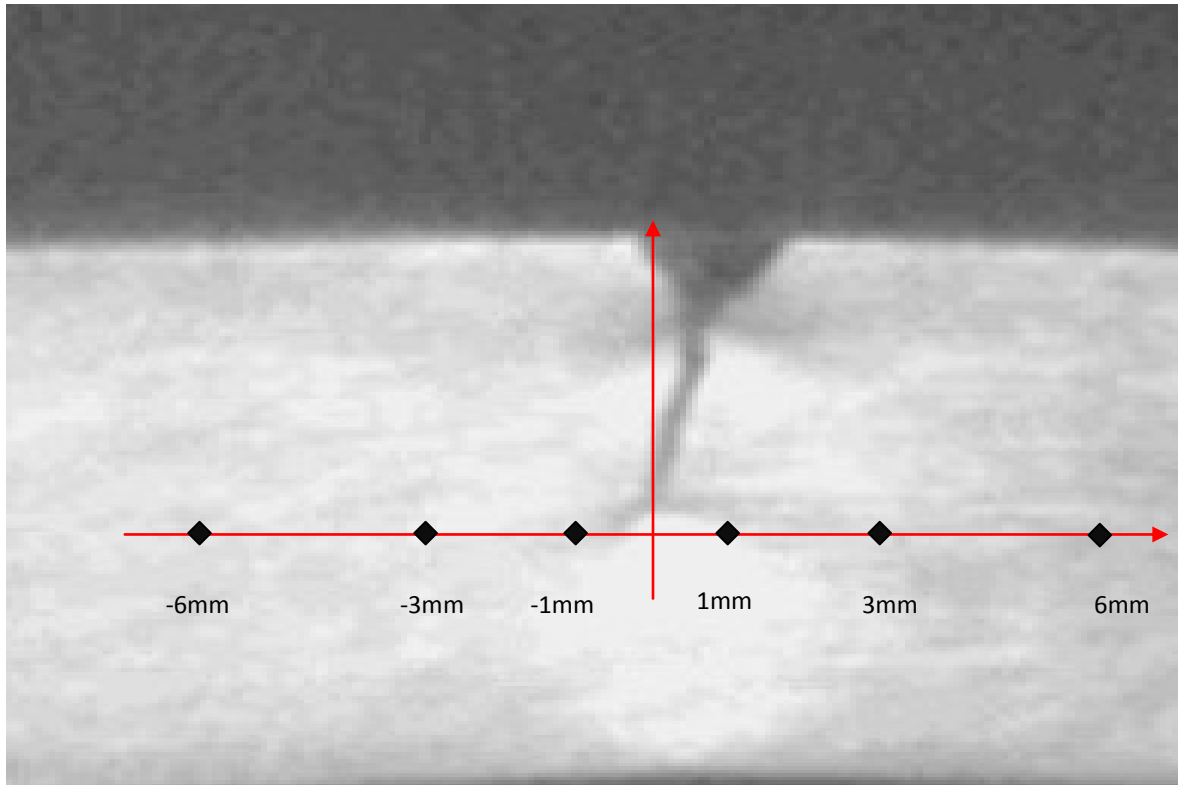


Figure 5.9 : Plan de relevé de micro dureté sur une éprouvette

Les résultats des micros duretés sont relevés dans le tableau 5.6 ci-dessous :

Tableau 5.6 : Les relevés de la micro dureté.

Position par rapport au centre en mm	Valeur Hv
-20	220,5
-6	237,00
-3	227,4
-1	247,3
0	224,9
1	258,2
3	229,9
6	229,4
20	220,5

Les profils des essais de microdureté montrent que la contrainte imposée influe sur les profils de la microdureté à travers les différentes zones. Ces essais ont révélés la présence de deux zones, la zone plastifiée et la zone du métal de base, une micro dureté plus élevée au voisinage de la pointe de la fissure que celle du métal de base, on assiste à un écrouissage du métal au voisinage de la pointe de la fissure.

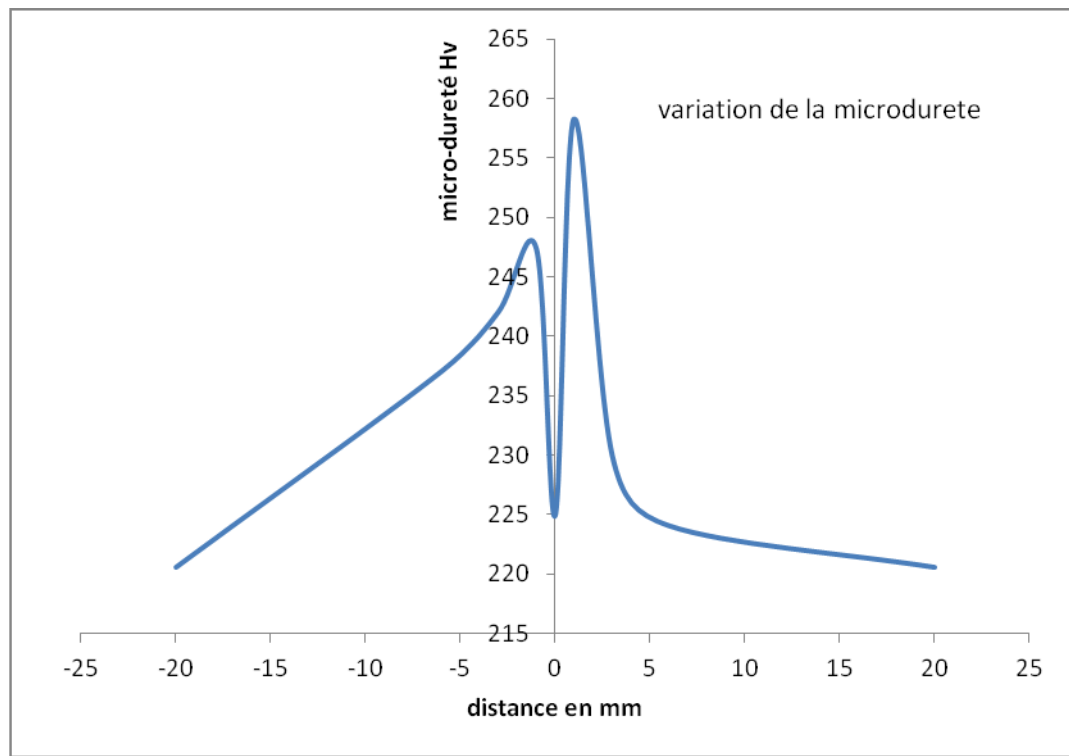


Figure 5.10 : Variation de la dureté

#### 5.1.5. Essai de dureté:

On relève les duretés Rockwell dans la zone plastifiée et dans le métal de base. On mesure la dureté à l'aide d'un duromètre de type : Rockwell universel model 713 SRD avec un pénétrateur en cône de  $120^\circ$  et une charge de  $10KN$ .

