



RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITÉ DJILLALI LIABES SIDI BEL ABBES
FACULTE DES SCIENCES DE L'INGÉNIEUR
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE

Thèse

Présenté pour obtenir le diplôme de

Doctorat

SPÉCIALITÉ : MÉCANIQUE DES STRUCTURES

Par

Abdelkader ALIOUA

Titre

*ÉTUDE PROBABILISTE SUR LA PERTINENCE DES CONCEPTS DE
LA MÉCANIQUE DE LA RUPTURE POUR LA PRÉDICTION DE LA
TÉNACITÉ DES MATÉRIAUX SOUDES CAS DE PIPELINES :
APPROCHE EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES.*

Directeur de thèse : M^r. Benattou BOUCHOUICHA

Membres de jury :

M ^r . BENGUEDIAB Mohamed	Pr	U. SIDI BEL ABBES	Président
M ^r . OULD CHIKH EI Bahri	Pr	U. MASCARA	Examineur
Mr BOUZIANE Mohamed Mokhtar	Pr	U.MASCARA	Examineur
M ^r . GHAZI Abdelkader	MCA	U. MASCARA	Examineur
M ^r . MERZOUG Mohamed	MCA	U. SIDI BEL ABBES	Examineur
M ^r . BOUCHOUICHA Benattou	Pr	U. SIDI BEL ABBES	Directeur de thèse

الحمد لله

Remerciements

Je tiens à exprimer mes remerciements les plus vifs et les plus sincères à **Mr. BOUCHOUICHA Benattou**, professeur à l'université de Sidi Bel Abbès, directeur de ce travail pour m'avoir donné l'occasion de réaliser cette recherche dans des excellentes conditions et également pour m'avoir soutenu et conseillé tout au long de ce travail.

- J'exprime, de même, mes remerciements à **Mr. ZEMRI Mokhtar** pour l'aide qu'il m'a apportée afin de réaliser mes essais expérimentaux.

Je remercie Monsieur **BENGUEDIAB Mohamed** Professeur à l'université de Sidi Bel Abbès d'avoir accepté de présider le jury.

Je tiens à remercier les membres du jury, à monsieur :

- **MERZOUG Mohamed**
- **OULD CHIKH EL Bahri**
- **GHAZI Abdelkader**
- **BOUZIANE Mohamed Mokhtar**

qui y ont accepté de juger et évaluer cette thèse.

Enfin, ma reconnaissance la plus sincère s'adresse à mes parents, ma famille et mes amis qui m'ont toujours soutenu.

Résumé

L'objectif de cette thèse est d'étudier le comportement en fatigue des joints soudés d'un acier A510AP utilisé pour la fabrication des citernes à gaz (GPL) et des pipelines, et de connaître la durée de vie de ces joints.

Le bon choix du métal d'apport est un paramètre très important pour avoir une durée de vie estimable et un bon comportement en fatigue. Nous avons donc comparé trois métaux d'apport pour montrer l'effet de l'hétérogénéité et de mismatching sur la propagation de la fissure.

Des essais de traction, des essais de fatigue et des essais de résistance à la fissuration (Essai de l'intégral J_{IC}) ont été réalisés dans le but d'obtenir la loi de comportement des différentes zones du joint soudé et d'étudier la variation de la vitesse de propagation de la fissure, et enfin, identifier les paramètres énergétiques.

Une étude numérique a été menée pour la simulation de l'essai de traction, de la propagation de fissure en fatigue des joints soudés hétérogènes et l'essai de l'intégral J_{IC} sous le logiciel de calcul par éléments finis, ABAQUS 2017 et AFGROW. La simulation des éprouvettes CT50 et SENB ont été réalisées afin de décrire la propagation d'une fissure dans les joints soudés hétérogènes, et de savoir la ténacité.

Au final, une étude de l'analyse de la fiabilité et de la probabilité de rupture pour caractériser le comportement du produit dans les différentes phases de vie.

Mots-clés : Fatigue – Ténacité – Mismatching – Hétérogénéité – Propagation de la fissure – Chemin de fissure – Simulation numérique – Fiabilité – Probabilité.

Abstract

The aim of this thesis is to study the mechanical behaviour of welded joints of A510AP steel used for the manufacture of gas tanks (LPG) and pipes, And to know the lifetime of these joints.

The right choice of filler metal is a very important parameter to have a good life and good fatigue behaviour.

The idea is to make a comparison between three filler metals and to show the effect of heterogeneity and mismatching on crack growth rate.

Traction tests, fatigue tests and crack resistance tests (Integral J_{1C} test) were carried out in order to obtain the behaviour law of the different zones of the welded joint and to study the crack growth rate variation and the determination of the energetic parameters.

A numerical study was conducted to simulate the tensile test, the fatigue crack propagation of heterogeneous welded joints and the J_{1C} integral test under finite element software, ABAQUS 2017 and AFGROW. CT50 and SENB specimens were simulated to describe the propagation of a crack in heterogeneous welded joints, and to know the toughness.

In the end, a study of the analysis of the reliability and the probability of rupture to characterise the behaviour of the product in the different phases of life.

Keywords: Fatigue - Tenacity - Mismatching - Heterogeneity - Crack propagation - Crack path - Numerical simulation – Reliability – probability.

ملخص

تهدف هذه الأطروحة إلى دراسة سلوك التعب في المفاصل الملحومة من الفولاذ A510AP المستخدم لتصنيع خزانات الغاز (LPG) وخطوط الأنابيب ومعرفة مدة حياة هذه المفاصل.

إن الاختيار الصحيح لمعدن التلحيم هو عنصر مهم للغاية من أجل إطالة مدة الاستخدام و تحسين مقاومة التعب والفكرة هي إجراء مقارنة بين ثلاثة معادن تلحيم وإظهار أثر عدم التجانس وعدم التطابق على عملية امتداد الشقوق.

أجريت اختبارات الجر، اختبارات التعب واختبارات مقاومة امتداد الشقوق (اختبار تكامل JIC) من أجل الحصول على القانون التأسيسي للمناطق المختلفة من المفصل الملحومة ودراسة تباين سرعة امتداد الشقوق ، و في النهاية تحديد عناصر الطاقة.

تم إجراء دراسة رقمية لمحاكاة امتداد شقوق من جراء تعب المفاصل الملحومة الغير المتجانسة تحت برنامج العناصر المحدودة، 2017 ABAQUS، و AFGROW، تم تنفيذ محاكاة عينات CT50 و SENB لوصف انتشار صدع في الوصلات الملحومة الغير المتجانسة ، ومعرفة المتانة.

في الأخير دراسة تحليل الموثوقية واحتمال الفشل في وصف سلوك المنتج في مراحل الحياة المختلفة.

- الكلمات المفتاحية: التعب - المتانة - عدم التطابق - عدم التجانس - امتداد الشقوق - مسار الشقوق - المحاكاة الرقمية - الموثوقية - الاحتمالات

Table des matières

TABLE DES MATIÈRES

Titre	page
Liste des figures	
Liste des tableaux	
Notations et abréviations	
Introduction générale	
1 ÉTAT DE L'ART	12
1.1 INTRODUCTION	12
1.2 MECANIQUE DE LA RUPTURE ELASTIQUE LINEAIRE	12
1.2.1 <i>Propagation des fissures.</i>	14
1.2.2 <i>Mécanismes de la fissuration</i>	18
1.2.3 <i>Phénomène de fermeture</i>	27
1.2.4 <i>Effet de la trajectoire de la fissure</i>	32
1.3 MECANIQUE DE LA RUPTURE ELASTIQUE-PLASTIQUE	33
1.3.1 <i>Ouverture en front de fissure (CTOD)</i>	34
1.3.2 <i>Intégrale J</i>	37
1.4 DUREE DE VIE DES ASSEMBLAGES SOUDES	45
1.5 PARAMETRES INFLUENÇANT LA FISSURATION PAR FATIGUE	45
1.5.1 <i>Influence de la nature du matériau</i>	46
1.5.2 <i>Influence de la forme et de la géométrie du joint soudé</i>	47
1.5.3 <i>Effet d'une concentration de contrainte sur la tenue en fatigue</i>	54
1.5.4 <i>Influence de l'état hétérogène de la microstructure sur la tenue en fatigue</i>	55
1.5.5 <i>Influence de la limite d'élasticité du métal de base</i>	56
1.5.6 <i>Influence des inclusions</i>	57
1.5.7 <i>Influence des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des joints soudés</i>	57
1.5.8 <i>Influence du rapport de charge</i>	59
1.5.9 <i>Influence de l'environnement</i>	61
1.5.10 <i>Influence de surcharge</i>	63
1.5.11 <i>Effet de la microstructure</i>	65
1.5.12 <i>Effet du traitement thermique post-soudage</i>	70
1.5.13 <i>Effet des paramètres de soudage</i>	71
1.6 OBJECTIFS ET INTERETS DE LA FIABILITE EN MECANIQUE	73
1.7 LES LOIS DE PROBABILITE UTILISEES EN FIABILITE	74
1.7.1 <i>Lois discrètes</i>	74
1.7.2 <i>Les lois continues</i>	75
1.8 ÉTUDE LOI DE WEIBULL.....	75
1.8.1 <i>Ajustement d'un modèle de Weibull</i>	76
2 ÉTUDE EXPÉRIMENTALE	81
2.1 INTRODUCTION	81
2.2 CARACTERISATION DU MATERIAU.....	82
2.2.1 <i>Composition chimique</i>	82
2.2.2 <i>Propriétés mécaniques</i>	82
2.3 ESSAI DE FATIGUE:	84
2.3.1 <i>Résultats et discussion:</i>	85
2.4 ESSAI DE L'INTEGRAL J_{IC}	91
2.4.1 <i>Résultats et discussion:</i>	91
3 ÉTUDE NUMERIQUE	93
3.1 ESSAI DE TRACTION	93
3.1.1 <i>Géométrie de l'éprouvette.</i>	93

3.1.2	Maillage de l'éprouvette	93
3.1.3	Condition de chargement	94
3.1.4	Résultats obtenus	94
3.2	ESSAI DE L'INTEGRAL JIC	96
3.2.1	Introduction	96
3.2.2	Géométrie de l'éprouvette	96
3.2.3	Maillage de l'éprouvette	96
3.2.4	Résultats	97
3.3	ESSAI DE FISSURATION (ABAQUS)	101
3.3.1	Introduction	101
3.3.2	Hypothèses de travail	101
3.3.3	Types d'éprouvettes utilisées	101
3.3.4	Pré fissuration des éprouvettes	102
3.3.5	Configurations des différentes éprouvettes	103
3.3.6	Propriétés des matériaux	103
3.3.7	Condition de chargement	104
3.3.8	Maillage	104
3.3.9	Résultats et discussion	106
3.4	ESSAI DE FISSURATION (AFGROW)	107
3.4.1	Introduction :	107
3.4.2	Propriétés du matériau	107
3.4.3	Modèle de NASGRO	107
3.4.4	Résultats	109
4	ÉTUDE PROBABILISTE	111
4.1	111
4.2	JUSTIFICATION DU CHOIX DE LA LOI DE WEIBULL	111
4.3	ANALYSE FIABILISTE DE LA RUPTURE PAR FATIGUE	111
4.3.1	Identification des paramètres (β , γ , μ)	112
4.3.2	Analyse des courbes	113
5	CONCLUSION	117
6	BIBLIOGRAPHIE	119

Liste des figures	page
<i>Figure 1-1. Champ de contraintes près de la pointe d'une fissure.</i>	13
<i>Figure 1-2. Les trois modes d'ouverture élémentaires.</i>	14
<i>Figure 1-3. Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles</i>	15
<i>Figure 1-4. Courbe de propagation en fatigue typique d'une fissure longue. [].</i>	16
<i>Figure 1-5. Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement</i>	20
<i>Figure 1-6. Amorçage d'une fissure de fatigue sur une inclusion de céramique subsurfacique. []</i>	20
<i>Figure 1-7. Stades I et II de la fissuration par fatigue.</i>	22
<i>Figure 1-8. Mécanismes de formation des stries.</i>	23
<i>Figure 1-9. Stries de fatigue [].</i>	23
<i>Figure 1-10. Influence de la taille des grains sur le seuil de propagation [].</i>	25
<i>Figure 1-11. Influence du rapport de charge et de la température sur le seuil de propagation. (a) : [], (b) : [].25</i>	
<i>Figure 1-12. Influence de la fréquence d'essai et la température sur la VPF et le seuil [49]</i>	26
<i>Figure 1-13. Influence du rapport de charge.</i>	27
<i>Figure 1-14. Schématisation des zones de déformation en avant de la fissure.</i>	28
<i>Figure 1-15. Mécanismes de la déformation plastique à fond de fissure de fatigue [].</i>	29
<i>Figure 1-16. Schéma de la fermeture induite par la plasticité.</i>	31
<i>Figure 1-17. Schéma de la fermeture induite par la rugosité.</i>	31
<i>Figure 1-18. Schéma de la fermeture induite par les oxydes.</i>	32
<i>Figure 1-19. Schématisation d'une bifurcation de fissure idéalisée proposée par Suresh ([,]).</i>	33
<i>Figure 1-20. Moyen de calcul CTOD en fonction COD</i>	36
<i>Figure 1-21. Intégrale curviligne J et système d'axes</i>	38
<i>Figure 1-22. Courbe J-R caractéristique avec les bornes imposées par l'ASTM []</i>	40
<i>Figure 1-23. Schématisation du processus de la déchirure ductile</i>	40
<i>Figure 1-24. Détermination expérimentale de la courbe (J-d) selon la méthode de Begley et Landes [76]</i>	41
<i>Figure 1-25. Détermination expérimentale du paramètre J</i>	42

<i>Figure 1-26. Courbe schématique « charge – déplacement » montrant les points de décharge obtenus avec différentes éprouvettes [75]</i>	43
<i>Figure 1-27. Influence de l'épaisseur de tôle sur la durée de vie</i>	48
<i>Figure 1-28. Représentation schématique de l'effet de l'épaisseur sur la ténacité</i>	49
<i>Figure 1-29. Effet de l'épaisseur et de la limite d'élasticité selon la relation de Broek.</i>	51
<i>Figure 1-30. Influence de l'épaisseur et rapport de charge sur la vitesse de fissuration []</i>	52
<i>Figure 1-31. Paramètres géométriques d'un joint soudé [92]</i>	52
<i>Figure 1-32. Influence de l'angle de raccordement sur la limite d'endurance à 2 10⁶ cycles</i>	53
<i>Figure 1-33. Influence du rayon au pied de cordon sur la réduction à la résistance à la fatigue [].</i>	54
<i>Figure 1-34. Soufflures et inclusions dans les soudures.</i>	57
<i>Figure 1-35 Courbes de propagation avant et après la prise en compte de l'effet de fermeture [].</i>	59
<i>Figure 1-36. Vitesse de propagation de la fissure Da / dN de l'acier CK45 par rapport au ΔK pour R.0, 0.2 et 0.4.</i>	61
<i>Figure 1-37. Différents types du comportement au retard I : retard perdu, II : retard, III : retard différé et IV : blocage []</i>	64
<i>Figure 1-38 Variation de la gamme d'intensité d'effort de seuil en fonction de la grosseur du grain [].</i>	66
<i>Figure 1-39. Courbe contrainte réelle - déformation réelle pour les éprouvettes avec grosseur du grain antérieure d'austénite de 199, 50 et 6 μm</i>	67
<i>Figure 1-40. Résultats expérimentaux pour sept aciers inoxydables frittés R=0.75[]</i>	69
<i>Figure 1-41. Chemin préférentiel de la fissure principale d'un acier 316LN, a) dans le métal d'apport; b) dans le métal de base []</i>	70
<i>Figure 1-42. Effet de la puissance de soudage sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé []</i>	72
<i>Figure 1-43. Fonction de fiabilité R(t) et fonction de répartition F(t).</i>	73
<i>Figure 1-44. Courbe en baignoire.</i>	74
<i>Figure 1-45. L'ajustement graphique</i>	77
<i>Figure 1-46. Papier de Weibull</i>	78
<i>Figure 1-47. La méthode de J.David [175]</i>	79
<i>Figure 2-1. Filiations de dureté effectuées sur le joint soudé</i>	83
<i>Figure 2-2. Dimensions des éprouvettes CT50.</i>	85

<i>Figure 2-3. Propagation de la fissure en fonction du nombre de cycles.</i>	86
<i>Figure 2-4. La vitesse de fissuration en fonction de ΔK</i>	86
<i>Figure 2-5. Évolution de l'énergie hystérétique en fonction de ΔK</i>	89
<i>Figure 2-6. Évolution de l'énergie hystérétique en fonction ΔK (FIC).</i>	89
<i>Figure 2-7. Évolution de l'énergie spécifique en fonction ΔK (FIC).</i>	90
<i>Figure 2-8. Dimensions des éprouvettes SENB in mm.</i>	91
<i>Figure 2-9. Évolution de l'intégral J vs longueur de fissure.</i>	91
<i>Figure 3-1. Géométrie de l'éprouvette cylindrique</i>	93
<i>Figure 3-2. Comparaison de la loi de comportement du métal MF2 expérimental et numérique</i>	94
<i>Figure 3-3. Comparaison de la loi de comportement du métal MF1 expérimental et numérique</i>	95
<i>Figure 3-4. Comparaison de la loi de comportement du métal MF3 expérimental et numérique</i>	95
<i>Figure 3-5. Comparaison de la loi de comportement des métaux fondus numériquement</i>	95
<i>Figure 3-6. Géométrie de l'éprouvette SENB</i>	96
<i>Figure 3-7. Maillage de l'éprouvette SENB</i>	97
<i>Figure 3-8. État de contrainte de V. Mises (FM3-a=1.0mm)</i>	97
<i>Figure 3-9. État de contrainte de V. Mises (FM2-a=1.0mm)</i>	98
<i>Figure 3-10. État de contrainte de V. Mises (FM1-a=1.0mm)</i>	98
<i>Figure 3-11. Évolutions de l'énergie G en fonction de l'avancée de fissure (cas sans déformation plastique)</i>	98
<i>Figure 3-12. État de contrainte de V. Mises (FM1-a=1.0mm)</i>	99
<i>Figure 3-13. État de contrainte de V. Mises (FM2-a=1.0mm)</i>	99
<i>Figure 3-14. État de contrainte de V. Mises (FM3-a=1.0mm)</i>	99
<i>Figure 3-15. Evolutions de l'énergie G en fonction de l'avancer de fissure (avec déformation plastique)</i>	100
<i>Figure 3-16. Éprouvette CT donné dans la norme d'ASTM E 399.</i>	102
<i>Figure 3-17. Configurations des éprouvettes CT (Compact Tension).</i>	103
<i>Figure 3-18. Modélisation d'une éprouvette hétérogène en 2D (cas de MF).</i>	104
<i>Figure 3-19. Maillage de l'éprouvette</i>	105
<i>Figure 3-20. Avancement de fissure, contrainte de Vom Mises</i>	105

<i>Figure 3-21. Propagation de la fissure en fonction du nombre de cycles.</i>	109
<i>Figure 3-22. La vitesse de fissuration en fonction de ΔK</i>	110
<i>Figure 4-1. Fonction de la densité de probabilité</i>	112
<i>Figure 4-2. Fonction de la densité de probabilité</i>	113
<i>Figure 4-3. Fonction de fiabilité</i>	114
<i>Figure 4-4. Fonction de taux de défaillance</i>	114
<i>Figure 4-5. Fonction de la défaillance</i>	115
<i>Figure 4-6. Comparaison entre la fiabilité et la défaillance</i>	115
<i>Figure 4-7. Comparaison entre différentes lois de probabilité</i>	116

Liste des tableaux

	page
<i>Tableau 2-1. Compositions chimiques de l'acier A510AP et du métal déposé</i>	82
<i>Tableau 2-2. Propriétés mécaniques de l'acier A510AP et des métaux déposés.....</i>	83
<i>Tableau 2-3. Équations caractérisant la Loi de Paris.....</i>	87
<i>Tableau 3-1. Caractéristiques des métaux.....</i>	104
<i>Tableau 3-2. Équations caractérisant la Loi de Paris.....</i>	110
<i>Tableau 4-1. Nombre de cycles à la rupture</i>	111
<i>Tableau 4-2. Paramétré de weibull</i>	113
<i>Tableau 4-3. Paramètres différentes lois de probabilité</i>	116

Notations et **Abréviations**

<i>symbole</i>	<i>désignation</i>	<i>unité</i>
Y	paramètre adimensionnel qui dépend de la géométrie du corps et de la fissure	Sans U
$K^{I, II, III}$	le facteur d'intensité de contrainte en mode I, II, ou III	MPa.m ^{1/2}
$\sigma_{ij}^{I,II,III}$	le champ de contraintes associé	MPa
N	nombre de cycles	
da/dN	vitesse de fissuration	m/cycle
ΔK	Variation du facteur d'intensité de contrainte	MPa.m ^{1/2}
C et m	constantes de matériaux déterminées expérimentalement	
ΔK_{seuil}	facteur d'intensité de contrainte de seuil	MPa.m ^{1/2}
R	rapport de charge	
K_{IC}	Ténacité du matériau	MPa.m ^{1/2}
σ_E et f_y	limite d'élasticité	MPa
a	demi-longueur de la fissure	mm
E	module d'élasticité du matériau	GPa
σ_0	contrainte nominale de traction	MPa
Γ	chemin d'intégration entourant le front de la fissure	
W	densité d'énergie de déformation	MPa
\vec{T}	vecteur de traction, perpendiculaire à Γ	
\vec{U}	vecteur déplacement à la position ds	
ds	élément d'arc du chemin d'intégration Γ	
ε_{ij}	tenseur des déformations	
A	aire sous la courbe charge-déplacement	m ²
B	épaisseur de l'éprouvette	mm
a ₀	longueur initiale de la fissure	mm
b	ligament initial non fissuré (W – a ₀)	mm
η	Facteur de proportionnalité dépendant de a_0/W et du type d'éprouvette	
B(W – a ₀)	Air du ligament initial	mm ²
α	Longueur initiale de la fissure	mm
q	facteur de sensibilité à l'entaille	
K_f	Facteur de réduction en fatigue	

K_t	Coefficient de concentration de contraintes	
σ_{D-ent}	la limite d'endurance de la pièce entaillée	MPa
σ_{D-lis}	la limite d'endurance d'une éprouvette lisse du même matériau	MPa
σ_{max}	contrainte à fond d'entaille, estimée dans le domaine de l'élasticité	MPa
σ_{nom}	la contrainte nominale	MPa
$K_c (B)$	valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en fonction de l'épaisseur	MPa.m ^{1/2}
ϵ_f	déformation spécifique réelle (true strain)	
l_f	longueur finale de l'éprouvette	mm
l_0	longueur initiale de l'éprouvette	mm
CTOD	crack tip opening displacement	
COD. δ	ouverture de la fissure	mm
ASTM	American Society for Testing and Materials	
FIC	facteur d'intensité de contrainte	
CT	Éprouvette compact tension	
MF	Métal fondu	
(1.2.3)		
ZAT	Zone affectée thermiquement	
MB	métal de base	
VPF	vitesse de propagation de fissure	
M	Mismatching	
m	Exposant de paris	
P	la charge	N
Q	l'énergie hystérétique	
U	l'énergie spécifique	
J_{Ic}	énergie de rupture ou ténacité	KJ/m ²

INTRODUCTION

INTRODUCTION

Les fissures sont généralement la cause réelle des dommages des structures. Le joint de soudure est la région la plus susceptible d'être fissurée. Les éléments constitutifs des structures industrielles sont généralement des assemblages soudés faisant apparaître des discontinuités géométriques auprès desquelles des zones de concentration de contrainte se forment.

Les risques d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue se situent près de ces zones.

Cependant, une partie importante de la durée de vie des assemblages soudés peut être constituée par la période d'amorçage et de propagation des fissures. Lors de la conception d'éléments de structures, il est indispensable de disposer d'outils capables de prédire leur tenue en fatigue dans des conditions proches du fonctionnement réel.

Plusieurs études ont évoqué les facteurs affectant la durée de vie des structures soudées, notamment l'hétérogénéité, les conditions de soudages et le métal de soudage ou métal d'apport, le bon choix de ce dernier améliore considérablement la tenue en fatigue des structures.

L'objectif de cette étude est de chercher un critère sur lequel on se base pour choisir le métal de soudage adéquat.

Ce rapport de thèse est structuré en 4 chapitres :

Chapitre I : dans ce chapitre on a présenté un état de l'art de la mécanique de la rupture, la propagation des fissures dans les joints de soudures et les lois de probabilité. La première partie est centrée sur la mécanique de la rupture élastique linéaire et élastique - plastique, la deuxième partie consacrée à l'étude de la durée de vie des assemblages soudés et les facteurs qui influent sur la tenue de fatigue de ces assemblages. La troisième partie consacrée à l'étude de probabilité de rupture et fiabilité de ces joints.

Chapitre II : ce chapitre est consacré à l'étude expérimentale, l'étude des différents paramètres liés aux caractéristiques mécaniques des matériaux, pour expliquer le phénomène de la fatigue et apporter une contribution à l'étude de ce phénomène dans le cas des joints soudés. Des essais de traction, des essais de fatigue et des essais de résistance à la fissuration (Essai de l'intégral J_{IC}) ont été réalisés dans le but d'obtenir la loi de comportement des différentes zones du joint soudé et d'étudier la variation de la vitesse de propagation de la

fissure, puis faire une comparaison entre différents métaux d'apport et choisir celui qui manifeste un bon comportement vis-à-vis la propagation des fissures.

L'étude porte sur la soudure de l'acier A510AP par trois catégories de métal d'apport (GMoSi) (GCrMo1Si) et (G694M). Ce métal est utilisé pour la fabrication de citernes à gaz (Gaz de pétrole liquéfié (GPL)) et de pipelines.

Chapitre III : ce chapitre est consacré à l'étude numérique pour la simulation de la propagation de fissure en fatigue des joints soudés hétérogènes sous le logiciel de calcul par éléments finis, ABAQUS 2017, l'objectif de cette partie est consacré à la simulation des essais de traction, des essais de fatigue sous ABAQUS et AFGROW, et la simulation des essais de l'intégral JIC, mis en œuvre expérimentalement.

Chapitre IV : ce chapitre est consacré à l'étude de l'analyse de la fiabilité dans le domaine de la mécanique pour caractériser le comportement du produit dans les différentes phases de vie.

CHAPITRE I

État de l'art :
Mécanique de la rupture,
Propagation des fissures
Et loi de probabilité

1 ÉTAT DE L'ART

1^{ÈRE} PARTIE : MÉCANIQUE DE LA RUPTURE

1.1 Introduction

La propagation des fissures de fatigue s'appuie sur le concept de «tolérance au dommage». Le principe de base de cette démarche est qu'un corps contenant un défaut initial subit un endommagement progressif lorsque soumis à un chargement cyclique, même pour des niveaux de contraintes appliquées bien en deçà de la limite d'élasticité.