Les résultats des duretés sont relevés dans le tableau ci-dessous :

Tableau 5.7 : Les relevés de la dureté.

Dureté Rockwell	Valeur HRC
Dans la zone plastifiée	11,6
Sur le métal de base	13,8

### 5.1.6. Analyse fractographique

#### 5.1.6.1. Faciès de rupture :

Après les essais de fatigue on à essayé de mettre en évidence les zones rompue par fatigue, l'analyse fractographique des faciès de rupture en montrés la présence de trois zones, la zone de propagation de la pré-fissure, la zone de rupture et la zone de rupture brutale voir figure 5.11.

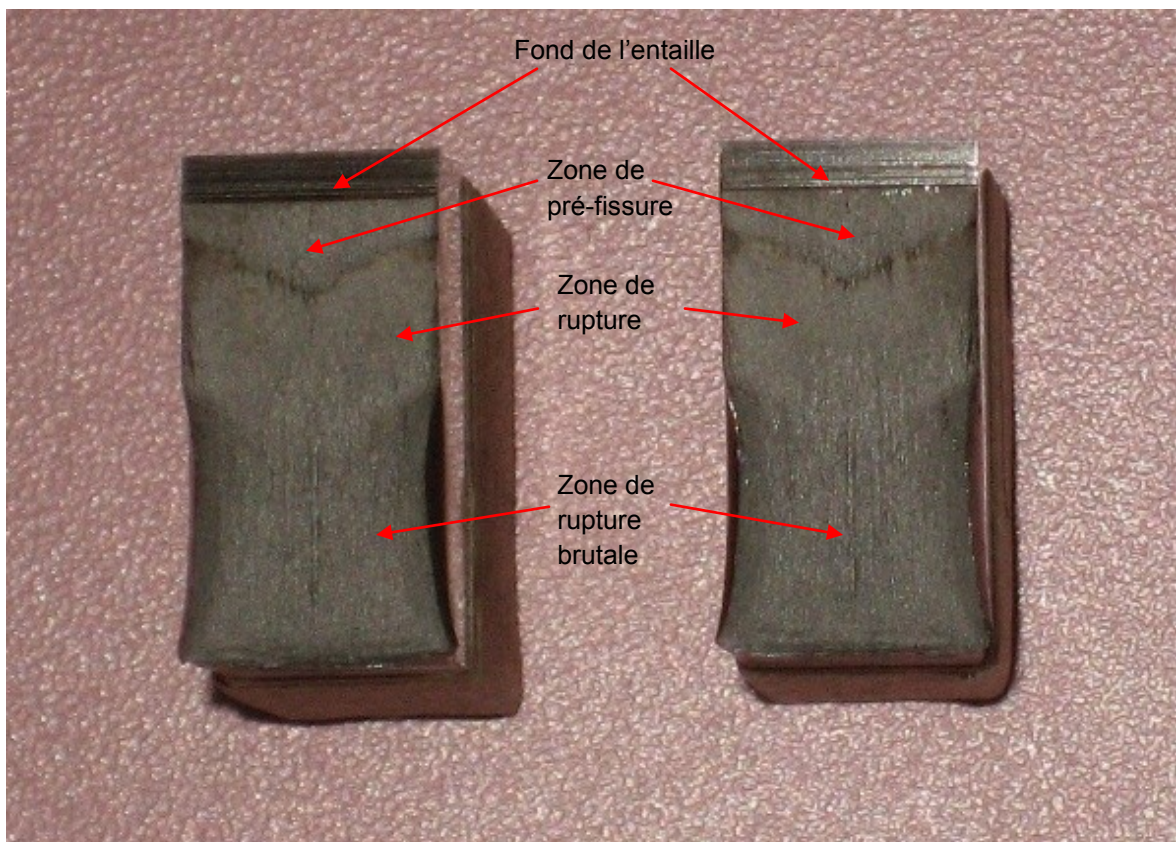


Figure 5.11 : Photographie des faciès de rupture d'une éprouvette rompue.