1.2 Mécanique de la rupture élastique linéaire

Près de 40 ans après la publication de Griffith en 1920 [1], où celui-ci présenta une équation pour la contrainte critique d'un corps fragile fissuré, Irwin [2] reprit les travaux de Sneddon [3] et Westergaard [4] portant sur la caractérisation du champ de contraintes au voisinage d'une fissure et fit mention pour la première fois du facteur d'intensité de contrainte K . Ce paramètre définit le champ de contraintes en bout de fissure (Figure 1.1). Le facteur d'intensité de contrainte K est fonction de la géométrie, de la longueur de la fissure a , ainsi que du chargement en champ éloigné par rapport à la fissure σ_∞ . Sa formulation générale est présentée par :

$$K = Y \sigma_\infty \sqrt{\pi a} \quad \text{Équation 1-1}$$

Où Y est un paramètre adimensionnel qui dépend de la géométrie du corps et de la fissure. Il existe des solutions du facteur d'intensité de contrainte pour une panoplie de géométries simples. De plus, pour des géométries plus complexes, diverses techniques numériques peuvent être utilisées pour calculer le facteur d'intensité de contrainte.

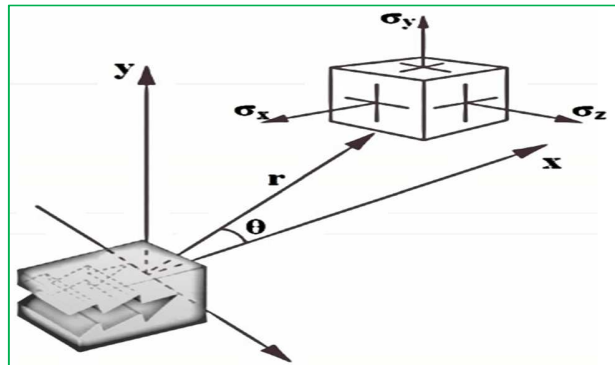


Figure 1-1. Champ de contraintes près de la pointe d'une fissure.

L'équation générale du champ de contraintes au voisinage de la fissure, définie par le facteur d'intensité de contrainte K , est donnée par [5] :

$$\sigma_{ij}^{I,II,III}(r, \theta) = \frac{K^{I,II,III}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad \text{Équation 1-2}$$

Où $K^{I, II, III}$ est le facteur d'intensité de contrainte en mode I, II, ou III et où $\sigma_{ij}^{I,II,III}$ est le champ de contraintes associées. Les modes I, II et III désignent les trois modes d'ouverture élémentaires et sont présentés à la Figure 1.2. Le mode I est celui qui contribue le plus à la propagation des fissures de fatigue, car celles-ci ont tendance à se propager suivant la direction perpendiculaire à la contrainte tangentielle maximale [6].

Les développements mathématiques ayant mené à l'équation 1.2 ne sont valides que pour un matériau isotrope ayant un comportement élastique linéaire. Ceci implique donc que l'application du facteur d'intensité de contrainte pour le calcul du champ de contraintes en bout de fissure n'est valable que pour le domaine élastique du matériau. Toutefois, pour les matériaux ductiles, il existe toujours une zone de déformation plastique entourant le bout de la fissure. En effet, étant donné que les contraintes en bout de fissure ne peuvent tendre vers l'infini comme le suggère la singularité présente dans l'équation 1.2 ($1/\sqrt{r}$), cette zone est le siège de contraintes supérieures à la limite d'élasticité du matériau et d'un écoulement plastique local restreint par le matériau élastique environnant.

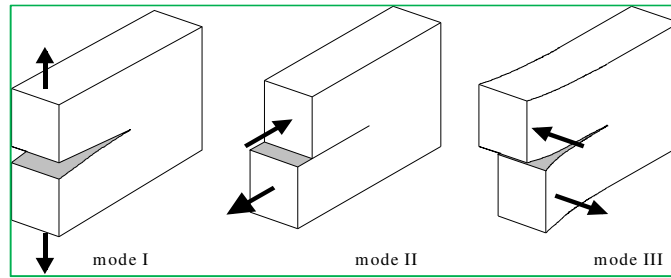


Figure 1-2. Les trois modes d'ouverture élémentaires.

Malgré cela, il est généralement accepté que la mécanique de la rupture élastique linéaire est valide si cette zone de déformation plastique est confinée par rapport à la zone d'applicabilité du facteur d'intensité de contrainte (condition connue sous le nom de *small scale yielding*). Lorsque cette condition n'est pas respectée, cas des matériaux très ductiles, une analyse de mécanique de la rupture élasto-plastique est requise. Dans ce cas, les paramètres généralement utilisés pour caractériser la ténacité et la propagation des fissures de fatigue sont l'ouverture de la pointe de la fissure (*crack tip opening displacement*, CTOD) et l'intégrale-J.

1.2.1 Propagation des fissures.

L'avènement de la Mécanique Linéaire de la Rupture a permis de faire un pas en avant sur la description des mécanismes de fissuration. Dans le cas d'un défaut préexistant dans la pièce ou de l'apparition d'une fissure, deux types de problèmes peuvent être traités :

- évaluation de la vitesse de propagation de la fissure (ou du défaut assimilé à une fissure) de manière à estimer la durée de vie résiduelle de la pièce. Ce problème se traite parfaitement en utilisant la Mécanique de la Rupture ;
- évaluation du chargement pour lequel la fissure ne se propage pas.

1.2.1.1 Description des courbes de propagation de fissures

La façon la plus simple de représenter la progression des fissures est de rapporter leur profondeur en fonction du nombre de cycles subis par l'éprouvette d'essai. Le nombre de cycles N pouvant être très élevé (quelques millions de cycles), on utilise l'échelle logarithmique pour le représenter.

La **Figure I-3** représente schématiquement ce type de courbe, où trois éprouvettes contenant une fissure de longueur initiale a_i , supposé la même pour les trois essais, sont soumises à trois contraintes alternées différentes ; la contrainte la plus élevée conduit naturellement à la durée de vie la plus faible.

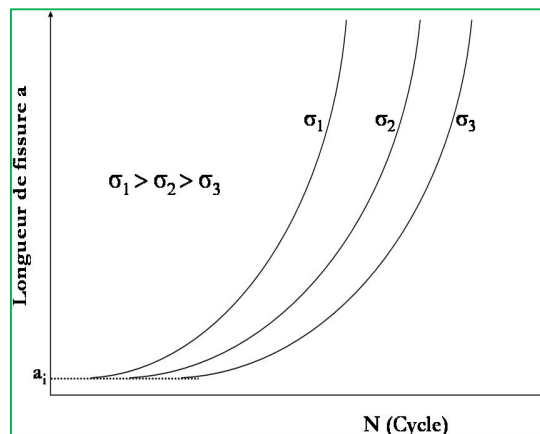


Figure I-3. Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles

On peut, à partir des enregistrements de la longueur de fissure (a) en fonction du nombre de cycles (N), tracer la vitesse de fissuration da/dN en fonction d'un paramètre caractérisant le chargement.

Grâce à l'utilisation du facteur d'intensité des contraintes (FIC) noté K , Le développement de la Mécanique de la Rupture a permis de mieux étudier quantitativement les stades de propagation des fissures de fatigue. Ceci est valable tant que la plastification en pointe de fissure qui accompagne la propagation reste confinée dans une zone de taille faible par rapport à la longueur de la fissure et aux dimensions de la structure fissurée.

Les résultats expérimentaux obtenus par cette méthode montrent que les variations de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du FIC présentent, en échelle bilogarithmique, l'allure décrite sur la **Figure I-4**

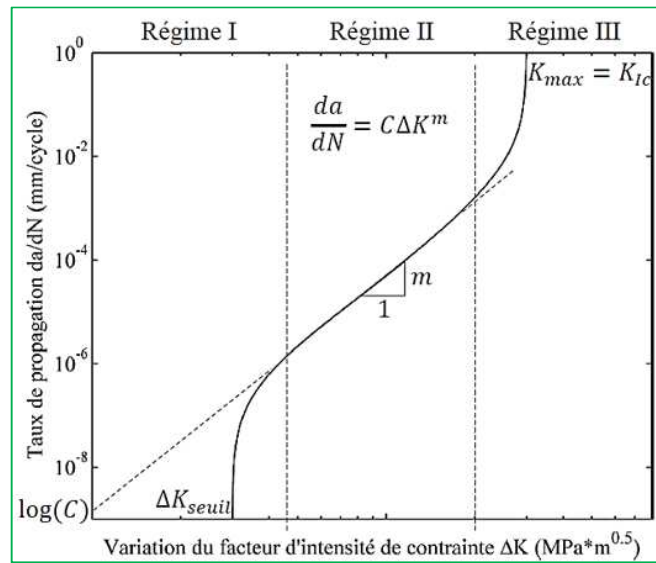


Figure 1-4. Courbe de propagation en fatigue typique d'une fissure longue. [7].

Paris et al, mirent en évidence la corrélation entre le taux de propagation d'une fissure de fatigue da/dN et le facteur d'intensité de contrainte maximal K_{max} pour un chargement cyclique avec une charge minimale nulle [8]. Cette découverte mena à la formulation générale de la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad \text{Équation 1-3}$$

Où ΔK est la différence entre les facteurs d'intensité de contrainte maximale K_{max} et minimal K_{min} appliqué lors d'un cycle de chargement, et où C et m sont des constantes de matériaux déterminées expérimentalement. Le facteur ΔK peut être défini à partir de l'équation 1.1 en introduisant la variation de la contrainte.

$$\Delta\sigma_\infty = \sigma_{\infty,max} - \sigma_{\infty,min} : \Delta K = Y \Delta\sigma_\infty \sqrt{\pi a} \quad \text{Équation 1-4}$$

La Figure 1.4 montre une courbe typique du taux de propagation da/dN en fonction du ΔK en échelle logarithmique. On y distingue trois régimes de propagation.

Le premier, le régime du seuil (régime I) est caractérisé par le seuil de propagation ΔK_{seuil} en dessous duquel les fissures longues ne se propagent pas. Un grand nombre d'études se sont penchées sur le comportement en fatigue-propagation dans le régime du seuil dont plusieurs revues de littérature [9-10-11-12]. Plusieurs facteurs peuvent influencer le comportement en fatigue près du seuil, tels que la microstructure, le rapport de charge $R = K_{min} / K_{max}$ et les propriétés mécaniques (la limite d'élasticité).

Le deuxième, le régime de Paris (régime II), concerne la propagation stable des fissures longues et est souvent modélisé par la relation de Paris (éq. 1,3). La vitesse de propagation dans cette région peut être influencé notamment par le rapport de charge, les effets de fermeture et la fréquence de chargement [7].

Le troisième, le régime de propagation accélérée (régime III), est marqué par une accélération du taux de propagation jusqu'à la rupture brutale du matériau, où K_{max} atteint la ténacité K_{Ic} du matériau.

Plusieurs auteurs ont proposé des équations permettant de modéliser les différents régimes de la courbe de propagation. Parmi les plus connus, on note le modèle de Walker qui permet de tenir compte du rapport de charge R en introduisant une constante supplémentaire (b_w) [13] :

$$\left[\frac{da}{dN} = C_w \left(\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-b_w}} \right)^{m_w} \right] \quad \text{Équation 1-5}$$

On note aussi le modèle proposé par Lantaigne et al, qui permet la modélisation des régimes I et II de la courbe de propagation en introduisant une constante supplémentaire (b_L) [14] :

$$\left[\frac{da}{dN} = C_L (\Delta K)^{n_L} \left[1 - e^{-b_L (\Delta K / \Delta K_{seuil} - 1)} \right] \right] \quad \text{Équation 1-6}$$

Enfin, on note le modèle de Forman qui permet de tenir compte du rapport de charge R en plus de modéliser le régime III de la courbe de propagation [15] :

$$\left[\frac{da}{dN} = \frac{C_F (\Delta K)^{m_F}}{(1-R)K_{IC} - \Delta K} \right] \quad \text{Équation 1-7}$$

1.2.2 Mécanismes de la fissuration

Un des mécanismes les plus communément acceptés pour caractériser l'endommagement en bout de fissure sous charges cycliques est l'émoussement plastique [16]. Lors de l'application de la charge au début d'un cycle, le bout de la fissure est émoussé suite au cisaillement localisé selon des plans de glissement préférentiellement orientés.

Ce processus se répète pour chaque cycle de chargement-déchargement et résulte souvent en des surfaces de ruptures présentant des stries, où chaque strie représente un cycle d'avancement de la fissure. Cet endommagement intrinsèque est en compétition mutuelle avec différents mécanismes pouvant agir sur la fissure [7]. Ces mécanismes, qui sont favorables à la résistance à la propagation des fissures, peuvent être divisés en deux types, soient la fermeture et la trajectoire de la fissure.

L'application d'une charge cyclique (d'amplitude constante ou variable) à une pièce se traduit par l'apparition d'un dommage qui comprend deux phases [17]. La première phase, dite d'amorçage, correspond à la formation, le plus souvent à la surface de la pièce à partir de bandes de glissement persistantes ou au droit d'inclusions, de microfissures et à leur propagation ; ces microfissures cheminent à travers quelques grains suivant des directions cristallographiques. Elles apparaissent très tôt dans la durée de vie de la pièce. La deuxième phase correspond à la propagation lente d'une de ces fissures dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué, propagation qui se produit en général jusqu'à rupture de la pièce.

La proportion relative de stade d'amorçage et de propagation dépend de l'amplitude de la sollicitation, de la géométrie de la pièce, de la microstructure du matériau, de la température et de l'environnement [18]. Cette division de la durée de vie est largement critiquée par Miller [19], car

il s'appuie sur le principe qu'il y a toujours des microfissures dans le matériau. La durée de vie d'une éprouvette est alors décomposée en une étape de propagation des fissures « courtes » puis de propagation de la fissure principale « longue » [18].

1.2.2.1 Amorçage de fissures de fatigue

Plusieurs définitions sont utilisées dans la littérature : variation de la rigidité de l'éprouvette, apparition d'une fissure de quelques microns, chute de la charge supportée par l'éprouvette [20]. La phase d'amorçage est généralement constituée par la nucléation et la croissance de fissures « courtes ». Plusieurs auteurs pensent que la phase d'amorçage d'une fissure de fatigue est de durée négligeable et qu'il existe des « petites » fissures de taille comparable à celle d'un défaut microstructural.

Ces fissures se manifestent dès les premiers cycles de sollicitation. Alors, la durée de vie associée à l'amorçage correspondrait en fait à la phase de propagation de ces fissures courtes avant qu'elles n'atteignent une taille détectable par les moyens de suivi usuels [21]. D'autres auteurs estiment que la période d'amorçage de fissures dans un composant, à l'origine sans défaut, peut constituer une partie significative de sa durée de vie totale en fatigue [22, 23].

Bien que les défauts existent dans toutes les pièces soumises à la fatigue, irrégularités de surface ou inclusions, provoquant des concentrations de contrainte locales très élevées conduisant à la rupture rapide par formation de microfissures particulièrement dangereuses, ils ne sont pas les seuls sites d'amorçage des fissures. Dans de nombreux cas où le matériau est globalement soumis à des contraintes inférieures à sa limite d'élasticité, il y a formation de bandes de glissement persistantes dans certains grains.

Ces bandes de glissement peuvent donner lieu à des microfissures permanentes par formation d'intrusions et d'extrusions [24, 25, 26] ou par réunion entre elles [27]. L'atmosphère réagit avec les surfaces fraîches des plans de glissement et empêche la réversibilité de leur mouvement de va-et-vient, d'où un endommagement du métal. Le mécanisme de formation des intrusions et extrusions à la surface est illustré sur la **Figure 1.5**.

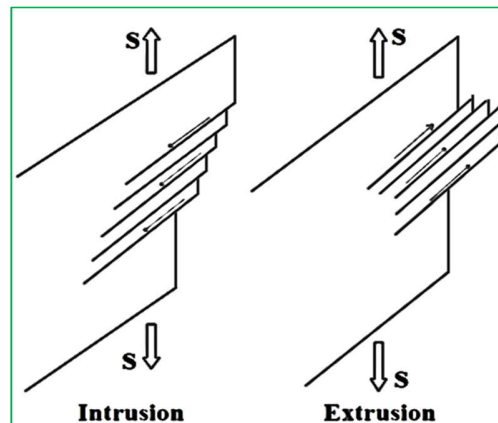


Figure 1-5. Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement

Les intrusions et les extrusions ne sont pas les seuls mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Les inclusions en surface peuvent aussi être des sites préférentiels pour l'amorçage des fissures de fatigue ; la **Figure 1.6** représente une fissure amorcée auprès d'une inclusion. L'amorçage de microfissures de fatigue peut aussi se produire par décohésion de l'interface inclusion-matrice suivie de la formation dans la matrice de micropores qui sont les germes de la macro fissuration.

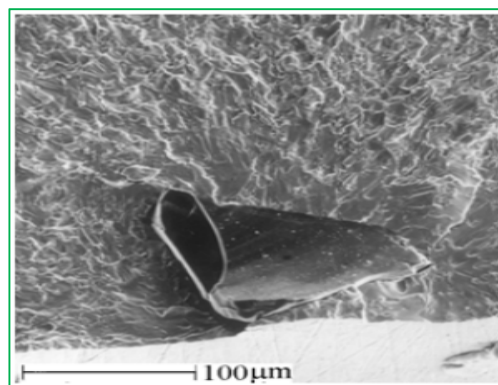


Figure 1-6. Amorçage d'une fissure de fatigue sur une inclusion de céramique subsurface. [28]

L'amorçage des fissures provient de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un petit domaine de dimension finie, par la présence d'inclusion ou de tout autre défaut du fait des concentrations de contraintes qu'ils entraînent. L'amorçage de fissures dépend de plusieurs

facteurs, la quantité, la taille, la nature, et la répartition des inclusions ou des défauts, ainsi que de leurs formes par rapport à la direction des efforts [29, 30, 31, 32].

Les joints de grains sont aussi des sites favorables à la formation de microfissures surtout si les grains ont une direction parallèle au chargement appliqué [27].

Lors d'études portant sur des alliages d'aluminium, Xin Bing [33] a montré que l'amorçage pouvait s'effectuer au niveau des bandes de glissement ou des inclusions, selon l'amplitude de chargement appliqué. Pour un chargement important, c'est l'inclusion rompue qui favorise l'amorçage d'une fissure ; de plus, si les inclusions rompues se trouvent groupées, les microfissures se rejoignent facilement et la fissure principale se développe rapidement. Pour un faible chargement, ce sont les bandes de glissement persistantes qui favorisent principalement l'amorçage de microfissures, même s'il y a des inclusions rompues.

Hu [34] a confirmé que les bandes de glissement et les joints de grains sont des sites préférentiels pour le déclenchement des fissures de fatigue dans l'alliage de titane Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al. Les mêmes résultats ont été obtenus par Tokaji [35] pour un alliage de titane sous trois traitements thermiques (735 °C, 850 °C et 1000 °C).

Généralement l'amorçage se produit en surface dans un matériau sain. Plus rarement, l'amorçage peut se développer à cœur, par exemple, dans les soudures. L'amorçage des fissures de fatigue à la surface des pièces est justifié par quatre raisons principales [36, 37]:

- les dislocations sont plus mobiles à la surface qu'à cœur ;
- la résistance à la déformation plastique est faible à la surface ;
- la surface est soumise à l'agressivité de l'environnement ;
- des particules sous-jacentes à la surface favorisent l'amorçage par un effet de

« Surface libre ».

L'étude menée par Tokaji [35] sur un alliage de titane Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al avec un traitement à 850 °C confirme que l'amorçage s'effectue en surface si le niveau de chargement est élevé. Par contre, l'amorçage s'effectue à cœur si le niveau de chargement est assez faible.

1.2.2.2 Propagation de fissures de fatigue

Les fissures de fatigue s'amorcent généralement à la surface du matériau, en un ou plusieurs endroits, la propagation est souvent transgranulaire dans une direction cristallographique définie, même lorsque l'amorçage est inter granulaire, c'est le stade I (état de contraintes planes). Ensuite, intervient le stade II au cours duquel la fissure quitte le plan de scission maximale pour se propager dans le plan de contrainte normale, c'est-à-dire perpendiculaire à la contrainte principale maximale (état de déformation plane) (Figure 1.7) [38].

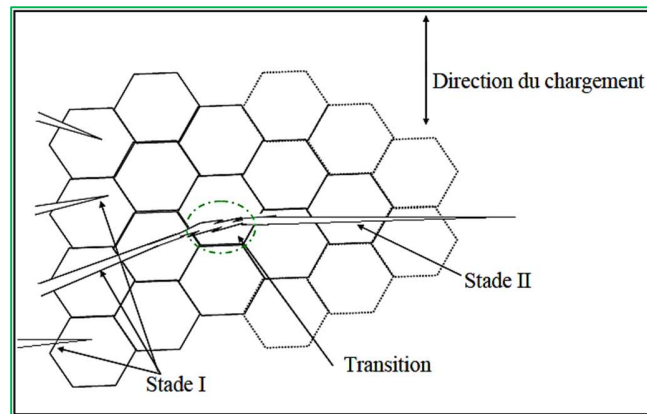


Figure 1-7. Stades I et II de la fissuration par fatigue.

La surface fissurée dans le stade I est très limitée par rapport à la surface totale de rupture bien que ce stade présente une durée de vie importante [23]. Dans plusieurs cas, la fissure peut s'amorcer directement en stade II sans passer par le stade I, par exemple en présence de grosses inclusions, dans le cas d'usinages « grossiers » ou encore quand la fissure se propage à partir d'une entaille. Seul un très petit nombre de fissures atteint le stade II de propagation. En effet, dès qu'une fissure dépasse suffisamment ses voisines, elle empêche leur propagation par suite d'un effet de décharge (diminution de la concentration de contrainte) qu'elle provoque derrière elle [18].

Pour simplifier le processus de propagation de fissure, on peut le schématiser de la manière suivante : au cours de la partie du cycle où la contrainte augmente, la fissure s'ouvre en formant une zone plastique à son extrémité. Au cours de la décharge, la fissure se referme. L'ensemble de la pièce qui est resté élastique tend à refermer la fissure en agissant sur la zone plastifiée qui a

subi une déformation irréversible. Les contraintes locales de compression après décharge maintiennent la fissure fermée et au cycle suivant, il faut exercer une contrainte supérieure pour la rouvrir. Si l'amplitude de contrainte est importante, à chaque cycle la fissure se propage un peu plus et cela se traduit sur la surface de rupture par des stries, chaque strie correspondant alors à un cycle ; le mécanisme de formation des stries est schématisé sur la **Figure 1.8** et la **Figure 1.9** présente des stries de fatigue observées au microscope électronique à balayage [39,40].

Aux faibles amplitudes de sollicitation, il faut plusieurs cycles pour former une strie. Lorsque l'amplitude de la contrainte diminue, elle peut devenir insuffisante pour ouvrir la fissure soumise aux forces de refermeture de la zone plastifiée. La fissuration s'arrête alors, ce qui justifie l'existence d'un seuil de propagation.

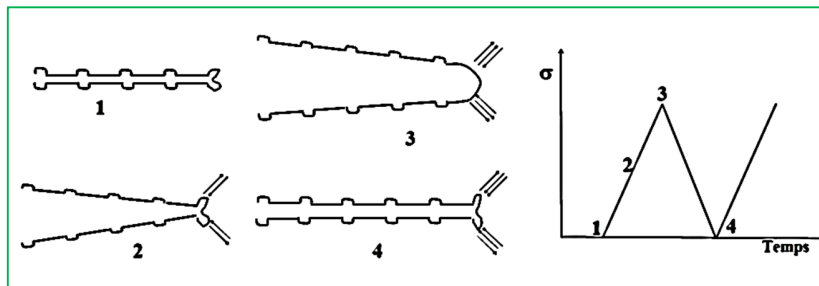


Figure 1-8. Mécanismes de formation des stries.

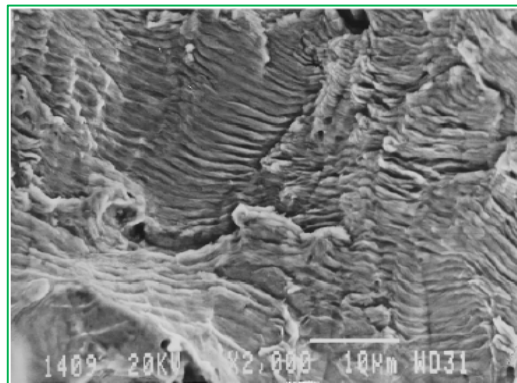


Figure 1-9. Stries de fatigue [41].

1.2.2.3 Seuil de propagation de fissure de fatigue

Sur une courbe de propagation, lorsque ΔK diminue on atteint une valeur pour laquelle la vitesse de propagation devient infiniment faible appelée « seuil de propagation », et noté ΔK_{seuil} (**Figure I-4**). La valeur de ΔK_{seuil} s'obtient après un très grand nombre de cycles écoulés durant lesquels aucune avancée de fissure n'a été détectée. La notion de seuil de propagation implique qu'une fissure préexiste dans le matériau, mais ne peut se propager en dessous d'une certaine valeur de ΔK .

Plusieurs paramètres peuvent influencer le seuil de fissuration :

➤ **Influence des paramètres intrinsèques sur ΔK_{seuil} :**

Le seuil de propagation peut augmenter si le matériau a subi un vieillissement sous chargement cyclique. Par contre, il diminue dans les conditions suivantes :

- si la limite d'élasticité est élevée ;
- si le matériau possède des grains fins (**Figure 1.10**).

Une faible taille de grain est en revanche bénéfique pour la limite d'élasticité σ_E et la limite d'endurance σ_D .

➤ **Influence des paramètres extrinsèques sur ΔK_{seuil} :**

Plusieurs études ont montré qu'une augmentation du rapport de charge R ou de la température d'essai conduit à une diminution de la valeur seuil de propagation [42, 43, 37, 44] (**Figure 1.11**).

Pour Zhu, la diminution du seuil de fissuration à température élevée est due à la diminution du module d'élasticité et à l'influence du phénomène de fluage.

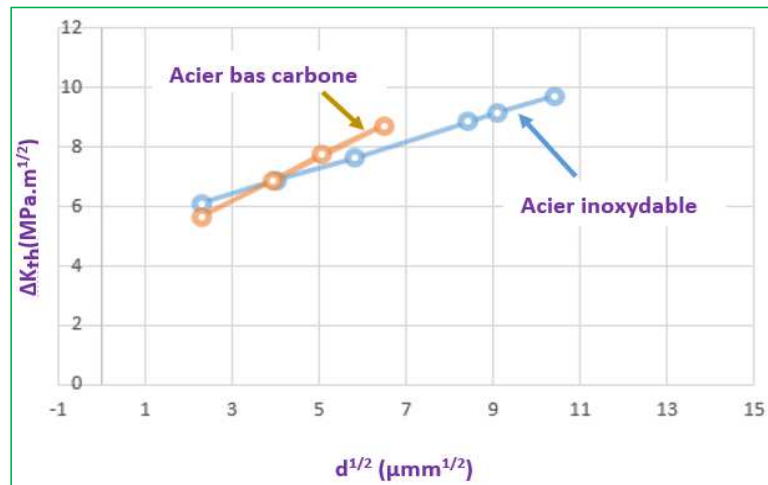


Figure 1-10. Influence de la taille des grains sur le seuil de propagation [45].

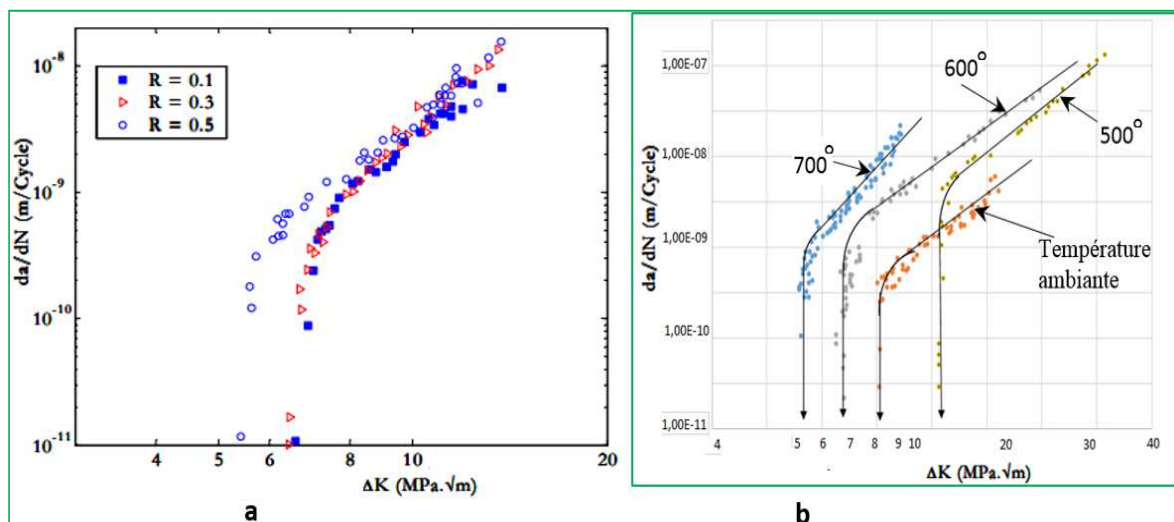


Figure 1-11. Influence du rapport de charge et de la température sur le seuil de propagation. (a) : [46], (b) : [47].

Par contre les facteurs suivants ne semblent pas exercer d'influence sur le seuil de propagation [48, 37]:

- Type ou dimension de l'éprouvette, tant que la fissure est considérée comme longue ;
- Type de chargement (sinusoïde, triangle) ;
- Fréquence d'essai.

Ritchie [49] a montré que la fréquence d'essai ($50 \text{ Hz} < f < 1000 \text{ Hz}$) n'influe ni le seuil ni la propagation des fissures à température ambiante (Figure 1.12).

Il reste à signaler que le seuil de propagation peut être influencé par l'environnement. Sous vide, le seuil de non-fissuration est plus élevé que dans l'air, et la vitesse de fissuration est inférieure à celle obtenue dans l'air pour une même valeur de ΔK voisine du seuil de non-fissuration.

Par contre, le seuil semble constant dans l'air sec et dans l'hydrogène sec, quel que soit le rapport R pour des aciers à haute résistance [37].

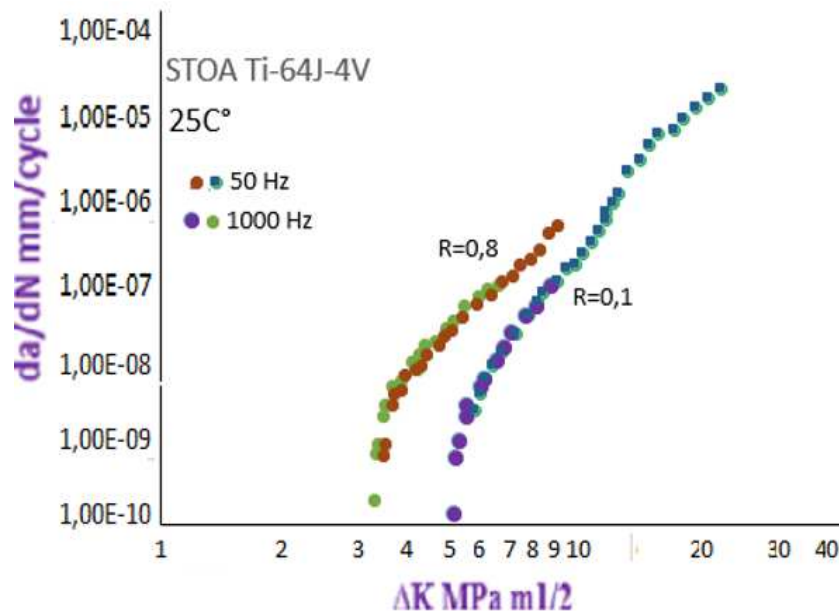


Figure 1-12. Influence de la fréquence d'essai et la température sur la VPF et le seuil [49]

Klesnil et al [50] ont proposé une relation empirique du seuil de non-fissuration, pour les aciers, qui prend en compte l'influence du rapport de charge R sous la forme :

$$\Delta K_{\text{seuil}}(R) = (1 - R)^\gamma \Delta K_{\text{seuil},0} \quad \text{Équation 1-8}$$

Où $\Delta K_{\text{seuil},0}$ désigne la valeur du seuil pour $R = 0$ et γ un paramètre qui prend des valeurs généralement comprises entre 0 et 1, proches de 0 lorsque l'environnement est agressif et proche de 1 lorsqu'il s'agit d'une atmosphère neutre.

Evily [51] a modifié la relation sous la forme suivante:

$$\Delta K_{S,R} = \Delta K_{S,0} \sqrt{1 - \frac{R}{1+R}} \quad \text{Équation 1-9}$$

1.2.3 Phénomène de fermeture

Le phénomène de fermeture des fissures remonte à la constatation des différences observées entre les vitesses de fissuration pour un même matériau, mais pour différents rapports de charge. Ce phénomène était alors appelé « effet de rapport de charge R » (Figure 1.13).

L'explication de ce phénomène a été apportée en 1971 par les travaux d'Elber [55] et la mise en évidence expérimentale du phénomène de fermeture de fissure. La notion de fermeture traduit le fait que la fissure puisse se fermer prématurément avant d'atteindre la charge minimale.

Le phénomène de fermeture résulte de plusieurs paramètres tels que la longueur de fissure, le type de chargement et de l'environnement ; ainsi, il est essentiel d'en tenir compte pour toute étude portant sur la fissuration.

Pendant le chargement cyclique de fatigue, les trois mécanismes primaires responsables partiellement de la fermeture des fissures au-dessus de la charge minimale sont : la fermeture induite par la plasticité, la fermeture induite par les dépôts d'oxydes sur les surfaces fraîchement rompues et la fermeture induite par la rugosité [52].

Sinha [53] a attribué les différences observées entre les vitesses de propagation de fissures de fatigue dans les deux orientations T-L et L-T pour l'alliage Ti-6Al-4V à la différence de niveau de fermeture.

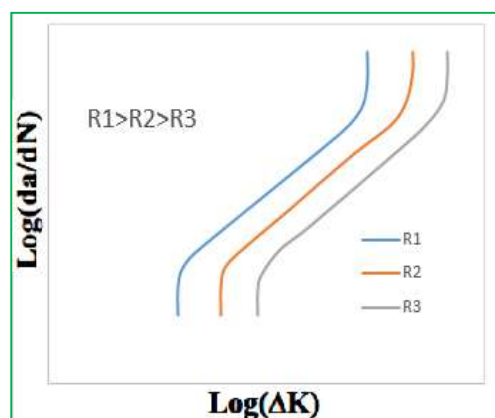


Figure 1-13. Influence du rapport de charge.

1.2.3.1 Zones plastiques à fond de fissure de fatigue

En avant d'une fissure par fatigue, on distingue trois zones (Figure 1.14) [54] :

- La plus éloignée du fond de fissure où les déformations restent essentiellement élastiques;
- Une seconde où les déformations plastiques sont faibles et uniformes. Cette zone est créée lors de l'ouverture de la fissure ;
- Une troisième où les déformations sont importantes, en particulier au voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure.

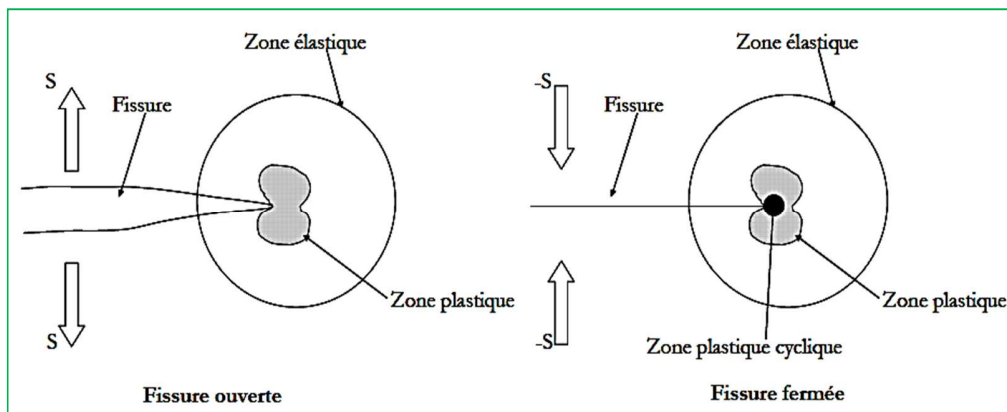


Figure 1-14. Schématisation des zones de déformation en avant de la fissure.

Dans le cas d'un chargement monotone, il existe une zone plastifiée en tête de fissure, la théorie d'Irwin évalue le rayon r_p de cette zone plastifiée à fond de fissure, dans le mode I, pour un état de contraintes planes à :

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2 \quad \text{Équation 1-10}$$

Avec K_I Le facteur d'intensité de contrainte et σ_E la limite d'élasticité. Dans le cas d'une sollicitation cyclique (fatigue), ce rayon va être atteint lors du passage de 0 à K_{\max} d'où l'expression suivante du rayon :

$$r_{mon} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_E} \right)^2 \quad \text{Équation 1-11}$$

Cette zone plastifiée va être principalement modifiée par la fermeture de la fissure à chaque cycle. Même lorsque la contrainte nominale reste dans le domaine de la traction, une compression locale se produit au moment de la fermeture.

En effet, lors de la décharge (passage de K_{max} à 0), la contrainte diminue et dans une toute petite zone en tête de la fissure, on dépasse la limite élastique en compression (supposée égale à σ_E). Le rayon de la zone « doublement » plastifiée est alors donné par :

$$r_{cyc} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{max}}{2\sigma_E} \right)^2 = \frac{1}{8\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_E} \right)^2 \quad \text{Équation 1-12}$$

Par conséquent, la zone plastifiée centrale (cyclique) est quatre fois plus petite que la zone plastifiée périphérique (monotone) (Figure 1.15).

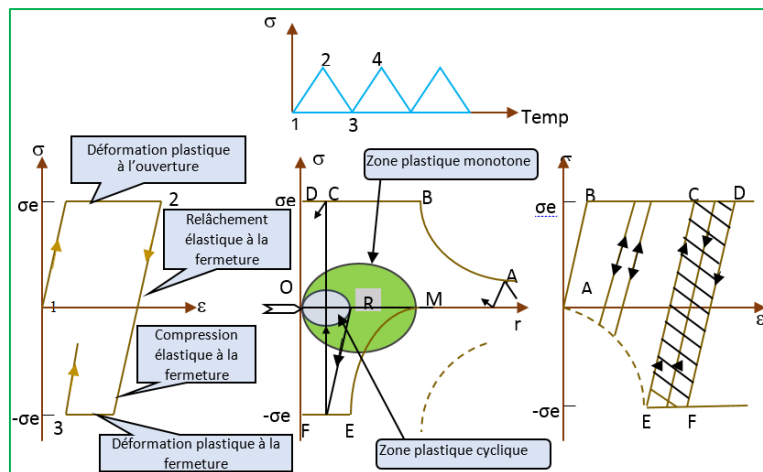


Figure 1-15. Mécanismes de la déformation plastique à fond de fissure de fatigue [30].

Ce modèle simple prévoit donc que la section de la zone plastifiée est un cercle. En réalité, la forme et la taille de cette zone dépendent de plusieurs paramètres.

1.2.3.2 Mécanismes de fermeture

La fermeture implique la mise en contact des surfaces de rupture d'une fissure de fatigue, même sous une charge en traction. L'effet de la fermeture peut être quantifié en déterminant le facteur d'intensité de contrainte au moment où la fissure commence à se fermer K_f duquel est déduit la variation efficace du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_f$.

Elber proposa une modification de la relation de Paris où le ΔK nominal est remplacé par ΔK_{eff} [55]. Celui-ci démontra que des courbes de propagation pour un alliage d'aluminium, obtenues à différents rapports de charge se rejoignaient en une seule courbe maîtresse, lorsque ces courbes sont tracées en fonction de ΔK_{eff} . Ceci permit de relier l'effet du rapport de charge aux effets de fermeture, ce qui fut démontré par de nombreux résultats expérimentaux subséquents et pour plusieurs matériaux [56-57-58].

Durant les dernières décennies, plusieurs mécanismes de fermeture ont été proposés et les plus cités sont décrits ci-dessous.

➤ *Fermeture induite par la plasticité*

Le premier effet de fermeture à avoir été identifié est la fermeture induite par la plasticité. Ce phénomène a été découvert par Elber pour des feuilles d'aluminium [55,59]. Le principe de ce phénomène est qu'une fissure de fatigue laisse dans son sillage une zone plastique émanant de sa pointe (**Figure 1.16**). Précédemment contrainte en bout de fissure par le matériau élastique environnant, cette zone de déformation plastique est libérée lors du passage de la fissure. Ceci résulte en une déformation résiduelle des surfaces nouvellement créées qui peuvent entrer en contact.

Il est pertinent de noter que puisque la fermeture induite par la plasticité est régie par le niveau de plasticité en bout de fissure, sa contribution au comportement en fatigue-propagation dépend de la limite d'élasticité et diffère donc d'un matériau à l'autre.

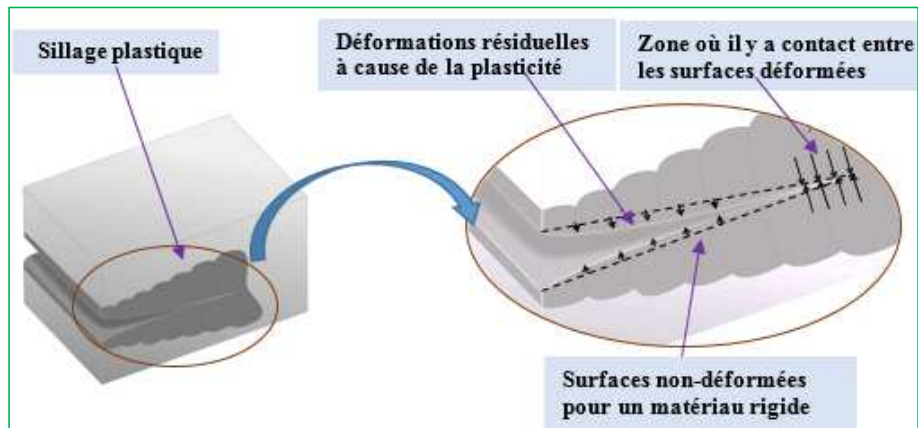


Figure 1-16. Schéma de la fermeture induite par la plasticité.

➤ Fermeture induite par la rugosité

La fermeture induite par la rugosité permet de rationaliser certains effets de la microstructure sur la propagation des fissures de fatigue, particulièrement au seuil [60,61]. Lorsque les caractéristiques microstructurales, e.g. la taille des grains, sont d'une taille de l'ordre de la zone plastique en bout de fissure, son extension selon des plans de glissements simples préférentiellement orientés résulte en une trajectoire tortueuse [62,63].

Les surfaces de rupture ainsi créées présentent des aspérités qui entrent en contact, ce qui ferme la fissure prématurément (Figure 1.17). La fermeture induite par la rugosité est prédominante à faibles valeurs de ΔK , où la taille des aspérités engendrées par les bifurcations de la fissure est comparable à l'ouverture de la pointe de la fissure.

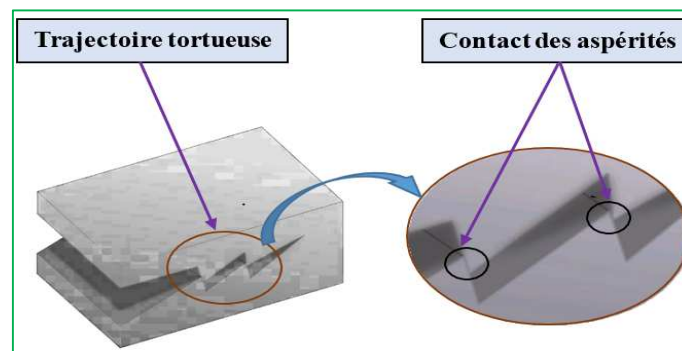


Figure 1-17. Schéma de la fermeture induite par la rugosité.

➤ *Fermeture induite par les oxydes*

La fermeture induite par les oxydes permet une explication partielle de l'effet de l'environnement sur la propagation des fissures de fatigue, particulièrement dans la région du seuil et pour de faibles rapports de charge [60]. Le principe de ce phénomène est qu'en bout de fissure, les autres mécanismes de fermeture, tels que la fermeture induite par la plasticité et la rugosité, sont responsables d'un frottement répété des surfaces de rupture de la fissure.

Lorsque le bout de fissure est soumis à un environnement corrosif et que le matériau est sujet à la corrosion, ce frottement résulte en une accumulation et une compaction de débris d'oxydation agissant comme aspérités dures (Figure 1.18). Les surfaces de la fissure peuvent donc entrer en contact sur ces débris, résultant en la fermeture apparente de la fissure [64]. De la même façon que la fermeture induite par la rugosité, le mécanisme de fermeture induite par les oxydes est prédominant dans la région du seuil, où la couche et les débris d'oxydes formés sont d'une taille comparable à l'ouverture de la pointe de la fissure.

De plus, la fréquence du chargement cyclique peut avoir un effet sur la cinétique de corrosion en bout de fissure, ce qui peut influencer la contribution de la fermeture par les oxydes.

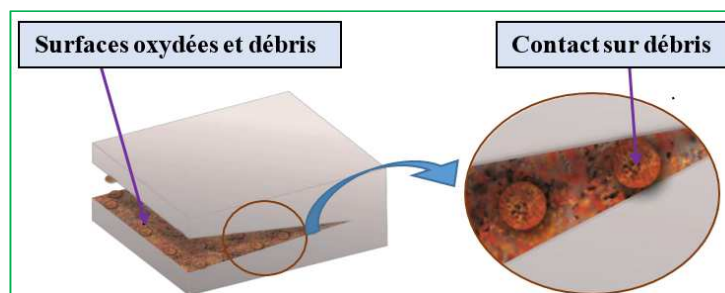


Figure 1-18. Schéma de la fermeture induite par les oxydes.

1.2.4 Effet de la trajectoire de la fissure

À l'échelle microscopique, une fissure de fatigue est rarement rectiligne et présente souvent une trajectoire tortueuse marquée de bifurcations. Ces bifurcations, en plus de contribuer à la fermeture induite par la rugosité, font en sorte qu'une fissure se propageant nominale-ment suivant le mode I

de propagation (**Figure 1.2**). En fait la fissure se propage en mode mixte I et II à une échelle plus fine, cette propagation est très localisée et sujette aux changements de direction dus aux bifurcations. Une propagation en modes mixtes résulte en une variation équivalente du facteur d'intensité de contrainte plus faible qu'une fissure rectiligne soumise à la même charge [65].

Une autre façon simple de rationaliser l'effet favorable de l'avancement par modes mixtes est de considérer qu'une fissure bifurquée aura parcourue une plus grande distance qu'une fissure rectiligne pour une même longueur de fissure nominale.

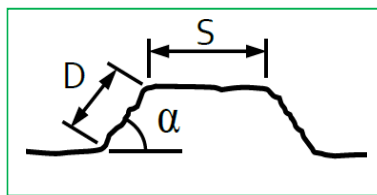


Figure 1-19. Schématisation d'une bifurcation de fissure idéalisée proposée par Suresh ([66,67]).

Ces arguments ont été exploités par Suresh qui a proposé un modèle permettant de quantifier l'effet des bifurcations sur le comportement en fatigue-propagation [67]. Celui-ci proposa une analyse géométrique simple permettant de déduire le taux de propagation effectif d'une fissure bifurquée $(da/dN)_{eff}$ à partir du taux de propagation d'une fissure rectiligne da/dN selon la relation suivante :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{eff} = \frac{D \cos \alpha + S}{D + S} \left(\frac{da}{dN}\right) \quad \text{Équation 1-13}$$

Où D est la longueur d'un segment bifurqué à un angle α , et S est la longueur d'un segment rectiligne (**Figure 1.19**).

1.3 Mécanique de la rupture élastique-plastique

La mécanique de la rupture linéaire-élastique (MRLE) peut être appliquée lorsque la zone plastique est petite par rapport à la dimension de la fissure. Lorsque cette zone plastique devient grande par rapport à la dimension de la fissure, la MRLE ne peut plus s'appliquer. C'est en particulier le cas lorsque l'on se trouve en état plan de contrainte plutôt qu'en état plan de déformation.

Pour déterminer la ténacité K_{Ic} d'un acier à l'aide d'éprouvettes de faibles dimensions, on peut utiliser différentes approches. En effet, la détermination directe de K_{Ic} nécessite que l'on soit en état plan de déformation, impliquant des très grosses éprouvettes, en particulier pour les aciers ayant une faible limite d'élasticité.

Les concepts de l'ouverture en front de fissure (CTOD), de l'intégrale J et de la courbe de résistance permettent d'éviter ce problème.

1.3.1 Ouverture en front de fissure (CTOD)

Le comportement d'une fissure peut être décrit par l'écartement des deux surfaces en fond de fissure (CTOD / Crack Tip Opening Displacement). Il a été montré qu'il existait des relations entre les valeurs du CTOD et les valeurs critiques du facteur d'intensité de contraintes K_{Ic} . Comme la mesure du CTOD peut être effectuée également lorsque la zone plastique au front de la fissure est importante, il est possible d'utiliser ce concept pour un dimensionnement lorsque le comportement est plastique.

Utilisant le modèle de plastification en front de fissure proposé par Dugdale [68], il est possible d'exprimer le CTOD en fonction de la contrainte appliquée, de la limite d'élasticité et de la longueur de la fissure (relation (1.14)) [69]. Il s'agit ici du cas de base d'une fissure traversant de largeur $2a$ dans une plaque fine et infiniment large.

$$CTOD = 8 \frac{f_y a}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right) \right]$$

Équation 1-14

avec $\sec(x) = \frac{1}{\cos(x)}$

a : demi-longueur de la fissure

f_y : limite d'élasticité du matériau

E : module d'élasticité du matériau

σ_0 : contrainte nominale de traction appliquée dans le plan de la plaque

La relation (1,13) peut être transformée en une série entière [70] :

$$CTOD = 8 \frac{f_y a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^4 + \frac{1}{45} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^6 + \dots \right] \quad \text{Équation 1-15}$$

Pour les cas où la contrainte nominale σ_0 est inférieure à $0,75 \cdot f_y$, on peut ne prendre en compte que le premier terme de la série et négliger les autres termes, ce qui nous donne :

$$CTOD = \frac{\pi \sigma_0^2 a}{E f_y} \quad \text{Équation 1-16}$$

La relation (1,1) nous donne, pour une fissure traversante soumise à une contrainte nominale de traction (mode I de rupture), dans une plaque infiniment large et infiniment fine $K_I = \sigma_0 \sqrt{\pi a}$. On a ainsi la relation suivante entre le CTOD et K_I :

$$CTOD = \frac{K_I^2}{\lambda E f_y} \quad \text{Équation 1-17}$$

λ : facteur de correction tenant compte entre autres de la position exacte où le CTOD est déterminé.

La valeur de λ varie entre 1,2 et 2,2.

La relation (1,16) est valable en état plan de contrainte. En état plan de déformation, on aura :

$$CTOD = \frac{K_I^2 (1 - \nu^2)}{\lambda E f_y} \quad \text{Équation 1-18}$$

1.3.1.1 Valeur critique de l'ouverture en front de fissure CTODc

Le but est de mesurer la valeur critique de l'ouverture en front de fissure CTOD. (Également parfois appelé δ_c). En général, les essais sont réalisés sur des éprouvettes de flexion en trois points (SENB)

ou compactes de traction (CT) préfissurées, du même type que celles qui sont utilisées pour les essais KIC ou JIC.

L'essai se déroule sensiblement de la même manière que l'essai KIC ou l'essai JIC, mais un paramètre différent est mesuré.

Cet essai a été initialement développé par les normes anglaises (British Standards). Il a été repris dans les recommandations de l'ASTM.

Il faut, pour cet essai, estimer la valeur du CTOD à partir d'une mesure du COD (ouverture de la fissure). L'idée est la suivante : on admet qu'il existe un centre de rotation de l'éprouvette de flexion mise sous charge. Si on connaît la position de ce centre de rotation ainsi que l'ouverture de la fissure en un point (COD), on arrive à connaître l'ouverture en fond de fissure (CTOD).

La figure 1.20 en explique le principe. L'écartement que l'on peut connaître est le COD ; il peut être mesuré au moyen d'un extensomètre à lames.

Le centre de rotation est situé à une distance $r(W - a)$ du fond de la fissure, (W) étant la hauteur de l'éprouvette et (a) la longueur de la fissure. On arrive ainsi facilement à la relation suivante pour le CTOD :

$$\text{CTOD} = \frac{\text{COD} \cdot r(W - a)}{a + r(W - a)} \quad \text{Équation 1-19}$$

Les recommandations ASTM préconisent $r = 0,44$. Des essais ont montré que r variait en fonction du COD, pour une éprouvette identique.

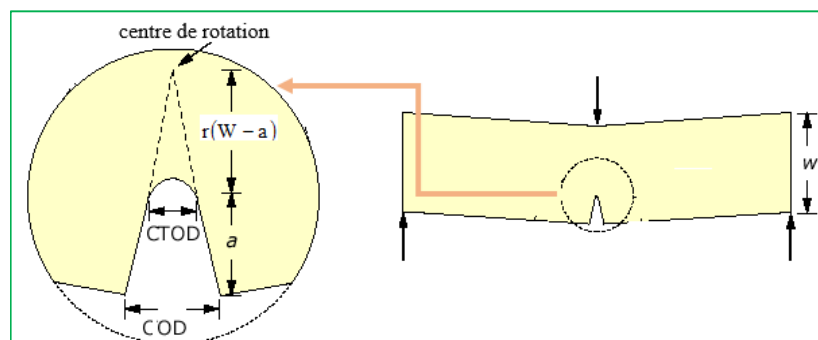


Figure 1-20. Moyen de calcul CTOD en fonction COD

La valeur critique du CTOD_c, est déterminée suivant la forme de la courbe COD - Force enregistrée au cours de l'essai. Le point qui est déterminant correspond au début de la fissuration stable.