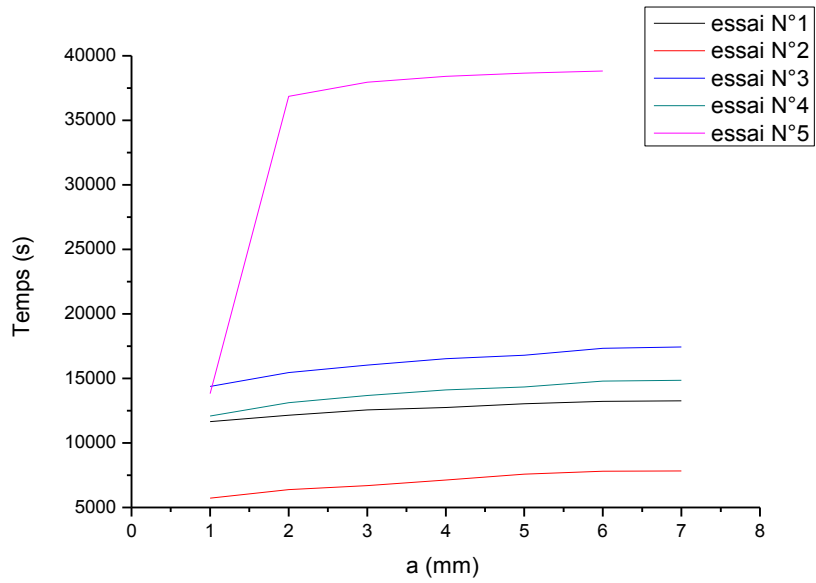


Figure 5.12a : variation du temps en fonction de l'avancement de la fissure

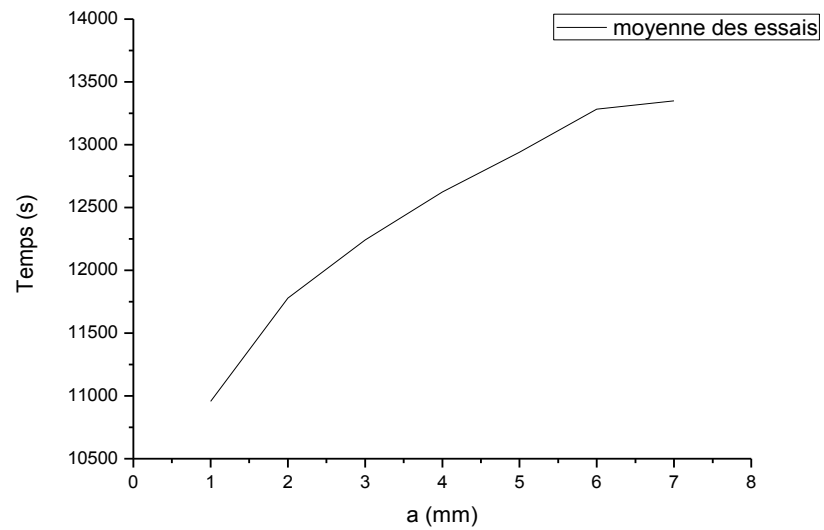


Figure 5.12b : variation du temps en fonction de l'avancement de la fissure

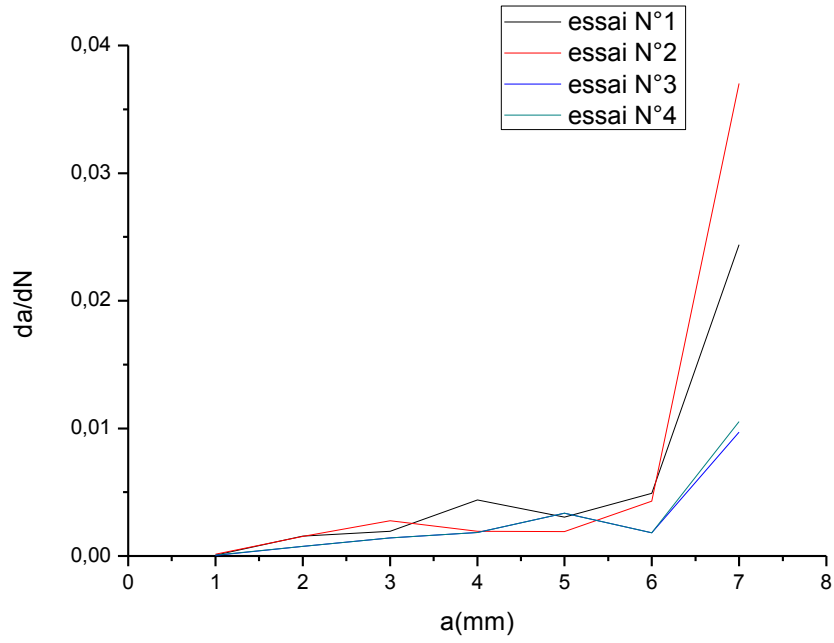


Figure 5.13a : variation de  $da/dN$  en fonction de l'avancement de la fissure

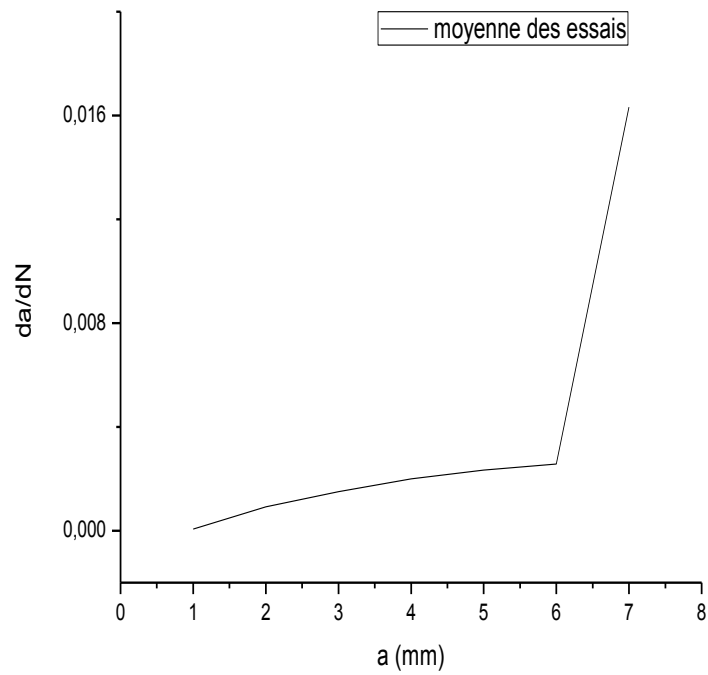


Figure 5.13b : variation de  $da/dN$  en fonction de l'avancement de la fissure

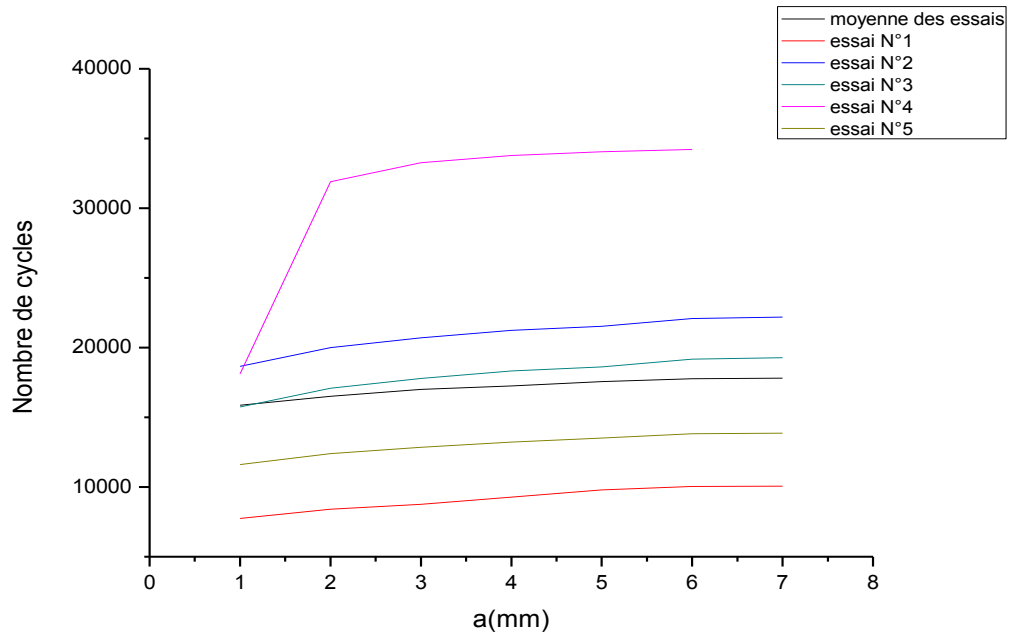


Figure 5.14 : évolution du nombre de cycles en fonction de la fissure

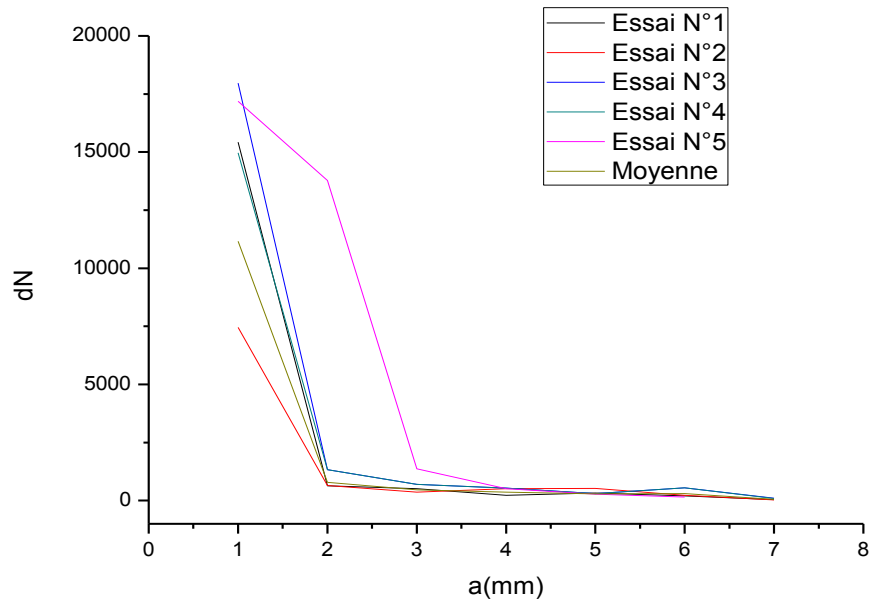


Figure 5.15 : Variation du nombre de cycles par incrément de fissure



### 5.1.6.2. Observation au microscope électronique à balayage :

Les observations faites sur les échantillons testés à la température ambiante révèlent le caractère quasi-ductile de la rupture.

Les faciès de rupture des échantillons présentés sur la figure 5.11 montrent que toutes les ruptures sont entièrement ductiles, elles sont caractérisées par la présence de cupules, ces cupules se forment généralement à partir de particules (inclusions, précipités....) par décohésion de l'interface particule/matrice.

L'observation des trois zones des faciès de rupture au microscope électronique à balayage (MEB) sont faites au niveau du Centre de Recherche Nucléaire d'Alger (CRNA) à l'aide d'un microscope électronique à balayage de type Philips ESEM.

- **Zone de pré-fissure ou amorçage** : On a reporté sur les figures 5.16 et 5.17 la zone d'amorçage de la fissure. La surface est entièrement couverte de petites cupules (Cupules: cavités s'allongeant dans le sens de la déformation puis se réunissant par striction ou cisaillement pour produire la rupture). Les observations montrent que la rupture ductile macroscopique s'amorce par cisaillement.
- **Zone de rupture ou propagation en mode normal** : La rupture ductile, après s'être amorcée, sur les figures 5.18 et 5.19 on observe que les grosses cupules sont dominantes.
- **Zone de rupture brutale** : Les figures 5.20 et 5.21 présentent des observations au MEB des faciès de rupture en propagation par cisaillement. Les cupules restent larges.