La valeur du CTOD_c peut être utilisée pour estimer la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte K_{Ic}, ceci à l'aide des relations, déterminées à partir de :

$$K_I^2 = CTOD \frac{\lambda E f_y}{(1-\nu^2)} \quad \text{État plan de déformation}$$

$$K_I^2 = CTOD \cdot \lambda E f_y \quad \text{État plan de contrainte} \quad \text{Équation 1-20}$$

1.3.2 Intégrale J

À l'instar de la méthode du CTOD, l'intégrale J permet de déterminer les caractéristiques du matériau à la rupture lorsque les effets de la plasticité ne sont pas négligeables. Cette intégrale curviligne, proposée par Rice en 1968 [71], est définie par la relation (1,21), avec les notations de la **figure 1.21**.

$$J = \int_{\Gamma} \left(W \, dy - \bar{T} \frac{\partial \bar{u}}{\partial x} \, ds \right) \quad \text{Équation 1-21}$$

$$W = W(x, y) = W(\epsilon) = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} \, d\epsilon_{ij}$$

Γ : chemin d'intégration entourant le front de la fissure, défini dans le sens contraire des aiguilles d'une montre

W : densité d'énergie de déformation, définie par la relation (1,21)

\bar{T} : Vecteur de traction, perpendiculaire à Γ , dirigé contre l'extérieur du chemin d'intégration

\bar{u} : Vecteur déplacement à la position ds

ds : Élément d'arc du chemin d'intégration Γ

ϵ_{ij} : Tenseur des déformations

σ_{ij} : tenseur des contraintes

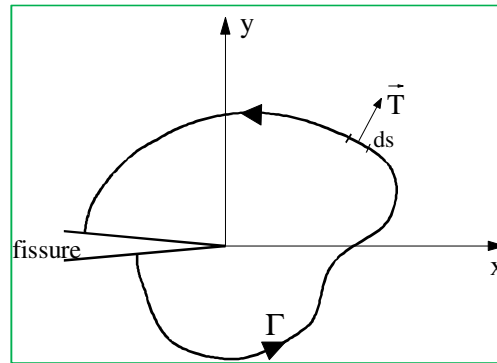


Figure 1-21. Intégrale curviligne J et système d'axes

L'intégrale J est indépendante du chemin d'intégration choisi pour un matériau ayant un comportement non linéaire élastique. Dans le cas d'un comportement linéaire élastique, l'intégrale J est identique à G, l'énergie libérée par la relaxation des contraintes.

On a la relation suivante entre K_I et J :

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{État plan de contrainte}$$

$$J = \frac{K_I^2}{E} (1 - \nu^2) \quad \text{État plan de déformation} \quad \text{Équation 1-22}$$

1.3.2.1 Détermination expérimentale du paramètre énergétique J

Le problème majeur pour la détermination de J_{IC} consiste à connaître le déplacement critique d_c qui correspond au début de la fissuration lente. Différentes méthodes d'essai, standardisée dans les recommandations de l'ASTM [72] sont utilisées pour déterminer la valeur critique de l'intégrale J au début de la propagation de la fissure.

Les méthodes d'essai prescrites dans les recommandations ASTM (deux techniques d'essai sont décrites, voire au-dessous) doivent permettre d'estimer la valeur de l'intégrale J lorsque la fissure d'une éprouvette préfissurée soumise à un chargement en mode I a augmenté de 0,2 mm. Les éprouvettes utilisées sont du même type que pour l'essai K_{IC} (CT ou SENB préfissurées).

Tant que le comportement du matériau est linéaire, l'intégrale J correspond à l'énergie de Griffith qui est directement reliée au FIC K lui-même proportionnel à la charge appliquée et pouvant être calculé à partir des conditions de chargement et de la taille de la fissure.

Les choses se compliquent lorsque le comportement est non linéaire. L'intégrale J n'est plus proportionnelle à la charge appliquée. Aussi il n'existe pas de relation simple entre J, la charge appliquée et la taille de la fissure.

Sous l'application d'un chargement et dans un matériau ductile, la pointe de fissure va subir une déformation plastique importante. La taille du défaut va augmenter sans que la déchirure proprement dite ne soit amorcée. Il y a alors émoussement en fond de fissure. Lors de cet émoussement, J suit une loi de type:

$$J = \alpha \cdot \Delta a \quad \text{Équation 1-23}$$

Avec α constante dépendant des caractéristiques de traction du matériau.

La forme de la courbe J- Δa au cours du chargement est celle donnée à la **Figure (1.22)**. L'instant auquel la propagation démarre étant difficile à déterminer expérimentalement (**Figure 1.23**), les normes [73] et [74] préconisent de prendre pour valeur de J à l'amorçage la valeur obtenue à $\Delta a = 0,2$ mm, noté $J_{0.2}$.

Macroscopiquement l'avancée de cette fissure est caractérisée par les étapes suivantes :

- L'émoussement du front de la fissure initialement aigu.
- La croissance stable résultant d'une déchirure au fond de la fissure.
- L'instabilité brutale.

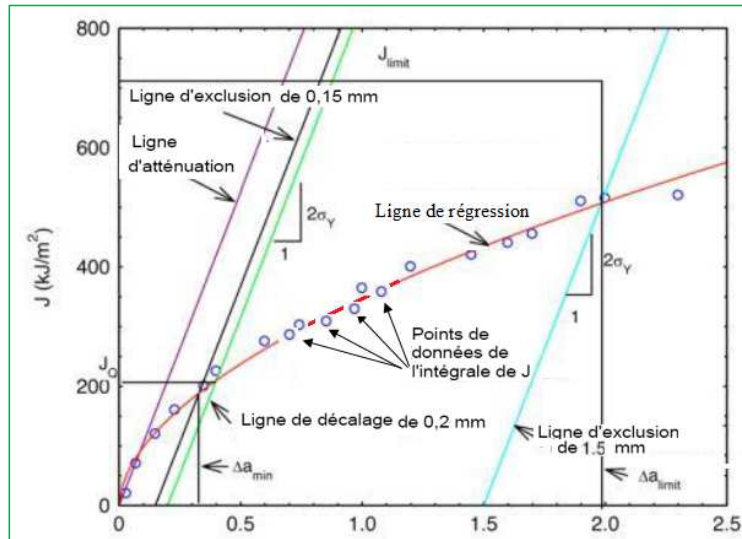


Figure 1-22. Courbe J-R caractéristique avec les bornes imposées par l'ASTM [75]

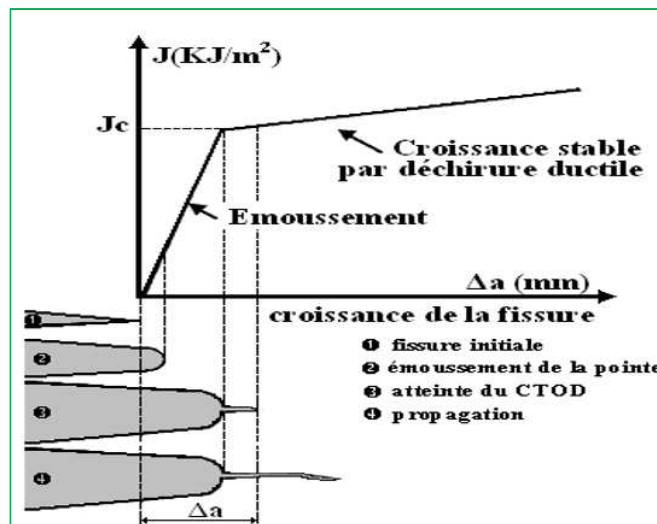


Figure 1-23. Schématisation du processus de la déchirure ductile

Expérimentalement, il n'est pas possible de mesurer l'intégrale J , mais plutôt le paramètre énergétique J qui peut s'identifier à l'intégrale sous certaines conditions. Les deux techniques d'essai qui permettent d'estimer la valeur de l'intégrale J sont :

➤ *Technique à plusieurs échantillons*

Cette méthode requiert environ cinq éprouvettes pour déterminer J_{IC} [76.77]. Chaque éprouvette doit être chargée à un niveau différent. Pour chacun des essais, on calcule J par la relation suivante :

$$J = \frac{A}{B(W - a_0)} \cdot f(a_0/W) \quad \text{Équation 1-24}$$

A : aire sous la courbe charge-déplacement (U)

B : épaisseur de l'éprouvette

a_0 : longueur initiale de la fissure effective

$(W - a_0)$: ligament initial non fissuré

$f(a_0/W) = 2,0$ pour une éprouvette SENB / $= 2,2$ pour une éprouvette CT

Cette technique passe par les étapes suivantes :

- Détermination pour chacune des éprouvettes contenant une fissure de longueur a_i , à partir de l'air sous la courbe (force - déplacement des points d'application de la charge) les énergies par unité d'épaisseur (U/B) **figure (1.24-a)**
- Pour plusieurs valeurs de déplacement d_i , ces énergies sont d'une part, reportées en fonction de la longueur de la fissure, et d'autre part, ajustées en fonction de d_i grâce à une fonction de lissage comme indiqué sur la **figure 1.24-b.**
- L'évolution de J en fonction des déplacements est déduite directement par la dérivation de la fonction utilisée par l'approximation (**figure 1.24-c**).

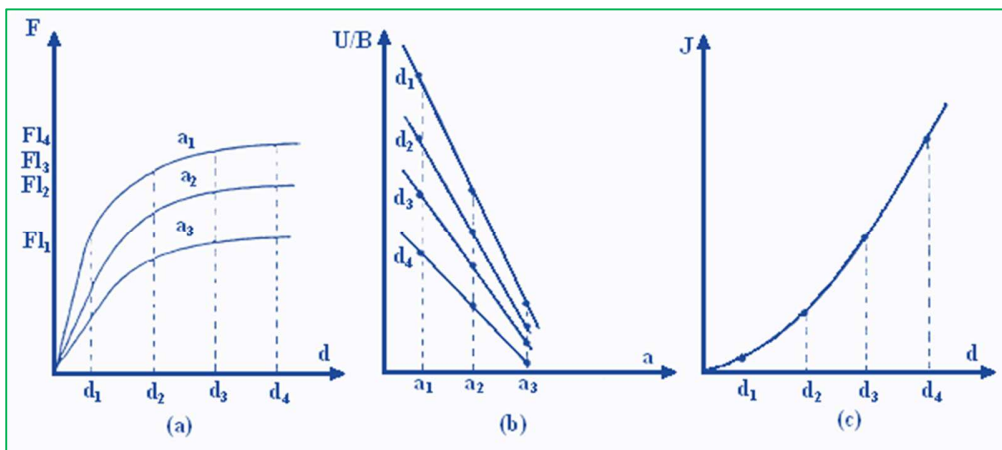


Figure 1-24. Détermination expérimentale de la courbe (J-d) selon la méthode de Begley et Landes [76]

Cette méthode utilise la définition du paramètre J , donnée par l'équation (1-25).

$$J = \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)_x = - \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^x F dx \right)_x = - \int_0^x \left(\frac{\partial F}{\partial a} \right)_x dx \quad \text{Équation 1-25}$$

La figure 1.25 décrit le principe de cette approche.

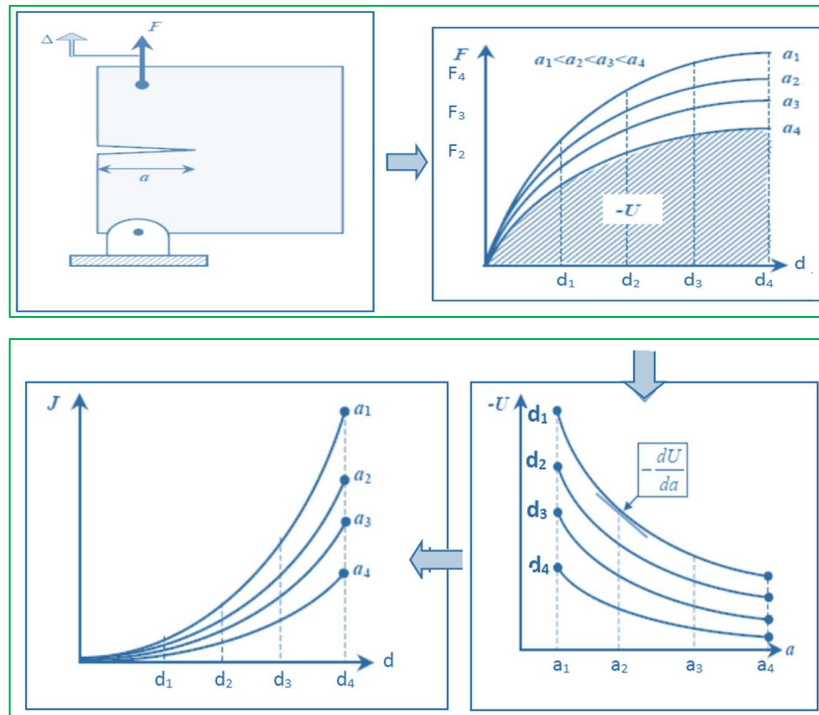


Figure 1-25. Détermination expérimentale du paramètre J

Landes et Begley tracent alors les courbes $F-d$ de ces éprouvettes, mais en interrompant les essais à différentes valeurs au déplacement d_i (figure 1.26). Après décharge, les éprouvettes sont portées dans un four à 300 °C pendant 10 minutes, ce qui a pour effet de bleuir la fissure totale (fissure de fatigue = éventuelle déchirure lente). Après rupture de l'éprouvette, et mesure de la longueur de la fissure totale, on peut alors associer à chaque déplacement d un accroissement Δa de la longueur de la fissure due à la fissuration stable.

En réalité, Begley et Landes ont constaté que l'accroissement Δa pouvait être dû à deux causes: la zone étirée "strech zone", à l'ouverture de la fissure et la fissuration stable elle-même.

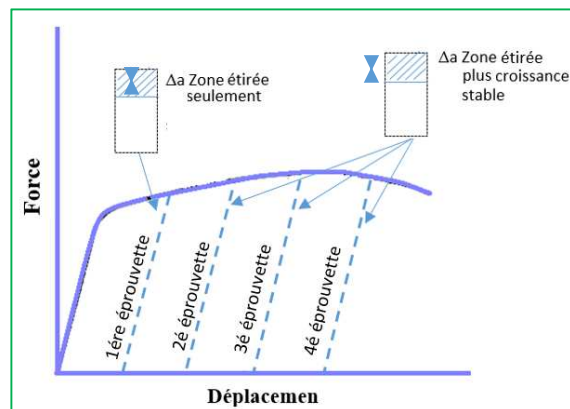


Figure 1-26. Courbe schématique « charge – déplacement » montrant les points de décharge obtenus avec différentes éprouvettes [75]

➤ Méthode **des fissures profondes**

L'autre méthode utilise une seule éprouvette ; elle nécessite de charger et de décharger partiellement l'éprouvette à plusieurs reprises au cours de l'augmentation de la charge. Lors de ces essais, on mesure le travail effectué sur l'éprouvette.

Pour connaître ce travail de manière précise, il faut mesurer le déplacement à l'endroit où la charge est appliquée. La surface sous la courbe charge – déplacement, représente alors l'énergie dépensée U [78.79]. On détermine le paramètre J donnée par la relation 1-24, à partir de l'énergie dépensée U . $f(a_0/W)$ Peut s'écrire sous la forme suivante, recommandation ASTM [80] :

$$f(a_0/W) = 2 + 0,522 \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) \quad \text{Équation 1-26}$$

On trace ensuite la courbe $J - \Delta a$ sur laquelle on effectue une régression linéaire. L'intersection de cette courbe avec la courbe donnée par l'équation qui correspond à la zone étirée « blunting line », décalée de 0,2 mm, correspond à la valeur critique de J , appelée J_{IC}

$$J = 2 R_e \Delta a \quad \text{Équation 1-27}$$

Les recommandations ASTM préconisent le respect des dimensions suivantes pour les éprouvettes servant à mesurer J_{IC} :

$$B \text{ et } b \geq 25 \frac{J_{IC}}{R_e} \quad \text{Équation 1-28}$$

L'avantage de l'essai J_{IC} est de permettre l'utilisation d'éprouvettes de dimensions inférieures à celles qui sont utilisées pour l'essai K_{IC} , par contre, son exécution et l'interprétation des résultats sont plus compliquées que pour cet essai.

La valeur de J_{IC} pourrait, idéalement, être utilisée comme critère de rupture. Toutefois, elle est le plus communément utilisée pour estimer la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte K_{IC} .

$$K_{IC}^2 = \frac{J_{IC} E}{(1-\nu^2)} \quad \text{Équation 1-29}$$

Sumpter [81] a exprimé dans le cas des matériaux à comportement élastoplastique, le paramètre J sous la forme additive d'une composante élastique J_{el} et d'une composante plastique J_{pl} .

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad \text{Équation 1-30}$$

La composante élastique J_{el} est identique au taux de restitution d'énergie G , ce qui permet de calculer cette composante directement à partir du facteur d'intensité de contrainte K par la relation :

$$J_{el} = G = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{Équation 1-31}$$

Par contre le calcul de la composante plastique J_{pl} peut s'effectuer suivant la méthode proposée par la norme ASTM [75] :

$$J_{pl} = \eta_{pl} \frac{U_{pl}}{B(W - a_0)} \quad \text{Équation 1-32}$$

Les procédures de test ASTM [75] recommandent, en déformations planes et pour un matériau ductile, la condition de validité suivante :

$$B, b_0 \geq 25 \frac{J}{\sigma_y} \quad b_0 : \text{Longueur du ligament initial} \quad \text{Équation 1-33}$$

2^{ème} PARTIE : PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE

Introduction

L'amorçage de fissures en fatigue débute et grandit à la proximité de la soudure pendant la vie en service. La résistance en fatigue de joint soudé n'est pas principalement gouvernée par la résistance du métal de base. Les paramètres importants sont surtout les géométries globales et locales du joint soudé.

Cette phase de l'étude bibliographique a pour intérêt de présenter l'influence des principaux paramètres géométriques, microstructuraux et de chargement sur la tenue en fatigue des assemblages soudés. Elle permet une sensibilisation sur les mécanismes d'initiation et de propagation des fissures de fatigue.

1.4 Durée de vie des assemblages soudés

Pour estimer la durée de vie des assemblages soudés, on réalise des essais sur des éprouvettes soudées. Toutefois les essais doivent porter sur des assemblages représentatifs des structures étudiées, même type de matériau, conditions de réalisations comparables. Au bout d'un certain nombre de cycles, relativement faible pour les assemblages soudés, une fissure apparaît dans une zone où l'effet d'entaille est maximum : bord ou racine du cordon.

En poursuivant l'essai, on provoque la propagation de la fissure. L'essai est arrêté à la rupture de l'éprouvette, ou au moment où elle ne supporte plus l'effort nominal.

1.5 Paramètres influençant la fissuration par fatigue

La connaissance de la résistance à la fissuration par fatigue est nécessaire pour toute structure soumise en service à des chargements cycliques. Puisque, dans la plupart des cas, les pièces comportent des défauts, il est donc important de bien maîtriser leur développement éventuel et de caractériser leur résistance à la fatigue. Dans la suite, nous traiterons les différents paramètres qu'il faut prendre en compte et qui ont une grande influence lors de la fissuration par fatigue.

Cette influence est plus ou moins importante suivant le domaine de fissuration étudié et les conditions d'essais.

Ces **grandeurs** peuvent se regrouper en deux catégories : les paramètres intrinsèques (microstructures, comportement élastoplastique...) et extrinsèques (rapport de charge, environnement...). Enfin, il se peut que plusieurs paramètres interagissent.

1.5.1 Influence de la nature du matériau

Différences importantes de résistance à la fatigue, entre matériaux, existent. Si on considère les aciers seuls, les différences sont négligeables, c'est-à-dire que les assemblages en acier ayant des limites d'élasticité les plus élevées n'ont pas de résistance à la fatigue supérieure aux autres. Cela peut avoir deux causes :

- Lorsque la résistance statique croît, la sensibilité à l'effet d'entaille augmente, c'est-à-dire le facteur q s'écrit :

$$q = \frac{K_F - 1}{K_T - 1} \quad \text{Où} \quad K_F = \frac{\sigma_{D-lis}}{\sigma_{D-ent}} \quad K_T = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad \text{Équation 1-34}$$

q : facteur de sensibilité à l'entaille,

K_F : Facteur de réduction en fatigue,

K_T : Coefficient de concentration de contraintes.

σ_{D-ent} : la limite d'endurance de la pièce entaillée.

σ_{D-lis} : la limite d'endurance d'une éprouvette lisse du même matériau.

σ_{max} est la contrainte à fond d'entaille, estimée dans le domaine de l'élasticité.

σ_{nom} la contrainte nominale calculée comme la contrainte moyenne dans la section résistante.

Pour un K_T donné, K_F augmente. Pour les aciers, on a établi une certaine corrélation entre la limite d'endurance et la résistance à la traction [82]. La limite d'endurance augmente avec la résistance à la traction, mais le facteur de réduction en fatigue K_F augmente également en fonction de la résistance à la traction [83].

- Plus la limite d'élasticité est élevée plus les contraintes résiduelles sont élevées, d'où une contrainte moyenne plus élevée.

Pour cela les courbes théoriques ne font pas apparaître la nature de l'acier. Il en résulte que le choix d'un acier plus résistant ne présente aucun intérêt pour améliorer la tenue d'un assemblage.

En fait, cette idée a été changée au début des années 90, grâce à l'apparition des aciers à haute limite d'élasticité (HLE), cette gamme d'aciers est conforme à la norme EN 10149.2 : 1995.

Les aciers à haute limite d'élasticité se caractérisent par une faible teneur en carbone et en éléments d'alliage, ce qui leur confère d'excellentes propriétés fonctionnelles telles que l'aptitude au formage à froid, profilage, soudage ou au revêtement. Leur durcissement obtenu par précipitation et affinement de la taille des grains permet d'atteindre de hauts niveaux de résistances mécaniques, jusqu'à 950 MPa. Ils se caractérisent de plus par une bonne tenue à la fatigue.

1.5.2 Influence de la forme et de la géométrie du joint soudé

La durée de vie en fatigue des joints soudés est fortement affectée par la présence en pied du cordon d'une concentration de contrainte liée à la géométrie de la soudure [84]. Les zones d'amorçage de la fissure sont soit l'effet géométrique du cordon, ou un défaut interne (manque de pénétration, soufflures) ou externe (caniveaux, inclusions de laitier).

➤ Influence de l'épaisseur

L'épaisseur de la tôle constituant les joints est un paramètre important dans la prévision de la durée de vie. En effet, plusieurs auteurs ont montré que lorsque l'épaisseur de la tôle augmente, la résistance à la fatigue du joint soudé diminue.

Nihey et al [85] utilisent dans leurs essais de fatigue, sur des joints en croix type (K2), trois épaisseurs différentes (9, 20, 40 mm). Les résultats d'essais, **Figure 1.27**, montrent un effet de l'épaisseur sur la résistance à la fatigue. La tenue à la fatigue des assemblages en angle diminue lorsque l'épaisseur des plaques assemblées s'accroît.

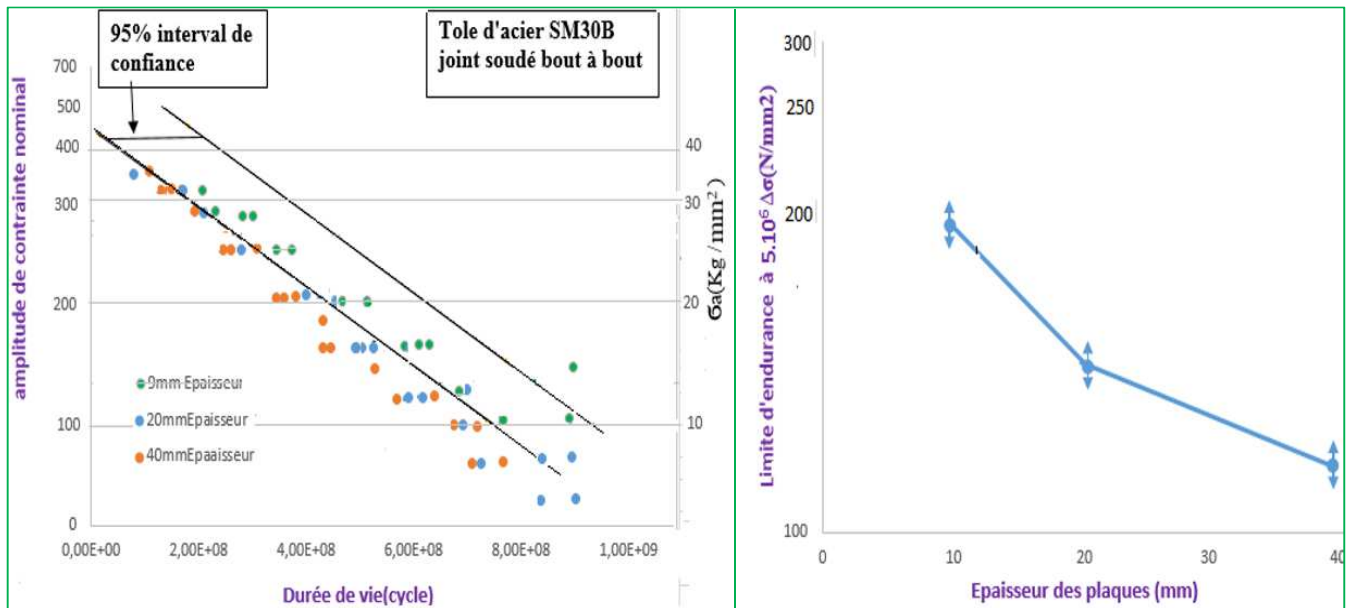


Figure 1-27. Influence de l'épaisseur de tôle sur la durée de vie

Lieurade et al [86] mettent en évidence un effet significatif de l'épaisseur (20 ou 40 mm) sur la vitesse de fissuration dans la ZAT (Zone Affectée Thermiquement).

Pour un rapport de charge $R = 0$, les auteurs observent une réduction de la vitesse de fissuration d'autant plus importante que l'épaisseur est élevée. Ces derniers montrent que cette réduction est due à une augmentation des contraintes résiduelles de compression au cœur de l'éprouvette.

Marshall [87] considère l'influence de la profondeur des défauts de soudage au pied des cordons sur la résistance à la fatigue des assemblages pour une épaisseur donnée. Pour une augmentation simultanée des deux paramètres, épaisseur de l'assemblage et profondeur des défauts de soudage, l'auteur montre que le facteur de réduction de résistance à la fatigue (K_f) augmente considérablement.

L'épaisseur influe sur l'état de contrainte au front d'une fissure et la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte du détail. Cette valeur critique est normalement notée K_c . Toutefois, pour indiquer que l'on parle de la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en état plan de déformation, on utilise la notation K_{Ic} et lorsqu'on parle de la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en état plan de contrainte, on utilise la notation K_{Ic} (dans les deux cas, il s'agit du mode I de rupture).

La **Figure 1.28** représente schématiquement l'effet de l'épaisseur sur la ténacité. B_0 représente l'épaisseur maximale pour avoir un état plan de contrainte, B_1 représente l'épaisseur minimale pour avoir un état plan de déformation. Pour des épaisseurs supérieures à B_1 , la ténacité ne dépend plus de l'épaisseur.

Pour des épaisseurs inférieures à B_0 , les essais réalisés par les chercheurs donnent soit une prolongation horizontale de la courbe (ténacité identique à K_{Ic}), soit une courbe descendante (diminution de la valeur de K_c avec l'épaisseur). Entre B_0 et B_1 , la ténacité K_c diminue progressivement de K_{Ic} à K_{Ic} .