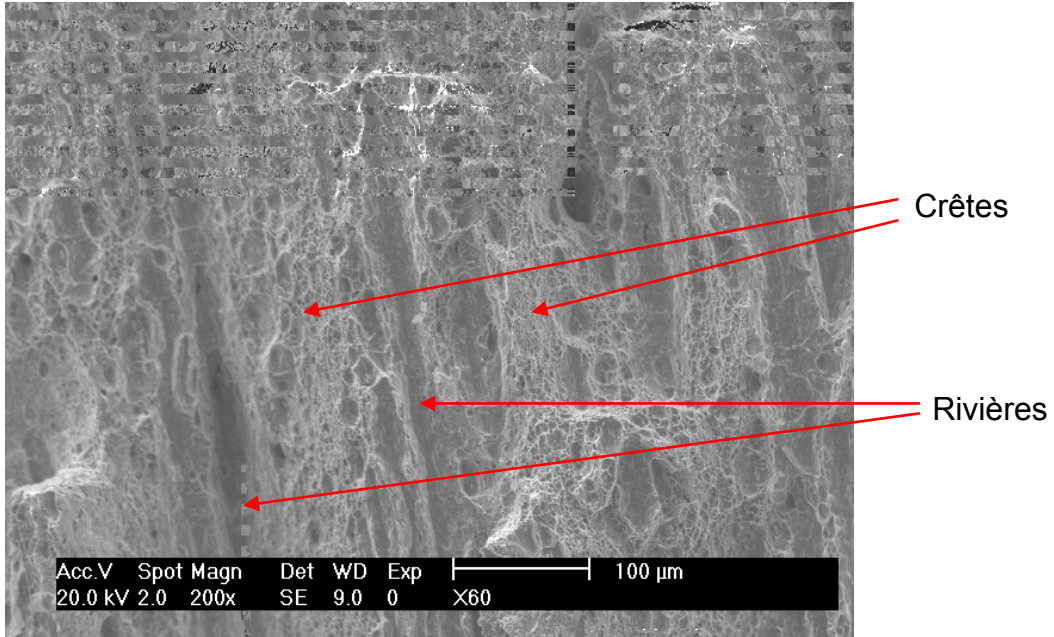


Figure 5.16 : Fractographie de la zone de pré-fissure X200

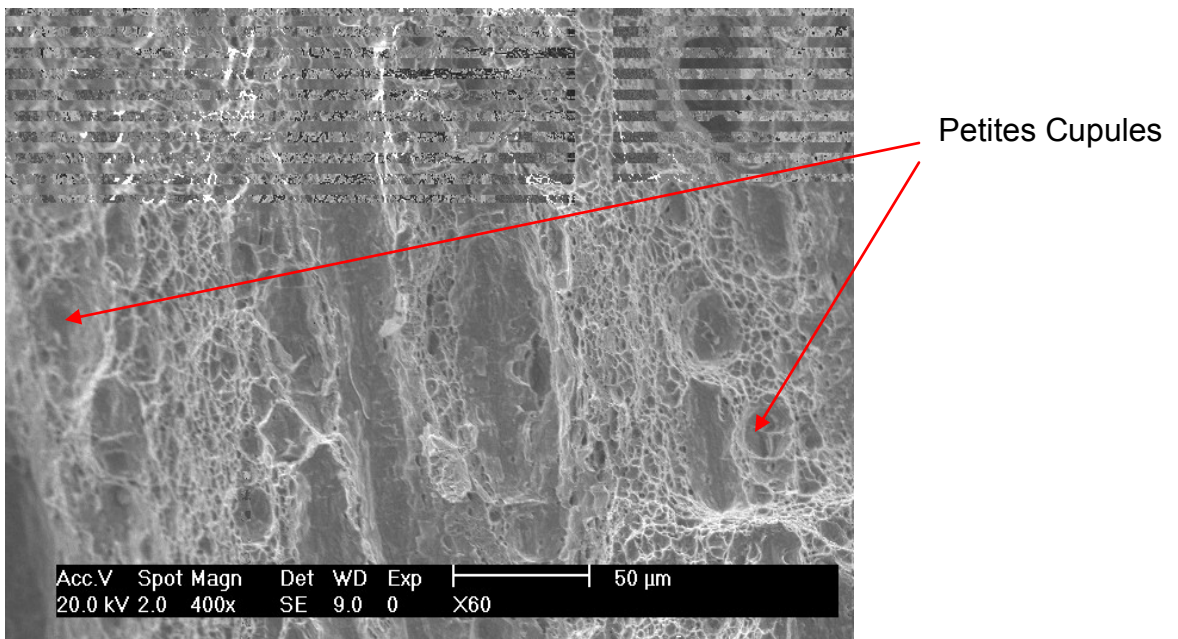


Figure 5.17 : Fractographie de la zone de pré-fissure X400

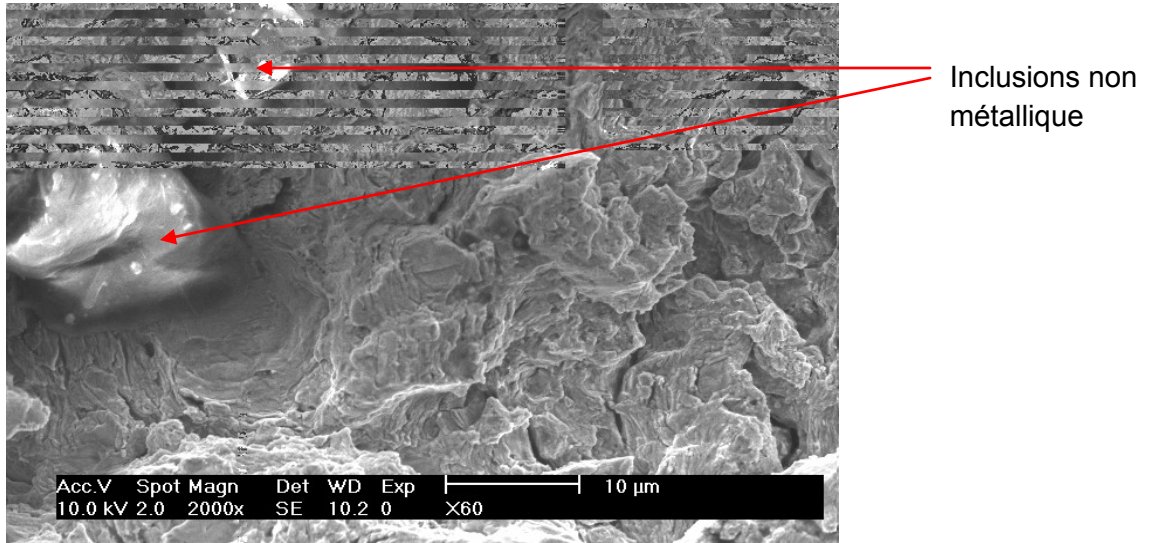


Figure 5.18 : Fractographie de la zone de rupture X2000

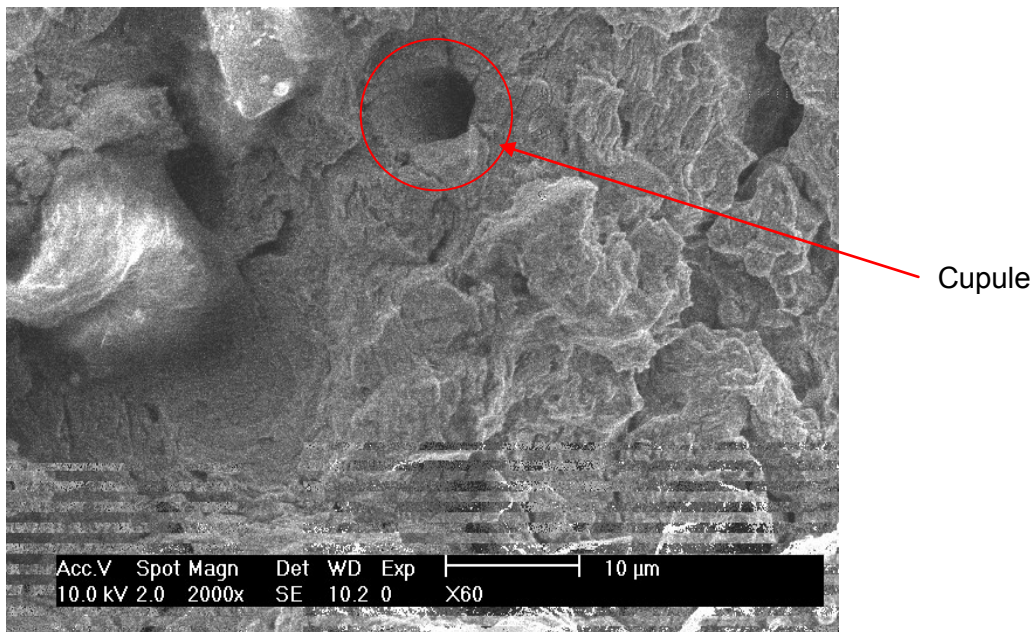


Figure 5.19 : Fractographie de la zone de rupture X2000



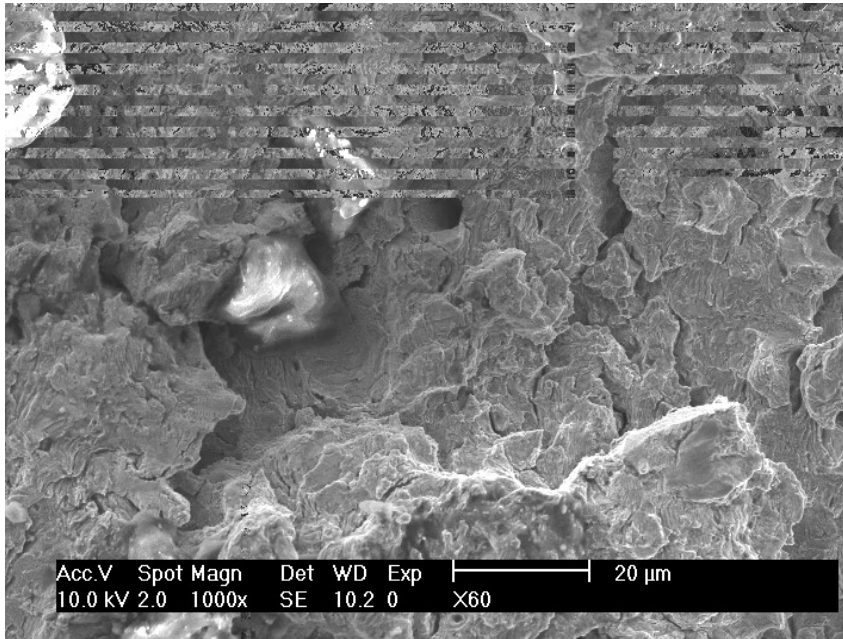


Figure 5.20 : Fractographie de la zone de rupture brutale X1000

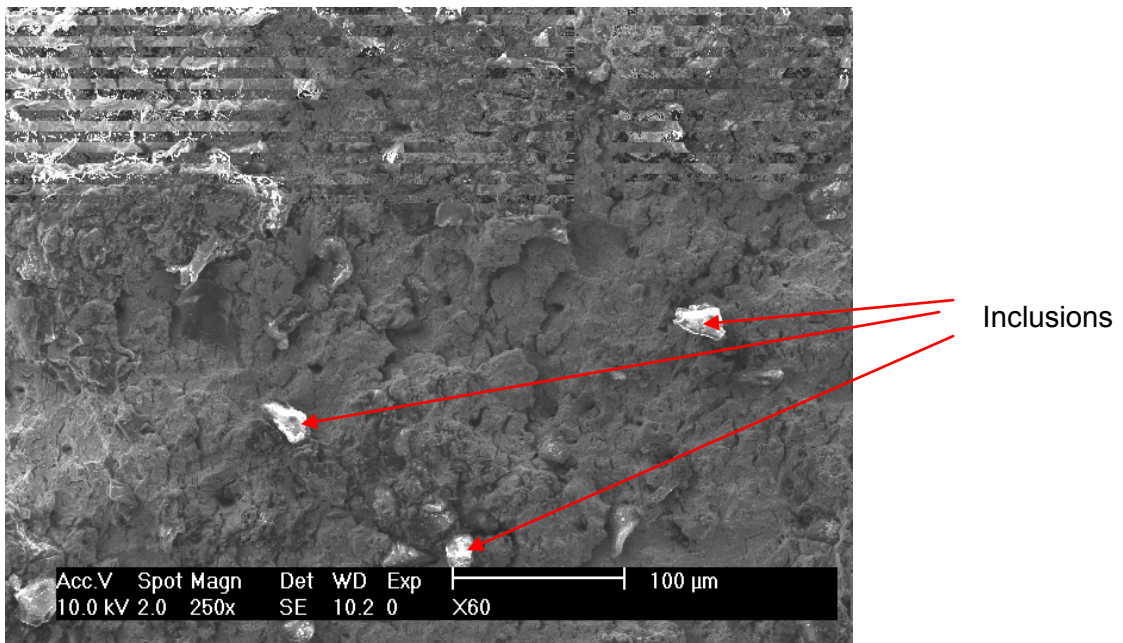


Figure 5.21 : Fractographie de la zone de rupture brutale X250

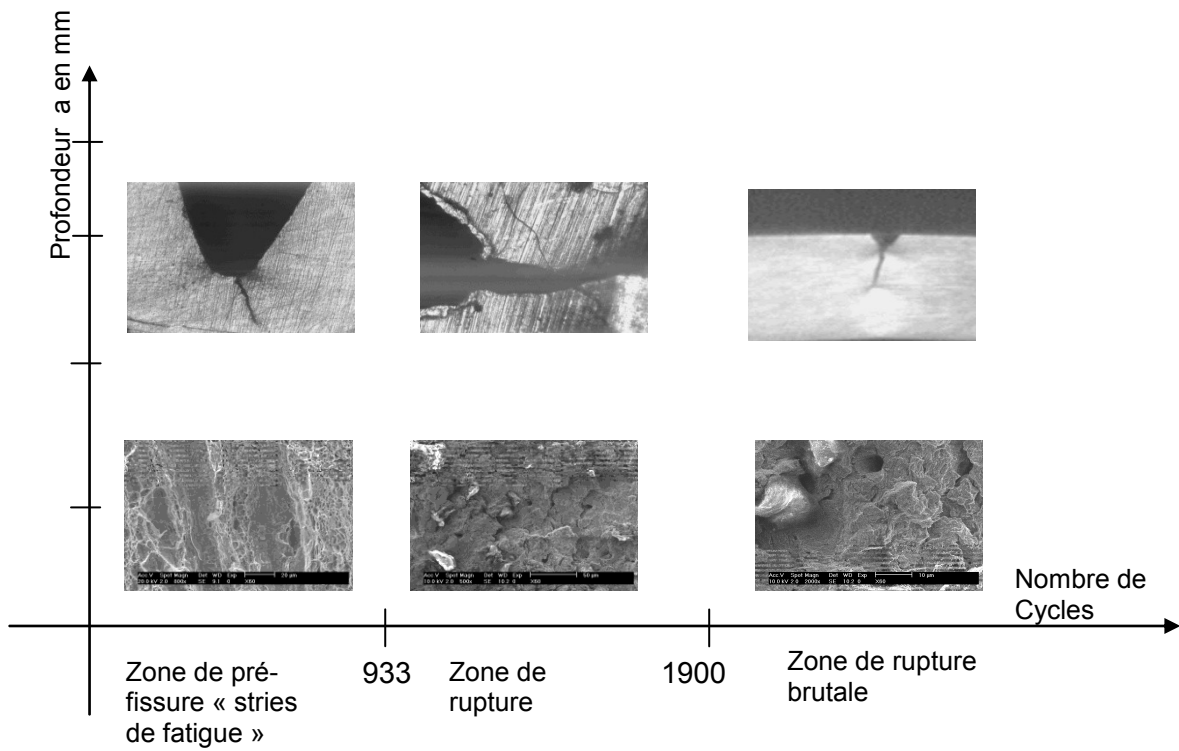


Figure 5.22 : évolution de la microstructure en fonction de la longueur de la fissure

### 5.1.6.3. Technique d'analyses

Des analyses de diffraction à rayons X ont été réalisées au moyen d'un diffractomètre « X'PERT PRO MPD » équipé d'un goniomètre vertical de rayon 240 mm et muni d'un tube à rayons X à anticathode de cuivre de longueur d'onde 1,54056 Å. Le détecteur interfacé est de type à gaz xénon. Les analyses ont été effectuées avec rotation pour permettre une grande probabilité de diffraction à l'ensemble des plans susceptibles d'émettre des raies. Les échantillons n'ont pas subis de traitements préliminaires. Par ailleurs, l'usage du logiciel HighScore Plus nous a permis de traiter les spectres d'analyses par diffraction X alors que, la phase contenue dans les échantillons a été identifiée par une banque de données Pdf2 Release 2004.

La diffraction à rayon X n'a pas montrée les types d'inclusions au niveau des faciès de rupture, on trouve juste la matrice mère c.à.d. la ferrite (voir figure 5.23).