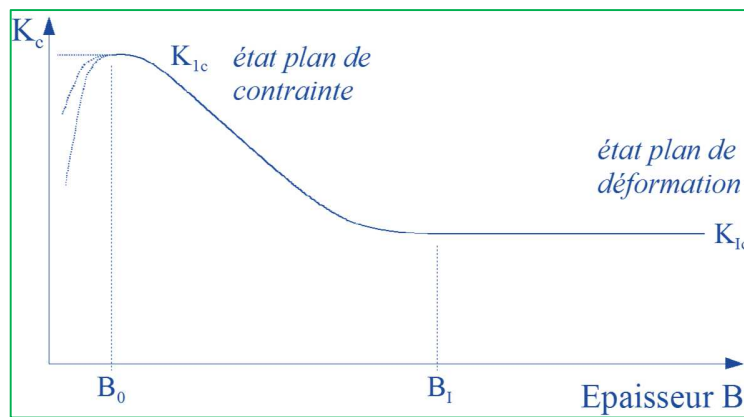


Figure 1-28. Représentation schématique de l'effet de l'épaisseur sur la ténacité

Pour se trouver en état plan de contrainte, la dimension de la zone plastique doit être de l'ordre de grandeur de l'épaisseur de la plaque, c'est-à-dire que B_0 doit être égal approximativement à la dimension de la zone plastique en état plan de déformation, ce qui peut s'écrire, selon l'équation suivante :

$$B_0 \cong \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{f_y} \right)^2 \quad \text{Équation 1-35}$$

Pour se trouver en état plan de déformation, la plupart des auteurs se réfèrent aux recommandations de l'ASTM pour la méthode d'essai standard de ténacité en état plan de déformation [88]

$$B_I = 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{f_y} \right)^2 \quad \text{Équation 1-36}$$

Broek et Vlieger [89] reportent une relation donnant la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte K_c en fonction de l'épaisseur B de la pièce, ceci connaissant la valeur K_{Ic} ainsi que la valeur B_0 :

$$K_c(B) = \sqrt{1 + \frac{\epsilon_f \cdot E}{24 \cdot f_y} \cdot \frac{B_0}{B}} \cdot K_{Ic} \quad \text{Équation 1-37}$$

$K_c(B)$: valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en fonction de l'épaisseur de la pièce

ϵ_f : déformation spécifique réelle

B_0 : épaisseur maximale pour avoir un état plan de contrainte

K_{Ic} : valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en état plan de déformation

f_y : limite d'élasticité

B : épaisseur du matériau

La déformation spécifique réelle est définie par la relation suivante [90] :

$$\epsilon_f = \ln \left(\frac{l_f}{l_0} \right) \quad \text{Équation 1-38}$$

l_f : longueur finale de l'éprouvette

l_0 : longueur initiale de l'éprouvette

On peut comparer cette déformation spécifique "réelle" à la déformation spécifique d'ingénieur ϵ_{eng} :

$$\epsilon_{eng} = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad \text{Équation 1-39}$$

ϵ_{eng} : "engineering strain", c'est-à-dire déformation spécifique utilisée en général dans la pratique. Il est ainsi possible de définir ϵ_f sur la base de ϵ_{eng} :

$$\varepsilon_f = \ln(\varepsilon_{\text{eng}} + 1) \quad \text{Équation 1-40}$$

Cette déformation spécifique réelle est à mettre en relation avec la contrainte « réelle » qui est définie comme étant la charge divisée par la section de l'éprouvette déformée, alors que la contrainte « d'ingénieur » correspond à la charge divisée par la section initiale de l'éprouvette.

La **figure 1.29** donne une représentation graphique de la relation de Broek et Vlieger pour quatre différents aciers ayant une déformation spécifique réelle $\varepsilon_f = 0.25$ et un module d'élasticité $E = 210\,000$ MPa.

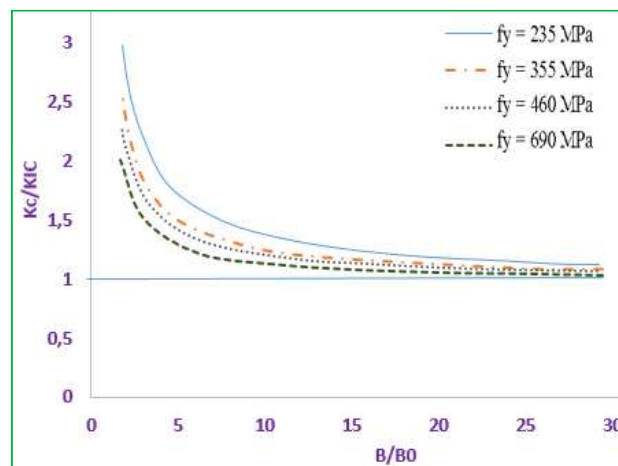


Figure 1-29. Effet de l'épaisseur et de la limite d'élasticité selon la relation de Broek.

Costa [91] a observé une forte influence du rapport de charge R et de l'épaisseur B sur la vitesse de propagation de la fissure de fatigue pour l'acier CK45. da/dN augmente avec R ou B . L'influence de l'épaisseur est plus prononcée pour le rapport de charge inférieur $R=0$. L'influence de R et B sur da/dN tend à diminuer lorsque ΔK augmente tandis que da/dN est plus sensible au changement de R pour la gamme d'épaisseur inférieure.

Les **Figures 1.30** ci-dessous montrent l'influence de l'épaisseur sur le rapport de charge. Plus l'épaisseur est élevée l'effet du rapport de charge diminue de même pour l'influence du rapport de charge sur l'épaisseur. Plus le rapport de charge est élevé l'effet de l'épaisseur diminue.

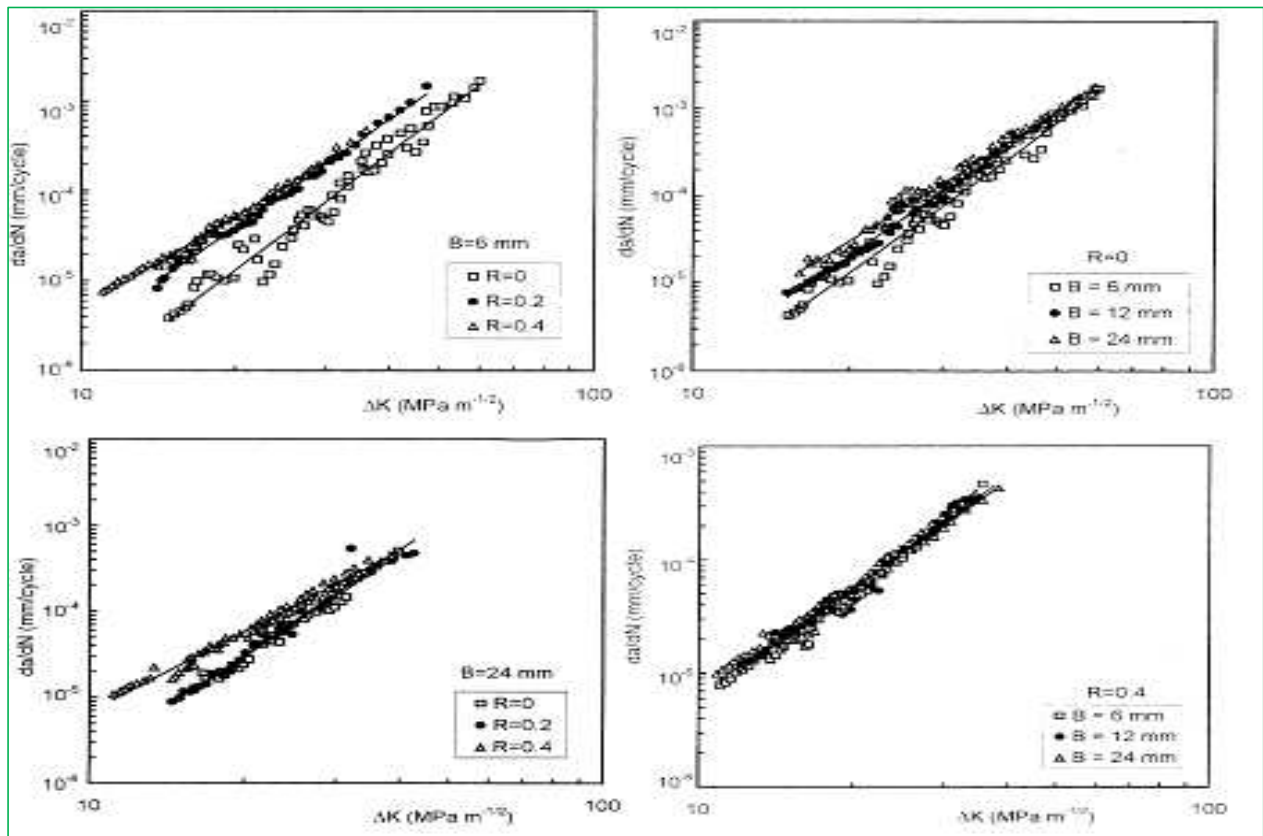


Figure 1-30. Influence de l'épaisseur et rapport de charge sur la vitesse de fissuration [91]

➤ Influence de l'angle de raccordement et le rayon au pied du cordon

L'amélioration de la résistance à la fatigue par des moyens de contrôle de la géométrie de soudure peut être obtenue en réduisant la concentration de contrainte au niveau des zones singulières.

Lee et al. [92] ont étudié l'effet de la géométrie des soudures sur la tenue en fatigue d'un acier au carbone. Ils ont conclu que la durée de vie en fatigue augmente avec l'augmentation de l'angle ψ et du rayon de raccordement R entre le bout soudé et la partie horizontale de la pièce comme le montre la Figure 1.31.

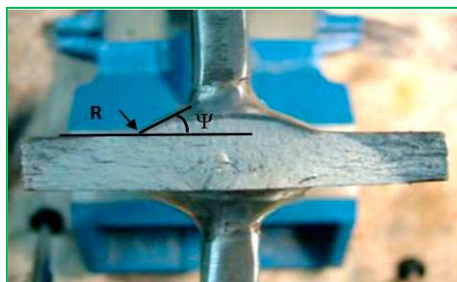


Figure 1-31. Paramètres géométriques d'un joint soudé [92]

Pigneaux et al. [93] ont étudié la tenue en fatigue des joints soudés des aciers de construction. Les essais ont été élaborés avec un rapport de charge $R = 0,1$ (en traction-traction) sur des éprouvettes parallélépipédiques contenant un joint soudé non arasé.

Les résultats obtenus montrent que les fissures s'amorcent toujours au niveau des racines des cordons de soudure qui présentent une zone de concentration de contraintes.

Sur une structure soudée bout à bout, Richards [94] a montré que la limite d'endurance augmente linéairement avec l'angle de raccordement ψ du cordon, **Figure 1.32**.

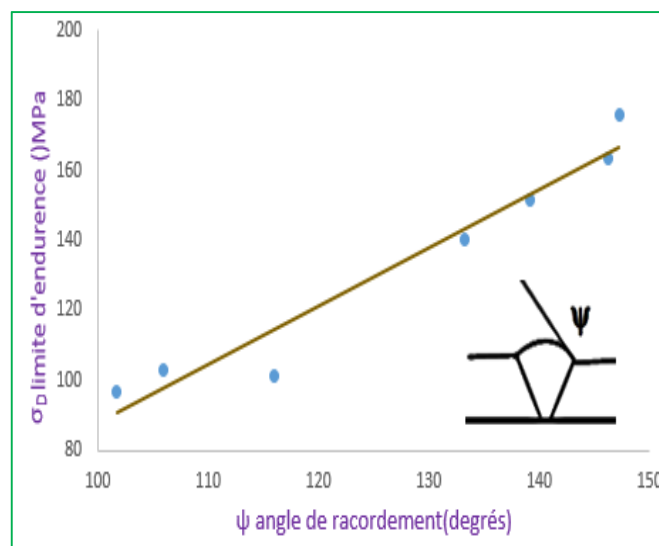


Figure 1-32. Influence de l'angle de raccordement sur la limite d'endurance à 2 106 cycles

Des études effectuées [95-96] sur des éprouvettes entaillées, dont le profil est analogue à celui d'éprouvettes soudées, ont été réalisées en faisant varier de façon continue le rayon ρ et l'angle de raccordement Ψ du joint simulé. Ces études ont montré que l'augmentation du rayon d'entaille ou la diminution de l'angle de raccordement diminue fortement la concentration de contraintes.

L'influence de ρ devient négligeable lorsque ψ est inférieur à 10° et l'influence de Ψ devient négligeable lorsque sa valeur dépasse 40° , **Figure 1.33**.

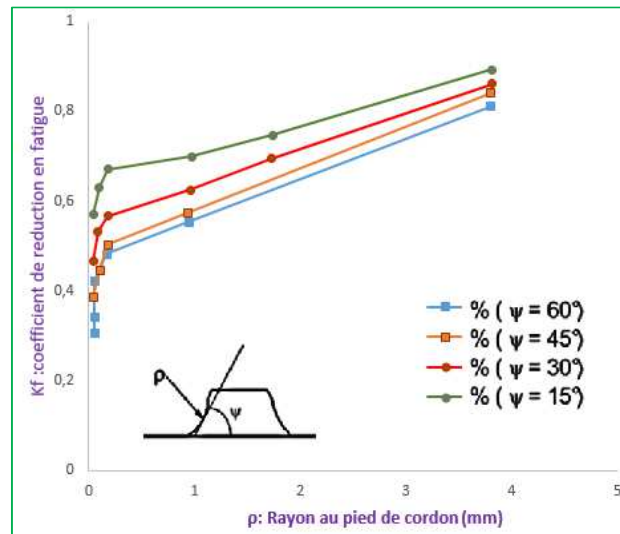


Figure 1-33. Influence du rayon au pied de cordon sur la réduction à la résistance à la fatigue [97].

1.5.3 Effet d'une concentration de contrainte sur la tenue en fatigue

La présence de concentration de contraintes dans un joint soudé se situe à deux échelles différentes:

- À l'échelle macroscopique, cette concentration de contrainte est liée à la géométrie du cordon de soudure et au type d'assemblage (assemblage en "T", en croix, bout à bout, etc...)
- À l'échelle microscopique, les concentrations de contraintes sont induites localement par la présence de petits défauts très aigus au pied (caniveaux, inclusions de laitier ...) ou à la racine de la soudure (collages, micro fissurations, etc...).

Le facteur de concentration de contrainte "global", relatif à l'assemblage, peut être déduit en appliquant le principe de superposition.

En utilisant l'équation (1-41), définie par Inglis [98], nous obtenons pour un assemblage en angle soudé par des procédés manuels (ARC) ou semi-auto (MIG-MAG), un facteur de concentration de contrainte locale compris entre 15 et 27 en pied de cordon de soudure.

Avec:

$$K_t = \left(1 + 2 \cdot \sqrt{\frac{a_0}{\rho}}\right) \cdot K_t^{macro} \quad \text{Équation 1-41}$$

a_0 : profondeur moyenne des défauts

ρ : rayon de courbure moyen des défauts

K_t^{macro} : concentration de contrainte sans défaut.

(K_t^{macro} estimée à 3 pour des assemblages en angle)

Bien que cette concentration de contrainte s'applique sur un petit volume de matière, elle joue un rôle considérable sur la tenue à la fatigue d'un joint soudé à l'état brut de soudage.

Dans la majorité des publications [99], les auteurs semblent être unanimes en affirmant que la phase d'initiation d'une fissure de fatigue n'occupe qu'une fraction négligeable de la durée de vie totale d'un joint à l'état brut de soudage (elle représente environ 5 à 20 % du nombre de cycles à rupture).

Ces auteurs estiment également qu'il est sécurisant, pour calculer la durée de vie, de considérer uniquement une phase de propagation en assimilant les petits défauts aigus à des fissures initiales.

1.5.4 Influence de l'état hétérogène de la microstructure sur la tenue en fatigue

La fissure de fatigue s'initie soit dans le métal fondu (MF), soit dans la zone affectée par la chaleur (ZAT). Ceci dépend de leur position respective à l'extrémité du raccordement.

Selon Gurney [100], l'initiation se produirait le plus fréquemment dans le métal fondu (MF) très près de la ligne de fusion. Généralement, la fissure de fatigue se propage ensuite dans la ZAT à gros grains (Zone Affectée Thermiquement), puis dans la ZAT à grains fins et enfin dans le métal de base (MB). La profondeur de la ZAT, étant en général de l'ordre du millimètre, une partie importante de la durée de vie peut être constituée par une phase de propagation lente dans une microstructure différente de celle du métal de base.

Les opinions sont très partagées pour définir, dans quelle proportion l'hétérogénéité de la microstructure influe sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue.

Lieurade [101] estime l'existence de variations de vitesse de propagation lors de la traversée des diverses microstructures. Elles sont uniquement dues à la présence des contraintes résiduelles.

Maddox [102] a étudié le comportement des joints soudés avec différents métaux d'apport (de limites d'élasticité comprises entre 386 et 636 MPa), pour un acier de construction (acier doux (C-Mn)) et de différentes microstructures simulant la ZAT. Les essais de fatigue sont effectués avec un rapport de charge $R=0.1$ sur des éprouvettes CCT, dans des conditions de déformation plane.

En excluant une ZAT de grande dureté, où la présence de martensite avait entraîné une rupture intergranulaire, tous ces résultats expérimentaux se situent dans une bande de dispersion.

$$da/dN = C. (\Delta K)^{3,07} \quad 0,9. 10^{-13} < C < 3.10^{-13} \quad \text{Équation 1-42}$$

Où da/dN est la vitesse de propagation de fissure (m/cycle)

C une constante du matériau

Lieurade [103] a réalisé des essais sur des éprouvettes CT prélevées sur le métal de base et dans la ZAT des joints soudés en croix détensionnés. Les résultats étant sensiblement proches, il détermine la loi de propagation suivante :

$$da/dN = 1,17 \cdot 10^{-13} (K)^3 \quad \text{Équation 1-43}$$

Suite à un grand nombre d'essais réalisés sur des aciers de construction, des aciers à haute résistance mécanique, et en zone affectée thermiquement.

Gurney [104] définit une relation empirique entre C et m qui s'exprime quelle que soit la microstructure par :

$$C = 1,315. 10^{-4} / 895,4^m \quad \text{Équation 1-44}$$

Où : m, C sont des constantes du matériau

Le coefficient "m" varie entre 2,4 et 3,6 selon la microstructure.

1.5.5 Influence de la limite d'élasticité du métal de base

Dans les mêmes conditions de prélèvement (éprouvette CCT) et de chargement (R = 0) OHTA [105] obtient des résultats comparables dans le cas d'assemblages en acier, et dont les limites d'élasticité sont comprises entre 300 et 550 MPa.

Par contre, Lieurade et al [101] constatent un ralentissement de la vitesse de fissuration dans la ZAT d'autant plus important que la limite d'élasticité du métal de base augmente (280 MPa < Re < 515 MPa) (éprouvette CT, R = 0).

En effet, une augmentation de la limite d'élasticité conduit à un accroissement du niveau des contraintes résiduelles de compression au cœur de l'éprouvette.

1.5.6 Influence des inclusions

La nocivité des inclusions, **Figure 1.34**, dépend principalement de la présence d'hydrogène, dont le rôle, dans la diminution de l'endurance des joints soudés, en liaison avec la présence de porosité, a été reconnu par de nombreux auteurs [101].

L'influence des soufflures et inclusions de laitier sur les caractéristiques de fatigue provoque évidemment des effets négatifs, mais tels défauts n'affectent l'endurance du métal que pour des durées de vie supérieures à 10^4 cycles.

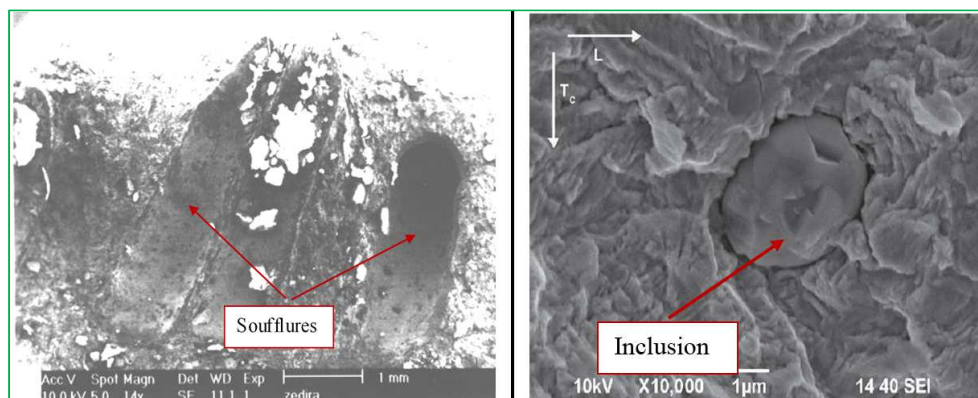


Figure 1-34. Soufflures et inclusions dans les soudures.

1.5.7 Influence des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des joints soudés

➤ Origine des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles peuvent avoir une origine thermique résultant du procédé de soudage, ou mécanique suite à un choc ou un traitement de surface (type grenailage). Sous chargement de fatigue, ces contraintes se superposent avec les chargements cycliques et modifient la contrainte moyenne, d'où une modification de la durée de vie du matériau.

L'évolution des contraintes résiduelles durant un essai de fatigue peut être à l'origine de plusieurs phénomènes à savoir le durcissement/adoucissement cyclique, la distribution des contraintes, leur relaxation ou les transformations de phases.

➤ *Mise en évidence des contraintes résiduelles*

L'évolution des contraintes résiduelles au cours de la fissuration par fatigue a été mise en évidence par Fukuda et Sliruta [106]. Ces auteurs ont étudié la redistribution de ces contraintes résiduelles de soudage à l'aide de jauges extensométriques collées au voisinage du chemin de fissuration.

À partir d'un champ de contraintes résiduelles initiales, d'abord de traction, puis de compression dans le plan de fissuration, ils observent que la pointe de la fissure initialement soumise à une traction reste tout au long de la propagation, soumise à des contraintes résiduelles de traction qui décroissent au fur et à mesure que la fissure progresse.

Selon Lieurade [107], une accélération de la fissuration est reliée à des contraintes résiduelles de traction perpendiculaires à la fissure, tandis qu'un ralentissement correspond à un état des contraintes en compression.

En effet, les contraintes résiduelles en compression se superposent aux contraintes appliquées et réduisent le facteur d'intensité de contrainte moyen. Ceci a pour effet de diminuer la variation efficace du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} et donc d'accentuer les effets de fermetures qui sont bénéfiques à la résistance à la propagation [108,109,110].

Selon le même principe de superposition, les contraintes résiduelles en traction conduisent à un rapport de charge R effectif plus élevé. Ceci peut faire en sorte de réduire, ou même d'éliminer complètement la contribution des effets de fermeture, pouvant ainsi engendrer des taux de propagation plus élevés tel que démontré par plusieurs études expérimentales [111,112].

Ros, Soete et Kudryatsev [113,114,115] tenaient à comparer la durée de vie en fatigue des soudures ayant subi un recuit de relaxation à celle des soudures à l'état non traité sous des contraintes alternées. Certains auteurs ont constaté que le recuit de relaxation augmente la durée de vie des structures soudées, d'autres n'ont pas trouvé d'effet.

Gumey [116] a démontré qu'un chargement en compression-compression, qui est théoriquement peu dommageable, peut causer la rupture par fatigue si on lui superpose des contraintes résiduelles de traction.

Magnier [117] a étudié l'effet des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue d'un acier inoxydable austénitique 304L soudé. L'auteur a comparé le comportement en fatigue d'une structure soudée, et d'une structure soudée arasée et a constaté que le parachèvement mécanique par l'arase, qui permet de relaxer les contraintes résiduelles, s'avère bénéfique à la tenue en service.

1.5.8 Influence du rapport de charge

Lorsque le rapport de charge R augmente, la vitesse de fissuration croît pour un même ΔK , mais les courbes $da/dN - \Delta K$ possèdent la même allure [118, 119]. Autrement dit, quand un matériau est sollicité à R plus élevé, sa résistance à la fissuration est plus faible. ; Par contre, ceci a un effet bénéfique sur la durée de vie exprimée en fonction de la contrainte maximale.

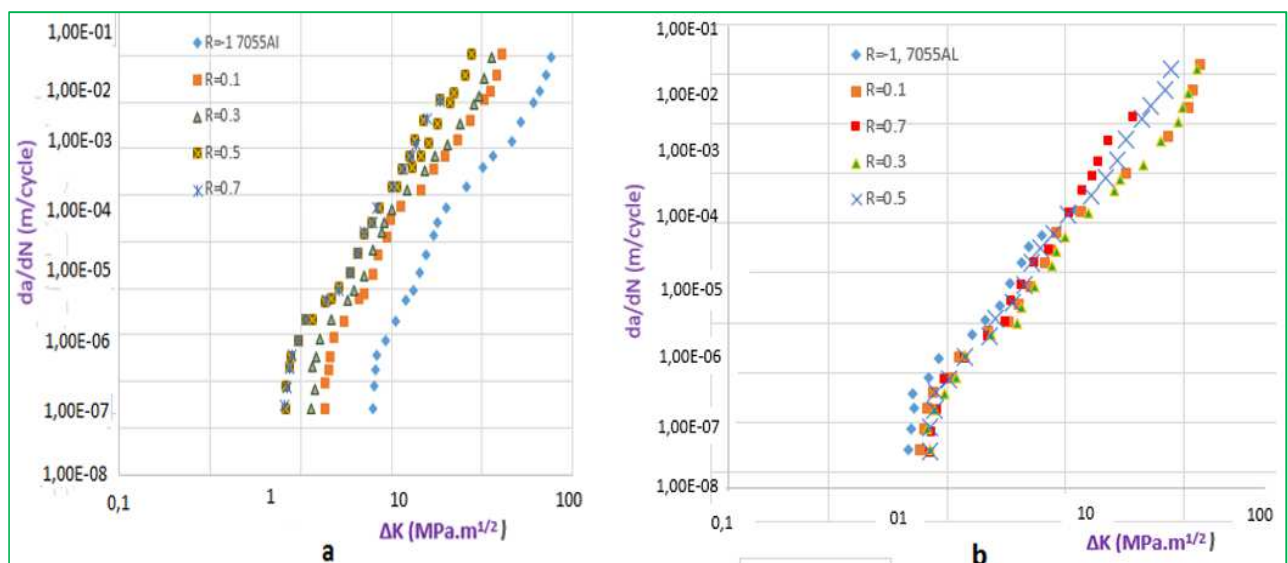


Figure 1-35 Courbes de propagation avant et après la prise en compte de l'effet de fermeture [120].

Lorsque la vitesse de propagation est représentée en éliminant les contraintes de fermeture ($da/dN - \Delta K_{eff}$), un comportement identique est observé pour les différents rapports de charge comme on observe sur la Figure 1.35: l'utilisation du concept de fermeture permet donc d'éliminer l'influence du niveau moyen de contrainte appliquée (pour plus de détail, Elber [121] proposa de remplacer ΔK par ΔK_{eff} dans la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{eff})^m \quad \text{Équation 1-45}$$

F. Iacoviello et al [122] ont étudié l'influence du rapport de charge R sur la résistance à la propagation de fissure par fatigue de l'acier inoxydable austénitique de ferrite duplex, ils ont trouvé que l'augmentation de la valeur de R engendre une diminution de la valeur du seuil et la valeur contrainte de rupture, et pour la même valeur du ΔK , une augmentation évidente de la vitesse de propagation de fissure.

Kusko et al [123] ont tenté d'expliquer l'influence du rapport R sur le comportement de propagation de fissure des soudures d'acier inoxydable 316L, une série de rapports de charge de 0,10 à 0,80 a été étudiée. Ils ont trouvé que l'augmentation des vitesses de propagation de fissure à mesure que R augmente de 0,10 jusqu'à 0,55 peut être généralement attribuée à un effet extrinsèque dans lequel la fermeture de fissure est manifestée. En revanche, l'augmentation de la vitesse de progression de la fissure observée pour une augmentation de R de 0,55 à 0,70 est une véritable réponse matérielle intrinsèque, où la fermeture de fissure n'a pas d'existence. Un accroissement plus ultérieur de R de 0,70 à 0,80 ne produit aucun perfectionnement significatif dans la vitesse de propagation.