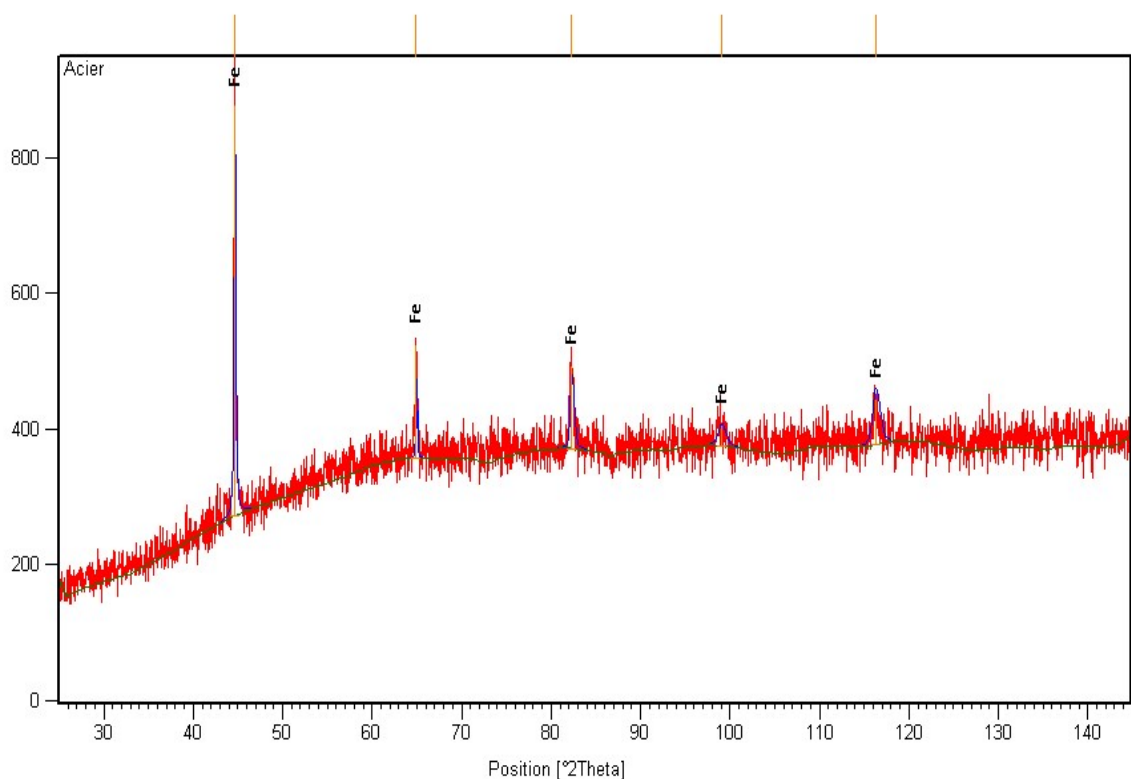


Figure 5.23 : Spectre de la diffraction des rayons X

## 5.2. Discussions des résultats

Plusieurs points peuvent être dégagés de cette étude à savoir :

### 5.2.1. Points d'initiation de fissures

Nous constatons que lors de la sollicitation des éprouvettes pour la réalisation de la pré-fissure, plusieurs points d'initiation sont relevés, ceci est en partie dû aux irrégularités au niveau des fonds des entailles provoquées par les moyens mécaniques utilisés. Ces défauts peuvent être contournés si la réalisation des entailles a été faite par un autre moyen comme l'électroérosion, ceci est confirmé par les résultats des travaux M. Zheng et al [41].

### 5.2.2. La profondeur de l'entaille

Les entailles réalisées sur les éprouvettes ont pour profondeur 2 et 3 mm respectivement, l'amorçage de la pré-fissure dans l'entaille à 2mm présente une résistance nettement supérieure à celle de 3mm. Le nombre de cycles nécessaire pour réaliser une pré-fissure de 1,3 mm avec une profondeur de l'entaille de 3 mm est de l'ordre de 450 cycles, par contre celui d'une entaille de 2mm est de l'ordre de 800 cycles, ceci est confirmé par les résultats des travaux de Z.Y. Liu a, X.G.Li et al [42].

### 5.2.3. L'initiation de la pré-fissure

L'initiation de la pré-fissure n'est pas toujours au niveau du fond de l'entaille, elle se développe selon plusieurs directions mais elles reviennent dans le sens de l'application de la charge selon une trajectoire semi-elliptique [43].

### 5.2.4. Les stries de fatigue

L'examen des faciès de rupture met nettement en évidence la zone fissurée par fatigue présentant des stries et la rupture finale à cupule obtenue par instabilité plastique. Sur les photographies, on distingue des fluctuations entre crêtes et des rivières, donnant ainsi l'allure des stries de fatigue.

#### 5.2.5. La longueur de la fissure

À partir d'une longueur de 7 mm de profondeur de la fissure, la vitesse de propagation de la fissure est très rapide.

Le nombre de cycles correspondant à la propagation ne représente qu'une faible proportion de la durée de vie totale (inférieure à 20%). L'amorçage d'une fissure de l'ordre de 1,3 mm consomme la grande majorité de la durée de vie en fatigue (de l'ordre de 84%).

#### 5.2.6. L'amplitude de charge

Les essais de fatigue réalisés ont montré que l'amplitude de charge appliquée joue un rôle sur la durée de vie en fatigue [44].

L'amplitude de charge utilisée pour initier la pré-fissure est nettement supérieure (10 %) à celle utilisée pour la propagation de la fissure.



## CONCLUSION GENERALE

Cette étude a pour but d'étudier la propagation de la fissure en fatigue de l'acier à haute limite élastique X60. Pour ce faire, plusieurs essais de fatigue oligocycliques visant l'étude et le suivi de la propagation de la fissure dans le matériau ont été réalisés sur des éprouvettes entaillées de flexion trois points. Ce travail est la continuité des travaux effectués au niveau du Centre de Recherche Nucléaire de Birine (CRNB) qui ont pour objectif de quantifier les propriétés de l'acier X60. Les résultats des travaux antérieurs [1,2] et ceux de notre étude serviront à la création de fiches techniques de cet acier pour une éventuelle utilisation dans l'industrie nucléaire (pour utilisation dans le système de refroidissement secondaire).

La première partie de ce travail a été consacrée à une étude bibliographique. La seconde partie a été consacrée aux essais de fatigue. Les points essentiels qui peuvent être dégagés au cours de cette étude sont : Les propriétés mécaniques de l'acier X60 ont été caractérisées par l'intermédiaire de plusieurs essais. Pour les essais de microdureté, les éprouvettes ont été prélevées dans le sens du laminage. Les essais de microdureté ont montré que la dureté est supérieure de l'ordre de 17% au voisinage de la pointe de la fissure que celle du métal de base.

Pour les essais de fatigue, la fréquence a été réduite à 1,3 Hz afin que la longueur des fissures soit mesurée plus précisément.

Les observations fractographiques ont servi à la détermination des stries de fatigue ainsi que le type de rupture ductile du X60.

L'influence des défauts des entailles sur la période d'amorçage des fissures et sur la propagation des fissures. Plus de 84 % des cycles à la rupture ont été nécessaires pour amorcer et faire croître une fissure jusqu'à une profondeur de

1,3 millimètre. L'analyse des résultats ont montré que la propagation des pré-fissures occupe une fraction majoritaire de la durée de vie en fatigue des éprouvettes.

Les fractographies ont été utilisées pour déterminer les différents stades de l'endommagement par fatigue.