Les recherches de Costa [91] ont conduit, pour ΔK plus élevé, l'influence de R sur da/dN diminue, l'augmentation de la vitesse de propagation de fissure est plus prononcée entre R= 0 et R= 0,2. Pour des valeurs élevées de da/dN près de 10^{-3} mm/cycle, l'influence de R est presque absente entre R= 0,2 et R= 0,4. **Figure 1.36**

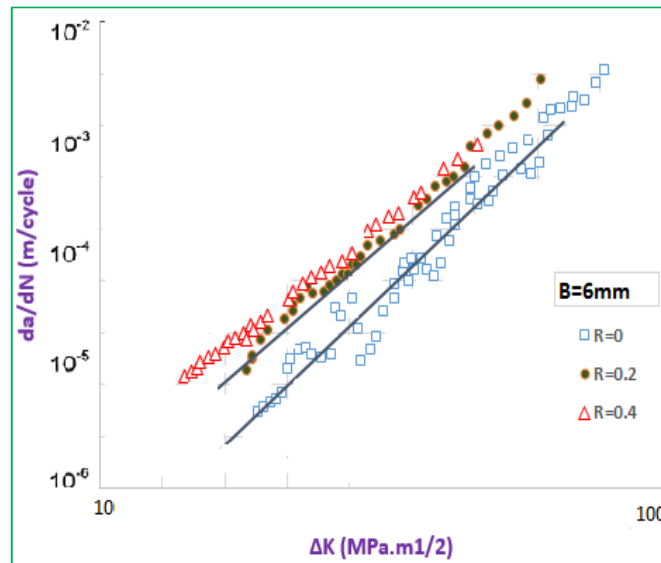


Figure 1-36. Vitesse de propagation de la fissure Da / dN de l'acier CK45 par rapport au ΔK pour $R, 0, 0.2$ et 0.4 .

1.5.9 Influence de l'environnement

On entend généralement par effet de l'environnement l'action du milieu corrosif sur le matériau : air sec ou humide, oxygène, vapeur d'eau, hydrogène... Cet effet se manifeste à la fois sur les durées de vie, sur les vitesses de propagation des fissures et sur les faciès de rupture, comparés à ceux obtenus sous vide ou atmosphère neutre [124].

La fatigue-corrosion est un phénomène d'endommagement qui résulte de l'action combinée d'un milieu agressif et d'une charge cyclique. D'une façon générale, la durée de vie d'une pièce soumise à la fatigue-corrosion est d'autant plus faible que la contrainte est élevée [125].

Mais une contrainte faible peut suffire pour faire apparaître le phénomène bien qu'il existe souvent un seuil de non-fissuration. On note que le comportement en propagation des fissures de fatigue-corrosion à faible contrainte dépend aussi bien du temps que des cycles de charge appliqués ; à faibles contraintes d'essai, l'influence de la dépendance vis-à-vis du temps augmente beaucoup puisque la contribution mécanique à la propagation de fissure est relativement faible (c'est la corrosion qui prédomine).

Papakyriacou [126] a remarqué sur quatre matériaux différents (titane, tantale, niobium, Ti–6Al–7Nb) que les propriétés de fatigue se détériorent et les limites d'endurance diminuent de façon significative si les essais sont effectués dans un fluide corrosif au lieu de l'air ambiant.

Les essais de propagation de fissures de fatigue, menés sur l'acier AISI 1018, sous chargements à amplitude constante dans différents environnements (eau domestique ordinaire et traitée) montrent que la vitesse de propagation des fissures de fatigue est plus faible pour les échantillons en contact avec l'eau domestique traitée [127].

Dans un alliage d'aluminium 7178-T6, Chubb [128] a montré que la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans un milieu humide est supérieure à celle d'un milieu sec. De plus, la corrosion d'exfoliation entraîne une augmentation de la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans un environnement sec de deux à cinq fois pour de petites valeurs de ΔK . Par contre, il n'y a pas d'effet de la corrosion d'exfoliation aux valeurs élevées de ΔK . La ténacité de l'alliage est légèrement réduite par l'action de la corrosion d'exfoliation à la pointe de la fissure, cette légère réduction est attribuée à la diminution de l'épaisseur du matériau.

D'autres études, menées sur des alliages d'aluminium 707, ont montré que le seuil de propagation sous air est plus faible que celui obtenu sous vide [129], l'action de l'environnement étant attribuée à la fragilisation par l'hydrogène provenant de l'adsorption et de la dissociation des molécules de vapeur d'eau sur les surfaces nouvellement créées par fissuration.

Les observations menées par Wadsworth [130] et Bradshaw [131] sur le comportement en fatigue d'un alliage d'aluminium montrent une accélération de la vitesse de fissuration sous vapeur d'eau et sous atmosphère humide, ce qui ramène à des durées de vie plus faibles que celle sous atmosphère sèche. Les mêmes constatations ont été faites par Demulsant [132] qui a montré que les durées de vie sont plus grandes sous vide que sous air, pour tous les alliages de titane étudiés, ou pour les aciers inoxydables [133].

Pour la plupart des matériaux, la résistance à la fissuration sous vide est, en général, meilleure que sous air, bien que le niveau de fermeture sous air soit plus important que sous vide du fait de l'oxydation des surfaces rompues.

La durée de vie augmente avec la diminution de la température ou à faible charge; par conséquent, la fatigue est plus présente à température élevée qu'à température ambiante [134, 135].

En résumé, l'extension d'une fissure dans un milieu corrosif fait l'objet d'une compétition entre deux mécanismes de base : d'un côté, la fragilisation par la présence d'un milieu agressif qui accélère la vitesse de propagation d'une fissure [136] ; de l'autre, le phénomène de fermeture (rugosité et oxydation) qui contribue à la ralentir.

En effet, l'effet de fermeture dû à la rugosité peut diminuer les possibilités d'accès en pointe de fissure et ainsi limiter l'effet de la fragilisation. De plus, les dépôts d'oxydes, qui se forment sur les surfaces fraîchement créées, peuvent agir comme des protecteurs, et donc améliorer la résistance à la fragilisation [137].

1.5.10 Influence de surcharge

Les structures en service sont soumises à des chargements dont l'amplitude varie le plus souvent au cours du temps. Ces différences de niveaux de cycles de chargement vont entraîner des conséquences sur la propagation de fissure pouvant conduire à des accélérations ou des ralentissements significatifs. En effet, l'application brusque d'une surcharge au cours d'un essai de propagation de fissure de fatigue sous un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure, c'est-à-dire que la fissure s'arrête et ne redémarrera qu'après un grand nombre de cycles (Figure 1.37).

Ce phénomène résulte de la formation d'une zone plastique importante au moment de la surcharge et de contraintes résiduelles de fermeture importantes. De ce fait, la contrainte d'ouverture augmente beaucoup. De même, si un sous-charge intervient dans ce type de chargement, une accélération de la vitesse de propagation peut être observée. Par conséquent, par son effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue, la surcharge peut être considérée comme un moyen de réparation

lors de l'apparition d'une fissure. Toutes les études s'accordent pour confirmer que le retard est une fonction croissante de l'amplitude de surcharge [138, 139].

L'étude menée par Decoopman [140] a montré que le retard occasionnel après surcharge peut être expliqué par une combinaison des mécanismes suivants : les contraintes résiduelles à l'intérieur de la zone plastique, la fermeture induite par la plasticité et la déviation du trajet de la fissure.

Desforges [141] a effectué des mesures de contraintes en pointe de fissure après une surcharge par une méthode utilisant la diffraction des rayons X sur un acier E550.

Les résultats montrent que les retards observés sur des essais sous chargement d'amplitude variable simplifié (surcharges répétées) sont attribués à une modification du champ de contrainte en pointe de fissure, c'est-à-dire que les surcharges engendrent des contraintes de compression qui diminuent le niveau de contrainte en pointe de fissure. Mais lorsqu'une sous-charge précède une surcharge, il y a peu d'influence sur le retard provoqué par la surcharge.

Il existe une valeur du taux de surcharge (τ_{\min}) en dessous de laquelle aucun effet de retard n'est observé et une valeur maximale (τ_{\max}) à partir de laquelle un retard devient un blocage définitif [142].

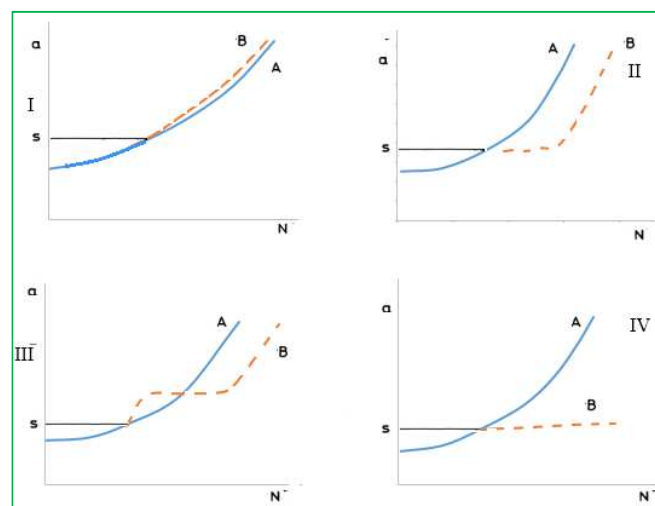


Figure 1-37. Différents types du comportement au retard I : retard perdu, II : retard, III : retard différé et IV : blocage [143]

Différents travaux ont été effectués pour contribuer à allonger la durée de vie en réparant les fissures existantes observées dans la structure. Les résultats montrent que l'application d'un ou plusieurs cycles de surcharges conduit à retarder la propagation de la fissure voire à l'arrêter. On peut également trouver des techniques telles que l'infiltration d'une résine ou la création d'un trou en aval de l'extrémité de la fissure.

En résumé, l'application d'une surcharge provoque un retard sur la vitesse de fissuration. En dessous d'une certaine valeur de taux de surcharge T_{min} , il n'y a pas d'effet retard, et à partir d'une valeur maximale T_{max} , la fissure peut être complètement bloquée si la surcharge était de traction [144]. Dans le cas où la surcharge est de compression, la fissure accélère [37].

1.5.11 Effet de la microstructure

➤ *Effet de la taille des grains*

Parmi les traits microstructuraux les plus cités pouvant influencer le comportement en fatigue-propagation des métaux, on retrouve la taille des grains. Dans le cas spécifique des aciers martensitiques, des paquets de martensite se forment à l'intérieur des grains austénitiques antérieurs et peuvent agir comme grains effectifs [145,146].

Lorsque la taille de la zone plastique en bout de fissure est comparable ou inférieure à la taille des grains, la trajectoire de la fissure est largement influencée par l'orientation cristalline. Une microstructure à gros grains peut donc engendrer des bifurcations importantes de la fissure par rapport à l'axe de chargement. Ceci résulte en une trajectoire de la fissure qui est tortueuse et qui promeut l'avancement par modes mixtes locaux et la fermeture induite par la rugosité [147].

Kusko et al [148] stipule que l'amélioration de la résistance à la fatigue avec l'augmentation de la grosseur du grain peut être attribuée à trois facteurs principaux:

- Le **chemin de fissure** tortueux qui exige la formation d'une plus grande surface pour une longueur donnée de propagation des fissures.
- La progression de la fissure hors du plan du mode I, qui réduit la gamme d'intensité d'effort disponible pour la progression de la fissure.
- La rugosité qui sera d'autant plus importante que la taille de grain sera grande, a induit la fermeture cela protège la fissure d'une partie de la charge appliquée.

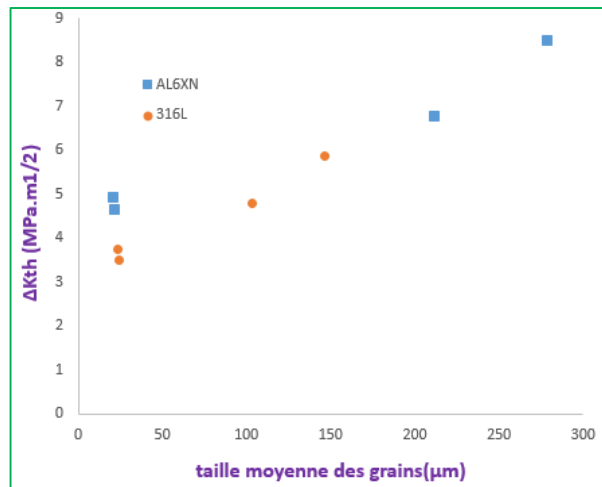


Figure 1-38 Variation de la gamme d'intensité d'effort de seuil en fonction de la grosseur du grain [148].

Hénaff et al [149] trouve que la taille des grains a un effet sur la limite d'élasticité. En effet, si celle-ci obéit à une loi de type Hall-Petch :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad \text{Équation 1-46}$$

Avec : σ_0 et k des constantes liées au matériau, d : la taille de grain.

L'augmentation de la taille de grain emporte une diminution de la limite d'élasticité, ce qui augmente l'intensité des effets de fermeture.

Chunfang Wangy [150] a trouvé que la limite conventionnelle d'élasticité augmentée de 235 MPA, et la valeur d'énergie d'impact a augmenté plus de 8 fois, lorsque la grosseur des grains antérieurs d'austénite dans l'acier 17CrNiMo6 a été raffinée de 199 μ m à 6 μ m

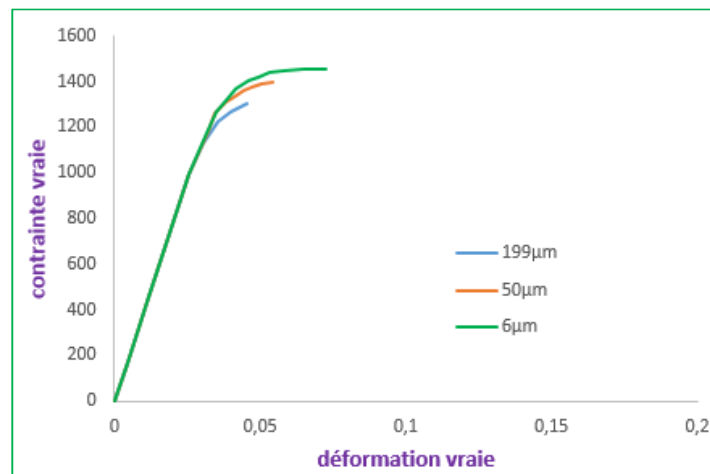


Figure 1-39. Courbe contrainte réelle - déformation réelle pour les éprouvettes avec grosseur du grain antérieur d'austénite de 199, 50 et 6 μm

➤ **Influence** de la texture

Selon l'orientation relative des grains, l'effet barrière aux joints de grains sera plus ou moins marqué. En effet, Kuo et Starke [151] ont montré que deux grains fortement désorientés auront un joint de grain agissant comme une barrière face aux dislocations, alors que pour deux grains faiblement désorientés, les dislocations passeront facilement d'un grain à l'autre. Il faut donc retenir que la présence d'une texture cristallographique marquée peut gommer l'effet barrière aux joints de grains.

➤ *Effet des phases en présence*

Pour les aciers inoxydables martensitiques, on dénote principalement trois phases pouvant avoir une influence sur le comportement en fatigue-propagation, soit la martensite, la ferrite- δ formée à très haute température lors des procédés de coulée et de soudage ainsi que l'austénite principalement formée lors des traitements de revenus après trempe et après soudage.

La contribution de la phase martensitique au comportement en fatigue-propagation des aciers a été rationalisée de diverses manières. Thibault et Sanghoon [152] ont montré que la trajectoire des fissures de fatigue pouvait être influencée par l'orientation des lattes de martensite. Ces lattes se regroupent en blocs, puis en paquets confinés à l'intérieur des grains austénitiques antérieurs [146, 147]. Typiquement, la taille des paquets est proportionnelle à la taille des grains austénitiques.

Les paquets de martensite peuvent donc agir comme grains effectifs et influencer la trajectoire de la fissure au même titre que l'effet de la taille des grains présenté dans la section précédente.

Par ailleurs, l'influence de la martensite a aussi été largement étudiée dans les aciers biphasés ferrite-martensite. Dans ces aciers, les fissures ont tendance à se propager dans la phase ferritique. La phase martensitique a donc une influence indirecte sur le comportement en fatigue-propagation. Ainsi, lorsqu'une fissure se propageant à l'intérieur d'un grain de ferrite approche un îlot de martensite, la zone plastique en bout de fissure est contrainte par la martensite dure, ce qui peut engendrer des bifurcations à l'interface ferrite-martensite [153,154]. Ces bifurcations sont souvent bénéfiques à la résistance à la propagation des fissures si elles contribuent à la fermeture induite par la rugosité et à l'avancement par modes mixtes locaux.

Ces différents effets peuvent toutefois être altérés si la phase martensitique est présente en trop grande proportion par rapport à la phase ferritique et que la fissure se propage dans la martensite. Ceci peut conduire à des vitesses de propagation plus élevées, de par la plus faible résistance à la propagation des fissures de fatigue que la phase ferritique [155,156].

L'effet de l'austénite sur la résistance à la propagation des fissures de fatigue a largement été étudié, surtout pour les aciers inoxydables austénitiques. Dans ces matériaux, l'austénite, qui est la phase primaire, peut se transformer en martensite suite à un apport suffisant en énergie de déformation.

La maille cristalline de la martensite étant plus volumineuse que celle de l'austénite, cette transformation se traduit par une expansion volumique contrainte par le matériau non transformé environnant, ce qui engendre l'établissement de contraintes résiduelles locales.

Lorsque ce phénomène se produit dans la zone plastique d'une fissure, ces contraintes résiduelles peuvent contribuer à la fermeture de la fissure ce qui accentue la résistance à la propagation [157,158].

Cet effet, communément appelé « plasticité induite par la transformation » (*transformation-induced plasticity*, TRIP effect), peut aussi avoir lieu dans les aciers martensitiques alliés avec des éléments gammagènes, où une quantité importante d'austénite peut être stabilisée à température ambiante [159, 160].

Selon Lacoviello [161], les aciers inoxydables monophasiques (austénitique et de ferrite) montrent le plus mauvais comportement. Ces aciers monophasiques montrent des valeurs de rupture les plus basses et des valeurs de la vitesse de progression de la fissure les plus élevées **FIC**.

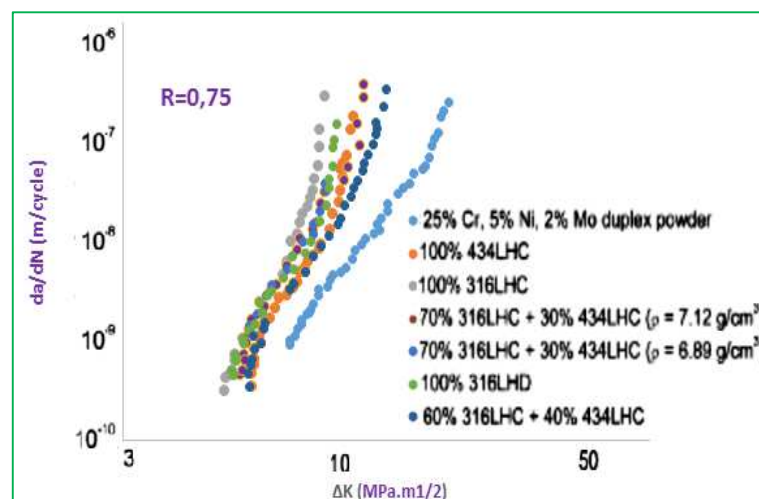


Figure 1-40. Résultats expérimentaux pour sept aciers inoxydables frittés $R=0,75$ [161]

Changheui Jang [162] a montré que la fissure de fatigue suit la plupart du temps les directions des dendrites le long des îles de ferrite, suggérant que la frontière d'austénite/ferrite soit le chemin préféré de la propagation de la fissure.

➤ Mécanismes de propagation de fissures dans les structures soudées

Après la phase d'amorçage, les microfissures ainsi créées se propagent le long de la bande de glissement suivant un mode de cisaillement qui correspond au stade I. Le stade II correspond au mode de propagation de fissures par contrainte normale à travers plusieurs grains. Cette phase est fortement dépendante de la microstructure du matériau. La fissure doit trouver à cette étape un chemin favorable à sa croissance dans les grains voisins.

Chandra et al. [163] ont étudié le mode de rupture et les mécanismes de propagation de fissures d'un acier inoxydable 316LN soudé après un essai de fatigue sous déformation imposée de $\pm 0,6\%$. Il a été prouvé que, dans le métal d'apport, des microfissures se forment dans les branches dendritiques et à l'interface austénite-ferrite δ . Ces microfissures s'interconnectent pour former la fissure principale qui cause la rupture finale de l'éprouvette (**Figure 1.41**).

La microstructure fine du métal d'apport, constituée de grains d'austénite et de ferrite δ , provoque un chemin tortueux qui offre une bonne résistance à la propagation des fissures. Il a été confirmé aussi que la rupture finale de l'éprouvette apparaît au niveau du métal d'apport. Ceci peut être dû à sa faible ductilité par rapport au métal de base. Il a été observé que, même si la rupture apparaît au niveau du métal d'apport, plusieurs microfissures apparaissent dans le métal de base. Les microfissures traversant le métal de base présentent alors moins de déviation à cause de la microstructure grossière.

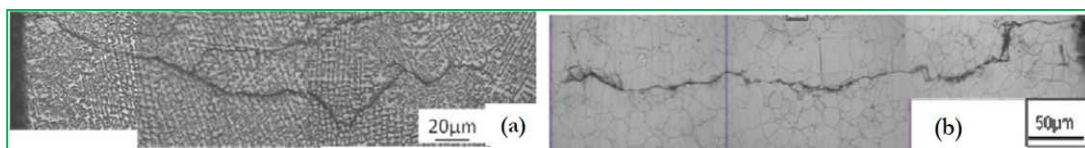


Figure 1-41. Chemin préférentiel de la fissure principale d'un acier 316LN, a) dans le métal d'apport; b) dans le métal de base [163]

1.5.12 Effet du traitement thermique post-soudage

Plusieurs résultats expérimentaux ont mis en évidence la modification de la résistance à la propagation de la zone affectée thermiquement entre un joint tel que soudé et un joint traité thermiquement.

Dans bien des cas, la résistance à la propagation des joints soudés est inférieure à celle des joints revenus, ce qui est attribué à la présence de contraintes résiduelles en traction néfastes, qui sont réduites lors du traitement thermique post-soudage [164,165]. Dans d'autres cas, l'inverse se produit et le joint tel que soudé présente de meilleures propriétés en fatigue-propagation, expliqué

par la présence de contraintes résiduelles en compression qui accentuent la fermeture de la fissure [166,167].

Ces contraintes résiduelles bénéfiques sont toutefois partiellement éliminées lors du traitement de revenu post-soudage, ce qui résulte en un niveau de fermeture moindre et des taux de propagation plus élevés.

Tous ces résultats suggèrent que l'effet du traitement thermique post-soudage sur la résistance à la propagation dépend de la nature des contraintes résiduelles initialement présentes dans le joint soudé. Le traitement thermique post-soudage des joints soudés en CA6NM et 410NiMo est néanmoins nécessaire pour adoucir les microstructures fragiles qui s'y développent et qui peuvent détériorer la ténacité [168].

Par ailleurs, dans le cas des aciers inoxydables martensitiques, il a été démontré que le traitement thermique post-soudage peut conduire à la réversion de martensite en austénite stable à température ambiante [169]. Cette addition d'austénite dans la microstructure peut donc accentuer l'effet de cette phase sur le comportement en fatigue-propagation.

1.5.13 Effet des paramètres de soudage

Les paramètres de soudage font partie des facteurs qui ont une influence directe sur la durée de vie en fatigue des joints soudés.

Afin de les optimiser, Sharifitabar et al. [170] ont étudié leur effet sur la microstructure, les propriétés en traction et la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé par le procédé de soudage en bout par résistance pure.

La soudure étant située au milieu de l'éprouvette, les essais de fatigue ont été réalisés avec un chargement symétrique ($R = -1$) et une fréquence de 2 Hz, les contraintes appliquées sont 320, 370 et 430 MPa.

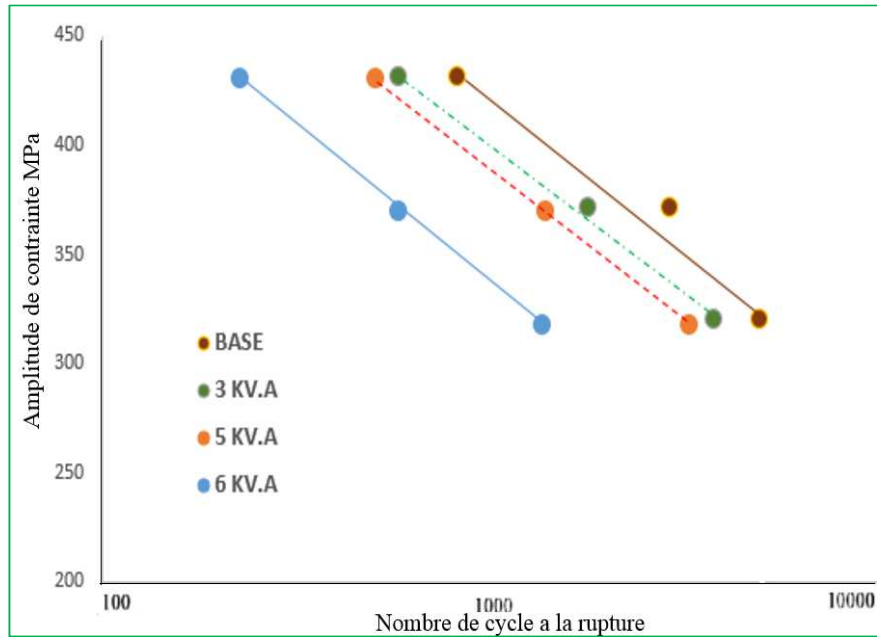


Figure 1-42. Effet de la **puissance** de soudage sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé [170]

Il s'est avéré que l'augmentation de la puissance de soudage engendre la diminution de la résistance à la traction. La durée de vie du joint soudé diminue aussi avec l'augmentation de la puissance de soudage (Figure 1.42). En effet, celle-ci provoque un grossissement des grains dans la zone affectée thermiquement, ce qui engendre une zone de concentration de contrainte due à l'hétérogénéité microstructurale.

3^{ème} PARTIE : ÉLUDE PROBABILISTE

1.6 Objectifs et intérêts de la fiabilité en mécanique

L'analyse de la fiabilité dans le domaine de la mécanique est un outil très important pour caractériser le comportement du produit dans les différentes phases de vie, mesurer l'impact des modifications de conception sur l'intégrité du produit, qualifier un nouveau produit et améliorer ses performances tout au long de sa mission. [171]

La fonction de fiabilité d'un système permet de définir la probabilité que le système fonctionne sans défaillance pendant une durée t . En considérant le temps de bon fonctionnement du système, caractérisé par la variable aléatoire T , on peut exprimer la fiabilité par la fonction $R(t)$ telle que :

$$R(t) = 1 - F(t) \quad \text{Équation 1-47}$$

Avec $F(t)$ fonction de répartition de la variable aléatoire T . La fonction de répartition est la caractéristique duale de la fiabilité : elle caractérise la défiabilité du système autrement appelée probabilité de défaillance. Naturellement, la fiabilité $R(t)$ et la défiabilité $F(t)$ (figure 1.43) varient entre 0 et 1 de manière monotone décroissante et croissante, respectivement. [172]

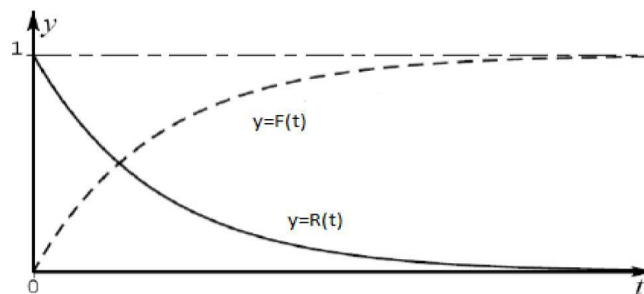


Figure 1-43. Fonction de fiabilité $R(t)$ et fonction de répartition $F(t)$.

Il est aussi possible de définir la notion de taux instantané de défaillance au temps t , noté $\lambda(t)$. La valeur $\lambda(t)dt$ représente la probabilité d'avoir une défaillance dans l'intervalle de temps $[t; t + dt]$, sachant qu'il n'y a pas eu de défaillance dans l'intervalle de temps $[0; t]$. $\lambda(t)$ s'écrit :

$$\lambda(t) = \frac{f(t)}{R(t)} \quad \text{Équation 1-48}$$

Il est fréquent de représenter l'évolution du taux de défaillance $\lambda(t)$ au cours du temps t selon une courbe caractéristique dite en "baignoire" [173]

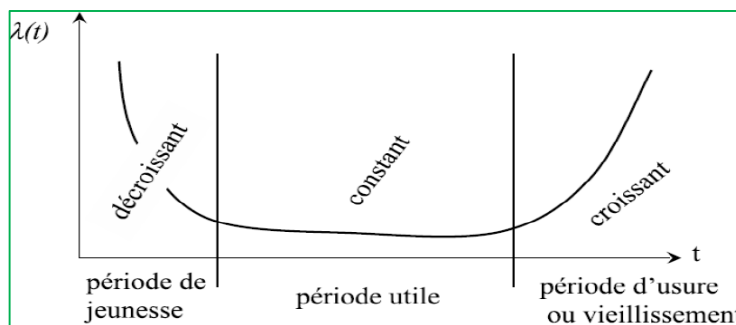


Figure 1-44. Courbe en baignoire.

1.7 Les lois de probabilité utilisées en fiabilité

On distingue deux types

- Lois discrètes
- Lois continues

1.7.1 Lois discrètes

Une loi est dite discrète si elle prend ses valeurs dans \mathbb{N} c'est-à-dire des valeurs entières par exemple celle qui compte le nombre de pannes.

Parmi les lois discrètes, on peut citer :

1. Loi Uniforme
2. Loi de Bernoulli
3. Loi Binomiale
4. Loi Binomiale négative
5. Loi Géométrique

6. Loi **Hypergéométrique** 7. Loi de Poisson

1.7.2 Les lois continues

- | | | |
|--------------------------|--------------------------------|--------------------------|
| 1. La loi du Khi deux | 2. La loi de Birnbaum-Saunders | 3. La loi Gamma |
| 4. Loi Inverse Gamma | 5. La loi logistique | 6. La loi log-logistique |
| 7. La Loi de Cauchy | 8. La loi de Student | 9. La loi Bêta |
| 10. La loi exponentielle | 11. La loi de Fisher | 12. La Loi normal |
| 13. La loi Log normale | 14. La loi de Weibull | |

1.8 Étude loi de Weibull

C'est la plus populaire des lois, utilisée dans plusieurs domaines (électronique, mécanique...). Elle permet de modéliser en particulier de nombreuses situations d'usure de matériel. Elle caractérise le comportement du système dans les trois phases de vie : période de jeunesse, période de vie utile et période d'usure ou vieillissement. Dans sa forme la plus générale, la distribution de Weibull dépend des trois paramètres suivants : β , η et γ .

La densité de probabilité d'une loi de Weibull a pour expression :

$$f(t) = \frac{\beta}{\eta} \left(\frac{t-\gamma}{\eta} \right)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta} \right)} \quad t \geq \gamma \quad \text{Équation 1-49}$$

Où :

β est le paramètre de forme ($\beta > 0$)

η est le paramètre d'échelle ($\eta > 0$)

γ est le paramètre de position ($\gamma \geq 0$)

La fonction fiabilité s'écrit:

$$R(t) = e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta} \right)} \quad \text{Équation 1-50}$$

Le taux de **défaillance** est donné par

$$\lambda(t) = \frac{\beta}{\eta} \left(\frac{t-\gamma}{\eta} \right)^{\beta-1} \quad \text{Équation 1-51}$$

Suivant les valeurs de β , le taux de défaillance est soit décroissant, soit constant ou croissant. La distribution de Weibull permet donc de représenter les trois périodes de la vie d'un dispositif décrites par la courbe en baignoire.

L'espérance mathématique est donnée par la relation suivante:

$$E(x) = \gamma + \eta \Gamma \left(1 + \frac{1}{\beta} \right) \quad \text{Équation 1-52}$$

Sa variance est donnée par :

$$\text{Var}(x) = \eta^2 \left[\Gamma \left(1 + \frac{2}{\beta} \right) - \Gamma^2 \left(1 + \frac{1}{\beta} \right) \right] \quad \text{Équation 1-53}$$

1.8.1 Ajustement d'un modèle de Weibull

L'ajustement consiste à trouver les paramètres d'une fonction mathématique afin de la faire correspondre au mieux à une courbe expérimentale.

L'ajustement graphique consiste à effectuer un changement de variables judicieux permettant de ramener l'ajustement à une simple régression linéaire, ce que permet la loi de Weibull :

$$\begin{aligned} F(t) &= 1 - e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^\beta} \Rightarrow 1 - F(t) = e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^\beta} \Rightarrow \\ -\ln[1 - F(t)] &= \ln\left(\frac{1}{[1-F(t)]}\right) = \left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^\beta \end{aligned}$$

D'où :

$$\ln \ln \left(\frac{1}{[1-F(t)]} \right) = \beta \ln(t - \gamma) - \beta \ln \eta \quad \text{Équation 1-54}$$

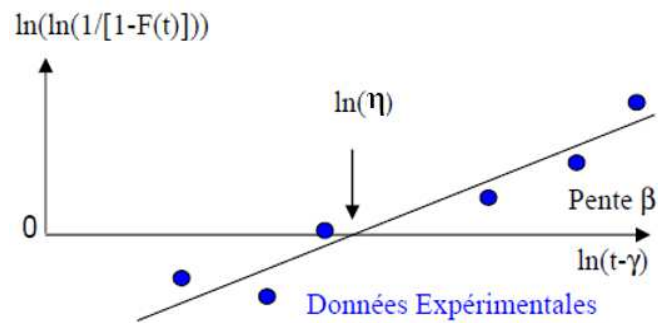


Figure 1-45. L'ajustement graphique

La pente de la droite est b , et la droite coupe l'axe des abscisses à la valeur $\ln(\eta)$. L'origine nulle de l'axe des ordonnées correspond à nouveau au quantile caractéristique de 63 % :

$$\ln \ln \left(\frac{1}{[1 - F(t)]} \right) = 0 \Rightarrow F(t) = 1 - \frac{1}{e} = 0,632\ 120\ 559$$

Deux difficultés subsistent cependant :

- Définir la valeur des quantiles $F(t_i)$ correspondant aux données expérimentales,
- Estimer la valeur de γ pour lequel l'ajustement est linéaire.

Plusieurs méthodes peuvent être utilisées pour surmonter la première difficulté :

- Remplacer $1/1-F(t_i) = 1/R(t_i)$ par $(n+1)/(n+1-i)$ avec i la i ème panne parmi n équipements- (1 est ajouté aux deux termes du quotient pour éviter la valeur nulle au dénominateur)-,
- Calculer les valeurs des $F(t_i)$ à 50 % (borne de l'intervalle de confiance unilatéral à 50 % de la loi binomiale calculée par résolution de l'équation

$$\sum_0^i C_i^N F(t_i)^i (1 - F(t_i))^{N-i} = 50\% \quad \text{Équation 1-55}$$

- Utiliser l'approximation proposée par A. Benard [174]:

$$F(t) = \frac{i-0.3}{n+0.4} \quad \text{Équation 1-56}$$

- Calculer les valeurs des $F(t_i)$ par la méthode de Kaplan-Meier, notamment dans le cas de données censurées :

$$1 - F(t_i) = \prod_{k=1}^i (n_k - d_k) / n_k \quad \text{Équation 1-57}$$

Avec n_k le nombre d'équipements encore en vie juste avant t_k et d_k le nombre de défaillances à t_k .

La deuxième difficulté disparaît si $\gamma = 0$ (ajustement d'une loi de Weibull à 2 paramètres) bien que ce cas exclut la majorité des phénomènes réels pour lesquels les défaillances n'apparaissent qu'après le franchissement d'un certain seuil d'usure.

Le papier de Weibull utilise le changement de variables indiqué précédemment tout en gardant des échelles de graduation en t et $F(t)$. La valeur σ correspond à l'abscisse du point d'ordonnée 63 % et une sorte de rapporteur d'angle placé en haut à gauche du papier permet de lire directement la valeur β , correspondant à la pente de la droite, en traçant une parallèle à cette dernière.

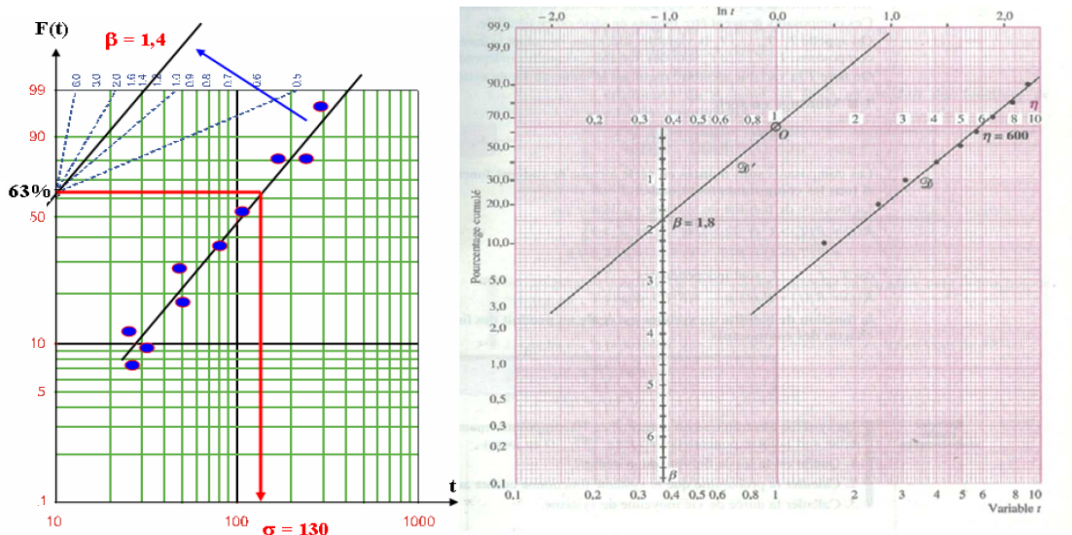


Figure 1-46. Papier de Weibull

Le papier de Weibull ne permet d'ajuster que des lois à 2 paramètres et la droite se transforme en courbe si γ est différent de zéro. La valeur γ peut cependant être estimée préalablement à partir de

3 points d'une telle courbe par la méthode proposée par J.David3 [175], avant de procéder à l'ajustement proprement dit avec des points d'abscisse $t_i - \gamma$.

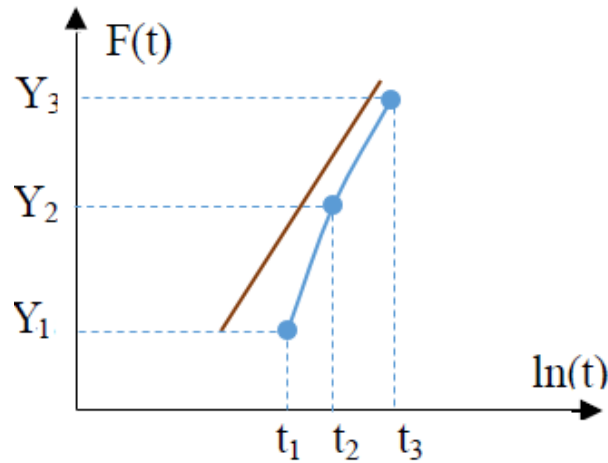


Figure 1-47. La méthode de J.David [175]

Si les points correspondent à une loi de Weibull, on peut écrire la condition de linéarité :

$$(Y_3 - Y_2) / (\ln(t_3 - \gamma) - \ln(t_2 - \gamma)) = (Y_2 - Y_1) / (\ln(t_2 - \gamma) - \ln(t_1 - \gamma))$$

De plus, si les 3 points sont choisis tels que $Y_3 - Y_2 = Y_2 - Y_1$ on obtient :

$$\begin{aligned} \ln(t_3 - \gamma) - \ln(t_2 - \gamma) &= \ln(t_2 - \gamma) - \ln(t_1 - \gamma) \Rightarrow (t_3 - \gamma) / (t_2 - \gamma) = \\ &= (t_2 - \gamma) / (t_1 - \gamma) \Rightarrow (t_3 - \gamma)(t_1 - \gamma) = (t_2 - \gamma)^2 \end{aligned}$$

Soit : $\gamma = (t_2^2 - t_1 t_3) / (2t_2 - (t_3 + t_1))$ *Équation 1-58*

La méthode du maximum de vraisemblance (maximum likelihood) consiste à rechercher le modèle théorique qui donne la densité de probabilité maximale pour les données expérimentales, soit la valeur des paramètres qui maximise le produit $\prod_1^n f(t_i)$ pour n durées de fonctionnement d'équipement avant panne.

Dans le cas de données de retour d'expérience, généralement censurées à droite, on multiplie ce produit par la probabilité de non-apparition de panne au moment de la censure pour chacune des durées correspondantes, soit :

$$\prod_1^n f(t_i) * \prod_1^m (1 - f(t_j)) \quad \text{Équation 1-59}$$

Dans le cas de m données censurées.

Remarque :

Suite à l'ajustement, différents tests statistiques (khi-2, Kolmogorov-Smirnov...) peuvent être employés avant d'accepter ou de rejeter le modèle théorique. Ces tests consistent à évaluer de différentes manières l'écart entre les fonctions de répartition du modèle théorique et des données expérimentales puis d'en déduire une probabilité d'erreur via les tables correspondantes.

CHAPITRE II

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE

2 ÉTUDE EXPÉRIMENTALE

2.1 Introduction

Les fissures sont **généralement** la cause réelle des dommages des structures. La recherche des moyens et des solutions pour maintenir et préserver ces structures demeure très importante à l'état actuel. Le joint de soudure est la zone la plus susceptible d'être fissurée.

Le choix du métal d'apport, les conditions et les procédures de soudage adéquates ont un impact significatif sur la qualité des assemblages soudés [176-177-178].

Plusieurs études ont discuté des facteurs affectant le comportement des joints soudés, en particulier l'effet de l'hétérogénéité des structures soudées [179-180].

À cet effet, la relation entre le métal d'apport et la limite d'élasticité du métal de base noté - M- désigné par mis match a un effet sur la vitesse de fissuration, la résistance à la propagation des fissures et la déviation du chemin de la fissure [181-182-183].

Notre étude porte sur l'acier A510AP, utilisé pour la fabrication de citernes à gaz (Gaz de pétrole liquéfié (GPL)) et de tuyaux. Nous avons choisi trois catégories de métal d'apport pour faire une comparaison et choisir le plus approprié. La soudure est obtenue par soudage automatique avec électrodes enrobées. Des éprouvettes (CT50) ont été utilisées pour évaluer le comportement de la propagation de la fissure par fatigue. Cette partie a fait l'objet d'un travail commun avec deux thésards. [184-185].

Les trois catégories de métal d'apport utilisées sont (GMoSi noté MF1), (GCrMo1Si noté MF2) et (G694M noté MF3). Des essais mécaniques ont été réalisés : essai de traction, dureté et fatigue.

En outre, les essais de résistance au mode ductile ont été effectués pour évaluer l'intégrale J ; nous avons fait les essais dans l'air ambiant sur des éprouvettes SENB10 (flexion trois points de section BxB) prises dans le sens transversal (TL) du joint de soudure.

Nous avons fait les essais de mesure de la ténacité à la rupture JIC pour faire une comparaison entre le comportement des trois métaux d'apport. JIC représente l'énergie nécessaire pour initier la propagation des fissures.

2.2 Caractérisation du matériau

2.2.1 Composition chimique

Les compositions chimiques de l'acier A510AP et des métaux d'apport sont données dans le [tableau 2-1](#).

Élément (%)	C	S	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
A510AP	0,162	0 .005	0,44	1,45	0,08	0,07	0,008	0,10
GMoSi	0,1	-	0,6	1,15	-	-	0,52	-
GCrMo1Si	0,1	-	0,6	1	-	1,2	0,52	-
G694M	0,09	-	0,52	1,57	1,4	0,3	0,25	0,09

Tableau 2-1. Compositions chimiques de l'acier A510AP et du métal déposé

2.2.2 Propriétés mécaniques

2.2.2.1 Essai de traction

Des essais de traction ont été effectués au laboratoire de la société nationale des grands travaux pétroliers en Algérie GTP, pour la détermination des caractéristiques conventionnelles et rationnelles de la traction, les essais ont été effectués à température ambiante sur des éprouvettes appropriées conformément à l'AFNOR A03 -151 et A03-351. Tous les essais ont été effectués sur une machine universelle électrohydraulique avec commande IBERTEST avec une capacité de déformation de 40kN et 33 kN comme capacité dynamique.

Les résultats obtenus sont résumés dans le [tableau 2-2](#).

Les vitesses des essais dépendent du matériau et sont choisies selon la norme ASTM E8M. Dans le domaine élastique et jusqu'à ce que la limite d'écoulement supérieure soit atteinte, la vitesse doit être maintenue aussi constante que possible et doit être située dans les limites correspondant aux vitesses de chargement pour le module d'élasticité du matériau.

Dans le domaine plastique et jusqu'à ce que la limite conventionnelle d'élasticité soit atteinte, la vitesse d'essai doit être comprise entre 0,1 et 3 mm / mn. La résistance à la traction

(380 N / mm²) est vraiment supérieure à la résistance minimale. Toutes les valeurs de la limite élastique et celle de la résistance à la traction sont supérieures aux valeurs minimales.

Matériels	Propriétés mécaniques					
	Re (N/mm ²)	Rm (N/mm ²)	À (%)	k	n	M mis match
A510AP	380	400	20	980	0,401	
GMoSi (MF1)	460	560	22	836	0,302	1,2
GCrMo1Si (MF2)	305	450	20	1009	0,508	0,8
G694M (MF3)	570	706	22	970	0,3	1,5

Tableau 2-2. Propriétés mécaniques de l'acier A510AP et des métaux déposés.[186]

2.2.2.2 Mesure de dureté

L'examen métallographique et la mesure de la dureté ont été effectués sur une machine de type SHINADZU (JIS-HMV-2251) afin de déterminer le profil de dureté dans l'assemblage de soudure. Ces essais de dureté visent à déterminer si les filiations de dureté dans trois assemblages soudés en configuration sont régulières ou au contraire elles présentent des durcissements. Des profils de dureté Vickers utilisant une charge de 10 kgf ont été réalisés avec une mesure par millimètre dans l'épaisseur du produit. Les résultats obtenus sont représentés sur la **figure 2-1**.

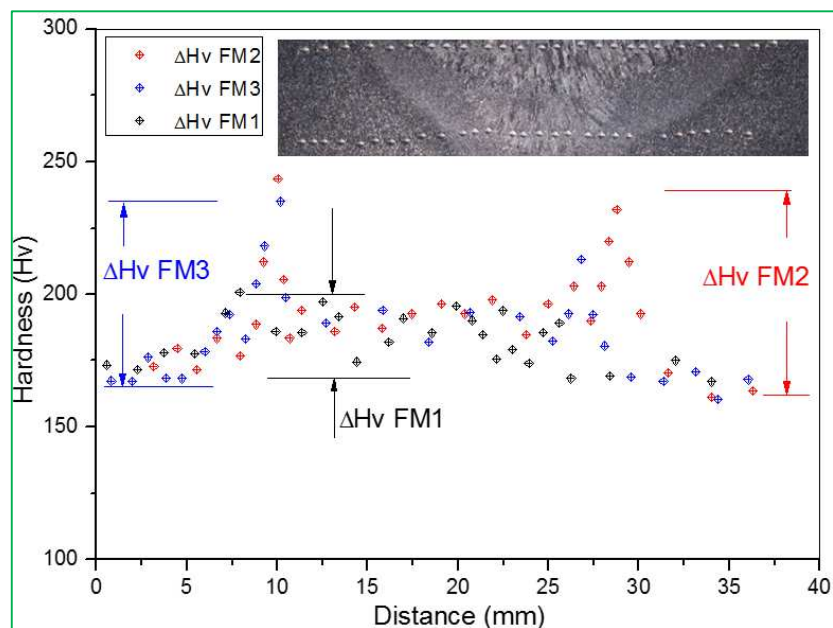


Figure 2-1. Filations de dureté effectuées sur le joint soudé

Les mesures obtenues présentent des durcissements dans les éprouvettes soudées avec le métal d'apport (MF2 et MF3), la dureté moyenne mesurée est d'environ 230 Hv. Pour les éprouvettes soudées avec le métal d'apport MF1, la dureté est régulière ; la dureté moyenne mesurée est d'environ 197 Hv. Ces valeurs de dureté sont inférieures aux valeurs recommandées (ΔH_v min). [187].

2.3 Essai de fatigue:

Des essais de fissuration par fatigue ont été effectués sur des éprouvettes de tension compactes CT50, 07 mm d'épaisseur conformes à la norme ASTM E 399 [188].

Les essais ont été effectués à laboratoire de matériaux et systèmes réactif (LMSR) de l'Université de Sidi Bel Abbès, sur une machine électrohydraulique -INSTRON-, d'une capacité de 100 kN en statique et de 50 kN en dynamique et réalisée dans l'air ambiant avec un rapport de charge de 0,1 et de fréquence de 25 Hz, pour toutes les éprouvettes.

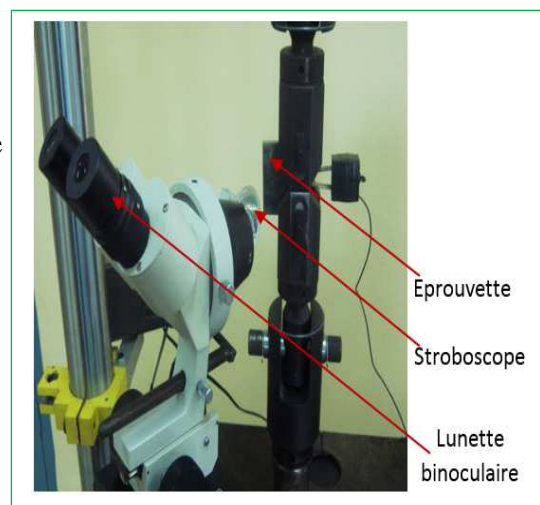


Les éprouvettes utilisées ont été polies mécaniquement avec du papier et sollicitées dans la direction transversale (TL) de l'assemblage de soudure.



➤ Suivi de la fissure :

La mesure de la longueur de fissure a été effectuée à l'aide d'une lunette binoculaire optique grossissante et un stroboscope monté sur un dispositif solidaire de la machine.



La forme et les dimensions des éprouvettes sont représentées sur la **figure 2-2**

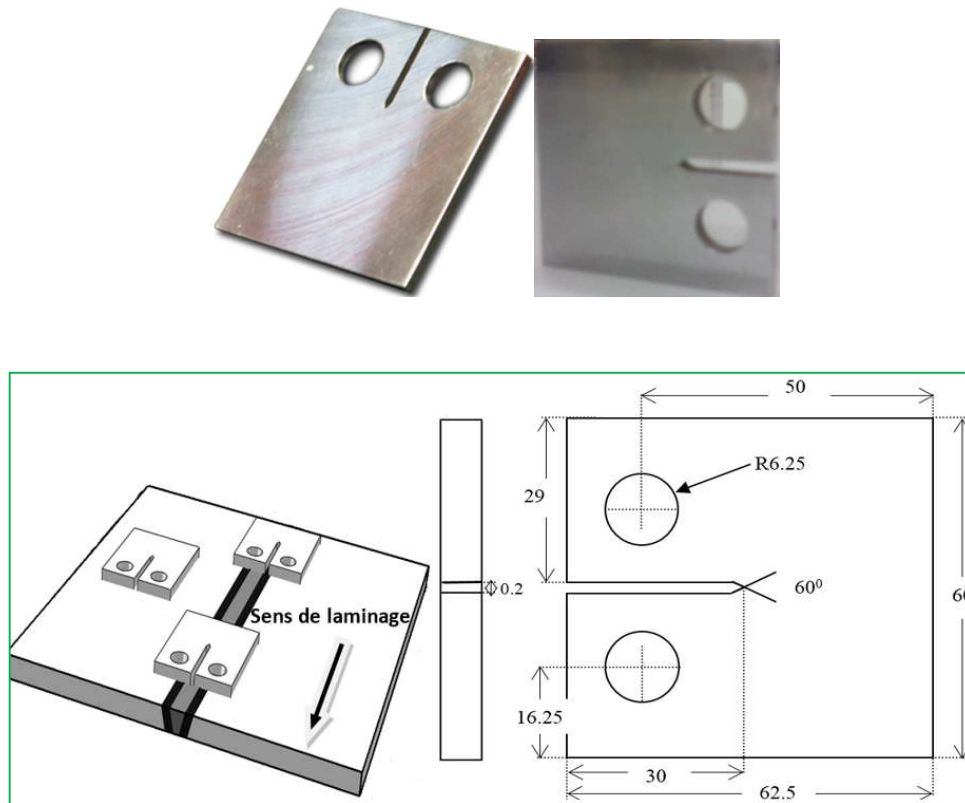


Figure 2-2. Dimensions des éprouvettes CT50.

2.3.1 Résultats et discussions:

2.3.1.1 Vitesses de propagation :

Des essais de propagation de fissures de fatigue ont été effectués dans la plage de vitesse comprise entre $4,10^{-5}$ et $2,10^{-2}$ mm / cycle, dans l'air ambiant avec un rapport de charge de 0,1.

La **figure 2-3** montre la relation entre la longueur de la fissure et le nombre de cycles. La **figure 2-4** illustre la relation entre la vitesse de propagation des fissures (VPF) de fatigue et le facteur d'intensité des contraintes ΔK .