La mesure de la déformation n'a pas été faite faute de la difficulté de la fixation du l'extensomètre pour ces types d'essais.

En perspectives et dans le but d'améliorer les résultats obtenus, nous suggérons de faire les essais en contrôle de charge avec changement de l'amplitude de charge et changement de la fréquence (augmenter la vitesse du déplacement de la traverse), d'utiliser un extensomètre pour la mesure de la déformation et enfin utiliser un microscope optique in situ équipé d'une caméra CCD pour le suivi de la propagation de la fissure. Utiliser un four électrique pour voir la variation de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de la température.

## REFERENCES

1. NR. TITOUCHE, Etude du Comportement à chaud de l'acier microallié « X60 », Mémoire de magistère, Université de Blida, (2005).
2. M. KADOUMA, Etude de la transition ductile fragile des aciers faiblement alliés dans le nucléaire, Mémoire de magistère, Université de USTHB, (2009).
3. <http://www.iea.org>.
4. J. Ligou, Introduction au génie nucléaire, Ed. Presses Polytechniques et universitaires romande, Lausanne 1997.
5. Jean-Marc Delhaye, Thermohydraulique des réacteurs nucléaires, EDF science 2008.
6. Nordine Kerkar et Philippe Paulin, Exploitation des cœurs REP, EDF Sciences 2008.
7. Paul Reuss, L'épopée de l'énergie nucléaire Une histoire scientifique et industrielle, EDP Sciences 2007.
8. Le fonctionnement d'un réacteur, <http://www.cea.fr>.
9. Clement Le maignan, Science des Matériaux pour le Nucléaire, EDP Sciences 2004.
10. Lucien Allais et al, Fissuration en relaxation des jonctions soudées en aciers inoxydables austénitiques, Mécanique & Industries 6, 45–54 (2005).
11. Michel Colombié et coll, Matériaux métalliques, 2<sup>ème</sup> édition, Dunod, Paris, 2008.

12. Michel Dupeux, aide-mémoire science des matériaux, Dunod, Paris, 2005.
13. Jean P. Mercier, Gérald Zambelli, Wilfried Kurz, Introduction à la science des matériaux, Traité des matériaux<sup>1</sup>, 3<sup>ème</sup> édition, Presses polytechniques et universitaires romandes, 2002.
14. Guy Murry, aide-mémoire Métallurgie 2<sup>ème</sup> édition, Dunod, Paris, 2010.
15. A. ZEGHLOUL, Concepts fondamentaux de la mécanique de la rupture, Université de METZ, 2003-2004.
16. Clément Lemaignan, La rupture des matériaux, EDF science 2003.
17. VERLEENE Arnaud, Comportement en fatigue de l'acier martensitique T91 à 300°C dans l'eutectique plomb-bismuth liquide, Thèse pour obtenir le grade de Docteur de l'Université des sciences et technologies de Lille, 2005.
18. BOUZIANE Ameer, Modélisation et simulation du comportement en fatigue des aciers, Thèse magister en Génie mécanique, Université de M'sila, 2010.
19. Paul RABBE, Henri-Paul LIEURADE, André GALTIER, Essais de fatigue Partie I, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M 4 170 – 1.
20. Paul RABBE, Henri-Paul LIEURADE, André GALTIER, Essais de fatigue Partie II, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M 4 17-11.
21. Dominique François, endommagement et rupture de matériaux, École Centrale de Paris, EDF science 2004.
22. E 23 – 02a, Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials.
23. George E. Totten, Lin Xie, Kiyoshi Funatani , Handbook of mechanical Alloy Design, Marcel Dekker, Inc., Monticello, New York 12701, U.S.A.
24. Alexandre DALLOZ, Etude de l'endommagement par la découpe des aciers duel phase pour application automobile, Thèse pour obtenir le grade de Docteur de l'Ecole des Mines de Paris, 2007.

25. Gwenola Herman et al., Affiner la microstructure de tôle épaisse par laminage thermomécanique avec précipitation de VN dans l'austénite, MATERIAUX, Novembre 2006 – Dijon, France.
26. 7<sup>th</sup> Report of European Gas Pipeline Incident Data Group, 1970–2007, Gas pipeline Incidents, 1–33 – <http://www.EGIG.nl>, December 2008.
27. Madeleine Durand-Charre, La microstructure des aciers et des fontes, Genèse et interprétation, Institut National Polytechnique de Grenoble, SIRPE éditeur, Paris 2003.
28. G. Béranger, G. Henry, G. Labbe, P. Soullignac, Les Aciers Spéciaux, Technique & Documentation Lavoisier 1997.
29. John E. Bringas, Handbook of comparative World Steel Standards, ASTM DS67B, Third Edition 2004.
30. P. Korczak, Influence of controlled rolling condition on microstructure and mechanical properties of low carbon micro-alloyed steels, Journal of Materials Processing Technology 157–158 (2004) 553–556.
31. Document SIDER, “Etude des effets des éléments chimiques et des paramètres du laminage sur la résilience du X60”, document interne.
32. E 8M, Standard methods for tension testing of metallic materials (metric), E 21 – 79, standard recommended practice for elevated temperature tension tests of metallic materials.
33. E 399 – 90, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.
34. T.L. Anderson, Fracture mechanics, fundamentals and applications, second edition
35. Crack opening displacement gauges, manuel technique d'utilisation de la machine INSTRON 5500.

36. Suzanne Degallaix, Bernhard Ilschner, Caractérisation expérimentale des matériaux I, Traité des matériaux, 1<sup>ère</sup> édition, Presses polytechniques et universitaires romandes, 2007.
37. Fabienne Lagattu et al, Etude du rôle de la microstructure sur la résistance à la fissuration par fatigue des alliages TiAl à l'aide de la technique de corrélation d'images numériques de mouchetis, Mécanique & Industries, AFM, EDP Sciences 2005.
38. Ahmed El Bartali et al, Micromécanismes d'endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable duplex, 18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique Grenoble, août 2007.
39. E 647-00, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.
40. David Thevenet et al, Influence du chargement sur la propagation de fissures courtes de fatigue dans un acier de construction navale, 17<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique Troyes, -Septembre 2005.
41. M. Zheng et al, Effect of pre-deformation on the fatigue crack initiation life of X60 pipeline steel, International Journal of Pressure Vessels and Piping 82 (2005) 546–552.
42. Z.Y. Liu a, X.G. Li et al, Effect of inclusions on initiation of stress corrosion cracks in X70 pipeline steel in an acidic soil environment, Corrosion Science 51 (2009) 895–900.
43. Djamel OUINAS et al, Modélisation numérique de l'interaction fissure émanant d'entaille-inclusion dans une plaque sollicitée en traction, 16<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, Nice, septembre 2003.
44. Jaime Tupiassú Pinho de Castro et al, Fatigue crack growth predictions based on damage accumulation calculations ahead of the crack tip, Computational Materials Science.