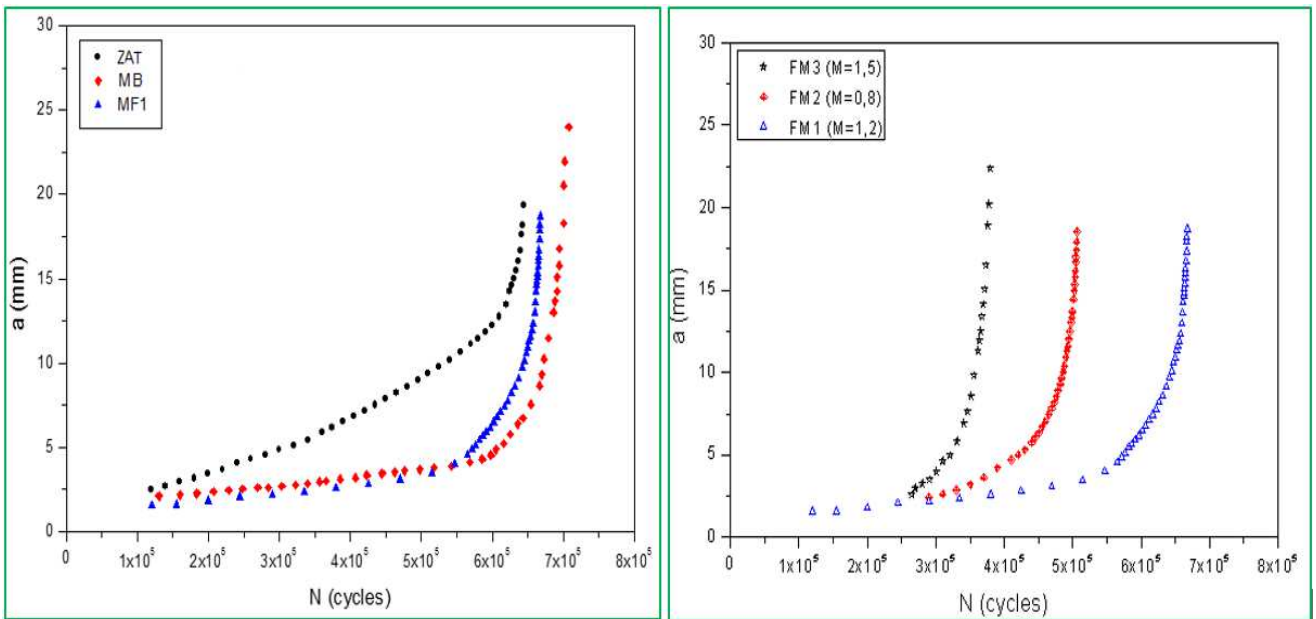


Figure 2-3. Propagation de la fissure en fonction du nombre de cycles.

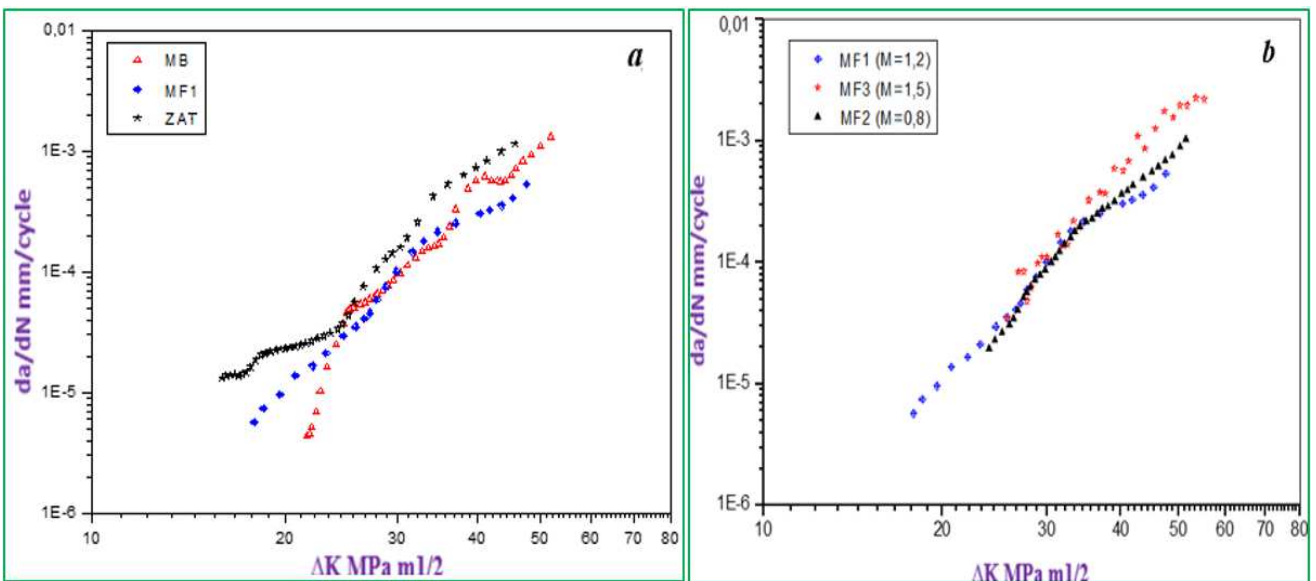


Figure 2-4. La vitesse de fissuration en fonction de ΔK

En effet, nous pouvons remarquer que les courbes présentent une allure quasi rectiligne sur une grande partie du domaine exploré, ces courbes peuvent être présentées par une loi de PARIS [189-190] de la forme:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \tag{Equation 2-1}$$

C et m sont des constantes qui dépendent du matériau et de l'environnement de test.

ΔK : facteur d'intensité de contrainte, **FIC**

Le **tableau 2-3** montre la **valeur** de C et m.

Désignation	Loi de Paris	ΔK $MPa\sqrt{m}$
MB	$da/dN=3,69 e^{-11} \Delta K^{4,39}$	21 à 52
ZAT	$da/dN=6,38 e^{-11} \Delta K^{4,09}$	17 à 45
MF1	$da/dN=5,91 e^{-10} \Delta K^{3,54}$	18 à 48
MF2	$da/dN=1,62 e^{-12} \Delta K^{5,19}$	25 à 51
MF3	$da/dN=5,01 e^{-12} \Delta K^{5,6}$	28 à 50

Tableau 2-3. Équations caractérisant la Loi de Paris

Sur la **figure 2-4 (a)**, pour les trois zones des éprouvettes soudées avec le métal d'apport MF1, on constate qu'entre 17 et 25 MPa de valeur FIC; la propagation de la fissure est encore instable. Pour la même valeur FIC d'environ 22 MPa; MB est plus résistant que les autres zones. La (VPF) est plus grand dans la ZAT.

Au-dessus de la valeur FIC 25 MPa; la fissuration devient stable, la différence entre les (VPF) diminue, la zone de fusion des éprouvettes soudées avec le métal d'apport MF1 est plus ou moins résistante à la fissuration par rapport aux autres zones (MB et ZAT). Ce résultat est cohérent avec d'autres recherches, ils ont trouvé que les vitesses de propagation des fissures de fatigue étaient plus faibles dans la zone de fusion par rapport à MB [191,192]. Certaines études ont montré que la zone de fusion présente souvent une meilleure résistance à la fatigue par rapport au MB [193].

Dans la **figure 2-4 (b)**, pour les éprouvettes soudées avec le métal d'apport MF1; la fissuration a commencé à environ 18 MPa valeur FIC, tandis que pour les éprouvettes soudées avec le métal d'apport MF2 et MF3; la fissuration a commencé à environ 25 MPa.

On peut expliquer que ce comportement est dû à cause des contraintes résiduelles plus élevées dans MF2 et MF3, ce qui évite l'amorçage de la fissure, car les contraintes résiduelles de compression augmentent la résistance à la fatigue et réduisent la (VPF) [194], les contraintes résiduelles de traction augmentent la (VPF) [195].

Entre 25 et 40 MPa valeur FIC; la différence entre (VPF) est presque négligeable. Au-dessus de la valeur 40MPa; la (VPF) de la zone de fusion des éprouvettes soudées avec le métal d'apport MF1 est la plus basse; l'effet du l'over match du MF1 ($M = 1,2$) est bénéfique par rapport au l'effet du l'Under match MF2 ($M = 0,8$). En revanche, l'over match MF3 ($M = 1,5$) a une vitesse de propagation de fissure la plus élevée; on peut dire que le bon choix du métal d'apport est ce qui présente l'over match (M) proche de l'unité, pour des valeurs de M élevées l'effet du l'over match n'est pas bénéfique.

Nous pouvons remarquer que le mis match M est inversement proportionnel à l'exposant de propagation de fissure de fatigue m [196], mais cela n'est pas vérifié quand M est plus grand, comme dans notre cas ($M = 1,5$, $m = 5,6$).

Dans ce travail, nous avons noté que la fissure n'a pas dévié de sa trajectoire dans tous les essais, ce qui est encourageant pour le choix du métal d'apport.

Haiquan Zhang et al ont montré que la fissure de fatigue initiée dans le métal d'apport dévie de sa direction d'origine après une étape de propagation stable. La fissure traverse la zone affectée par la chaleur et entre ensuite dans le métal de base [197].

Inal K et al ont montré que la propagation de la fissure dévie habituellement de son plan d'origine vers le métal de base [198].

Y.P. Lei et al ont déduit que cette déviation est dû à la différence de propriétés mécaniques entre les zones soudées des joints, car la fissure se déplace d'une microstructure plus dure à une microstructure plus douce [180].

2.3.1.2 Évolution des paramètres énergétiques.

➤ Évolution de l'énergie hystérétique

À différents niveaux de FIC, nous avons réduit la fréquence de test à 0,02 Hz, et nous avons représenté l'ouverture de fissure δ en fonction de la charge P .

Nous avons déterminé l'énergie par une intégration numérique des cycles (P , δ) de la figure 2-5; nous l'avons obtenu en calculant la surface de la boucle, en utilisant un programme écrit dans LABVIEW.

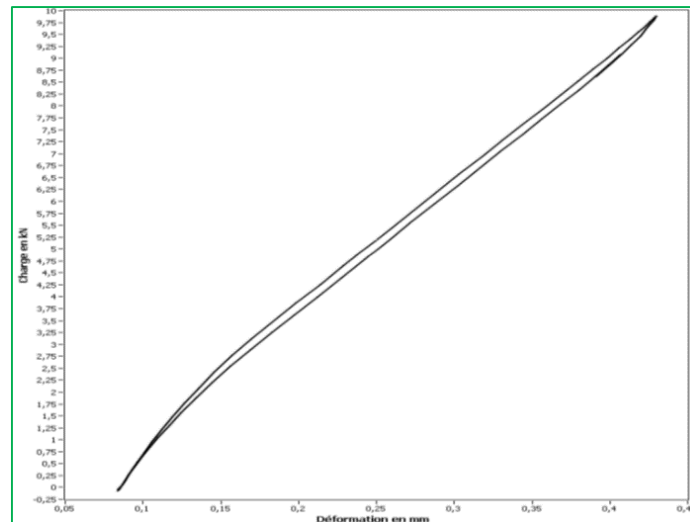


Figure 2-5. Évolution de l'énergie hystérique en fonction de ΔK

La figure 2-6 montre l'évolution de l'énergie hystérique Q [199,200], dissipée au cours d'un cycle selon FIC avec un rapport de charge de 0,1.

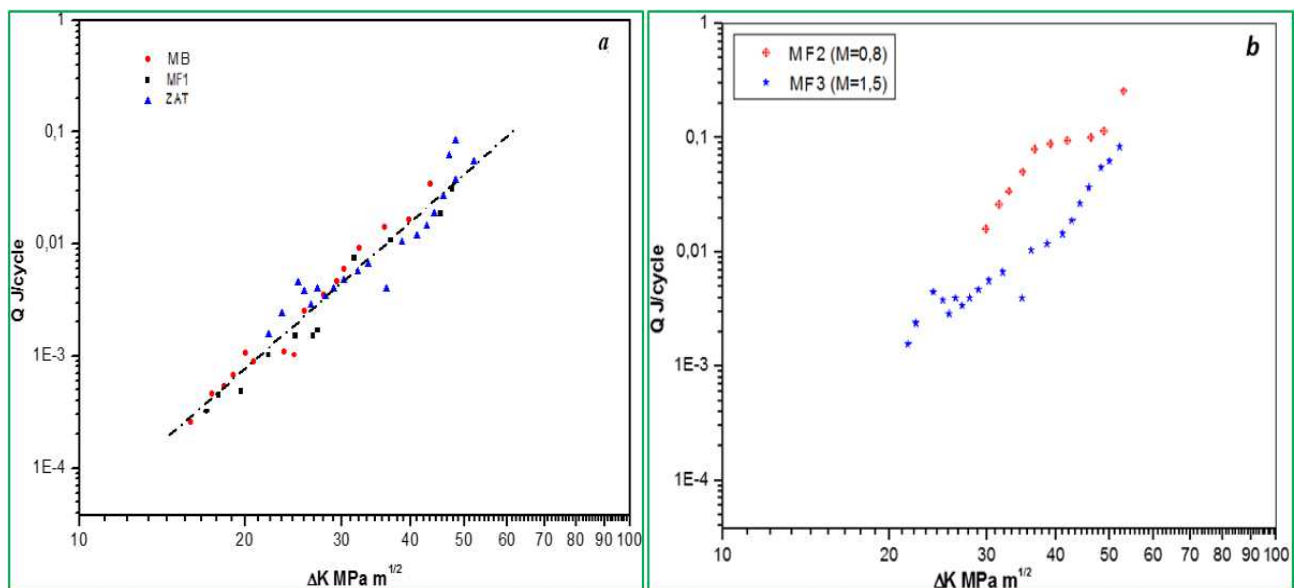


Figure 2-6. Évolution de l'énergie hystérique en fonction ΔK (FIC).

Nous remarquons que l'énergie hystérique Q présente la même allure pour les différents cas de mis match, elle est plus grande dans les éprouvettes Under match que celle over match pour le même niveau du FIC.

Cependant, la différence entre les énergies hystériques de toutes les éprouvettes diminue lorsque le FIC augmente.

➤ Évolution de l'énergie **spécifique**

La **figure 2-7** montre la relation entre l'énergie spécifique U et le ΔK , dépensé par cycle pour un rapport de charge $R = 0,1$. La relation suivante donne l'énergie spécifique [192,201]:

$$U = \frac{\text{area of the loop } (P \cdot \delta')}{2B \left(\frac{da}{dN} \right)} \quad \text{or} \quad U = \frac{Q}{2B \left(\frac{da}{dN} \right)} \quad \text{Équation 2-2}$$

Nous avons remarqué que cette énergie spécifique U est presque constante par rapport au FIC pour différentes zones du joint de soudure avec des valeurs moyennes de $2 \cdot 10^6 \text{ J/m}^2$.

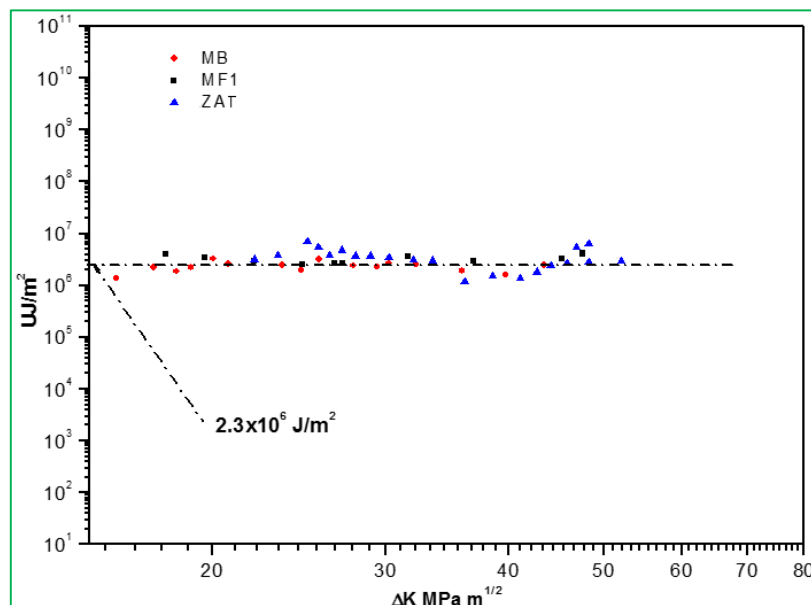


Figure 2-7. Évolution de l'énergie spécifique en fonction ΔK (FIC).

Ces résultats sont en accord avec les résultats d'autres chercheurs. Ils considèrent que le travail d'hystérésis est principalement dissipé dans la zone plastique, et lorsque les phénomènes de fermeture sont importants, une partie de l'énergie est consommée dans la zone à l'intérieur du sillage plastifié le long du front de fissure [191,193].

2.4 Essai de l'intégral J_{IC}

Nous avons réalisé les essais de résistance à la fissuration au mode ductile sur une machine servohydraulique au laboratoire FMR de Metz. Nous avons effectué les essais dans l'air ambiant sur des éprouvettes SENB10 (Single edge notched bending : Epreuve flexion trois points de section BxB) prises dans la direction TL du joint de soudure. La **figure 2-8** montre l'entaille et les dimensions de l'éprouvette SENB ((ASTM E 1820 – 01)).

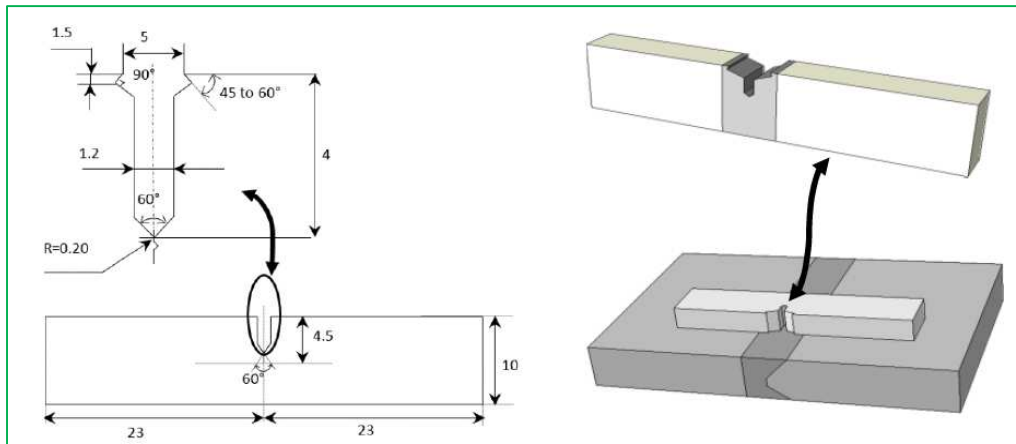


Figure 2-8. Dimensions des éprouvettes SENB in mm.

2.4.1 Résultats et discussion:

La **figure 2-9** illustre la relation de l'intégral J et l'extension de la fissure (Δa). Seuls les points de données situés entre les lignes d'exclusion de 0,2 mm et 1,5 mm sont considérés comme valides. La valeur de la J_{IC} est déterminée au point où la courbe coupe la ligne de décalage de 0,2 mm selon (ASTM E 1820 – 01).

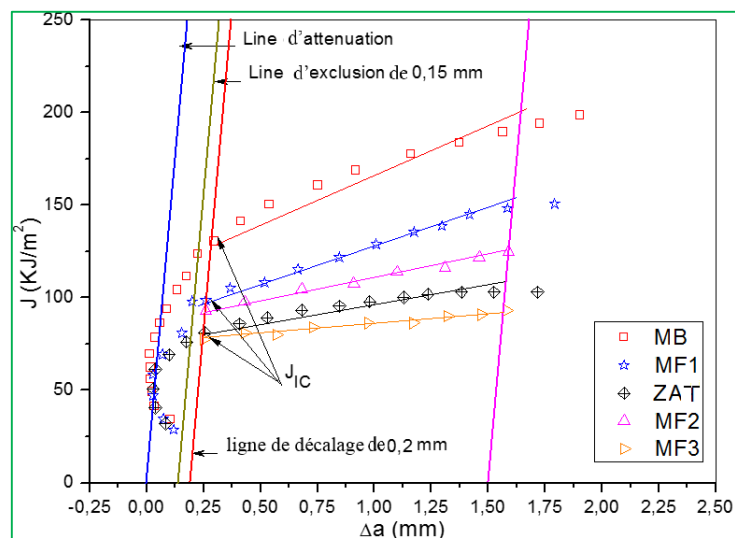


Figure 2-9. Évolution de l'intégral J vs longueur de fissure.[186]

Entre 0.00 - 0.25 de Δa , l'intégrale J a une tendance inverse, la propagation des fissures est encore instable à cause des phénomènes de fermeture. Après quelques instants, la contrainte est relâchée et la fissure se propage.

La **figure 2-9** nous montre; pour le métal d'apport Under match MF2 et le métal d'apport MF3 over match, les valeurs du paramètre $J_{0.2}$ sont les plus faibles. Pour le métal d'apport MF1 over match, les valeurs du paramètre $J_{0.2}$ sont les plus élevées. Cette observation est similaire à (VPF), l'over match n'est pas bénéfique si M est plus grand.

CHAPITRE III

ETUDE NUMERIQUE

3 ÉTUDE NUMÉRIQUE

3.2 Essai de traction

La simulation de cet essai a été faite par le logiciel de simulation par éléments finis ABAQUS 2017. Ce logiciel est très important dans le champ des simulations pour obtenir des résultats sur les diverses variables, et pouvoir comprendre le comportement des matériaux. Pendant cette étude, on va voir le comportement des trois métaux

3.2.1 Géométrie de l'éprouvette.

Les dimensions d'éprouvettes sont conformément aux normes AFNOR A03-151 et A03-351.

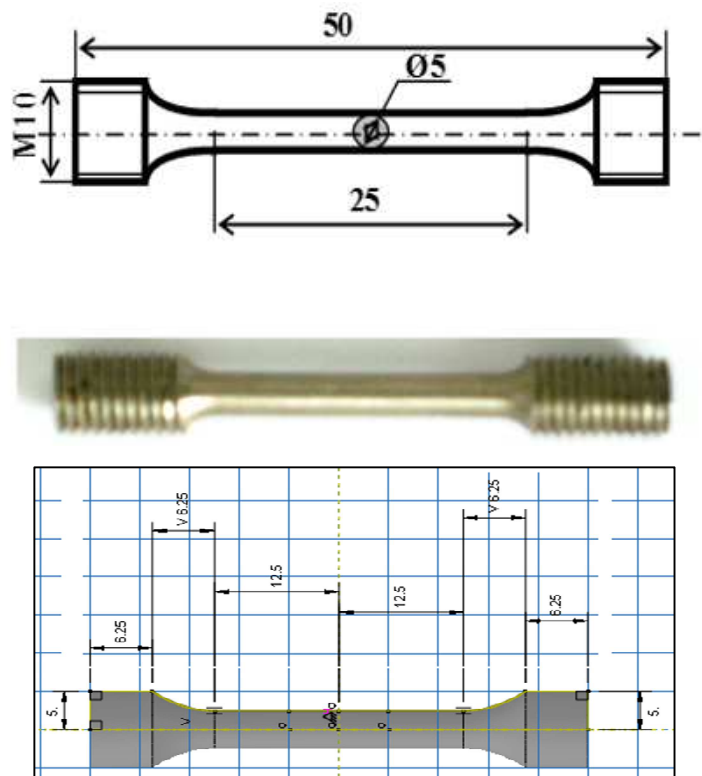


Figure 3-1. Géométrie de l'éprouvette cylindrique

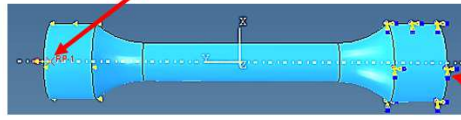
3.2.2 Maillage de l'éprouvette

Notre choix s'est porté sur des éléments de maillage quadratiques à huit nœuds de type C3D8R.



3.2.3 Condition de chargement

On a exercé un effort au niveau supérieur



Un encastrement au niveau inférieur

On a injecté la loi de comportement expérimental dans le code de calcul tel que le module de Young et le coefficient de poisson ainsi la déformation plastique.

3.2.4 Résultats obtenus

Dans les figures ci-dessous La limite d'élasticité MF3 (550 MPa), est nettement supérieur à la limite d'élasticité dans les autres métaux fondus (MF1 :480 MPa et MF2 :330 MPa). En ce qui concerne la résistance à la traction du métal MF2 elle est plus faible (420 MPa) que dans les deux autres (MF1 : 570 MPa) et (MF3 : 670 MPa).

On remarque que les courbes expérimentales et numériques sont presque identiques.

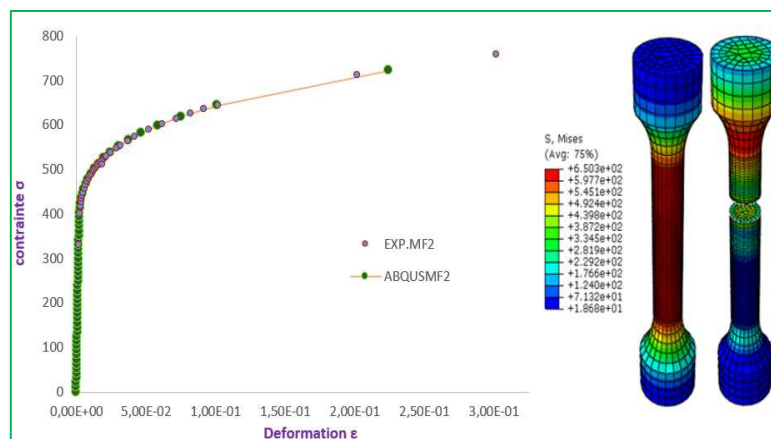


Figure 3-2. Comparaison de la loi de comportement du métal MF2 expérimental et numérique

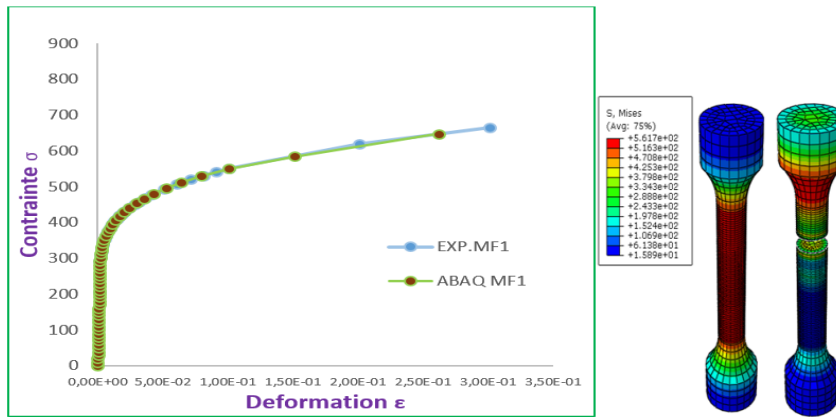


Figure 3-3. Comparaison de la loi de comportement du métal MF1 expérimental et numérique

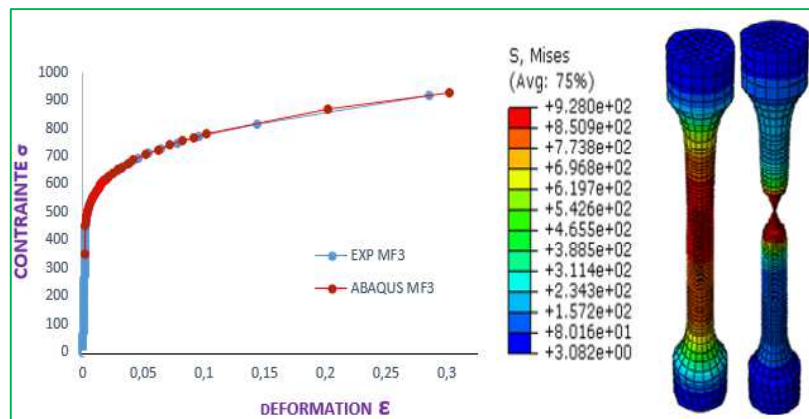


Figure 3-4. Comparaison de la loi de comportement du métal MF3 expérimental et numérique

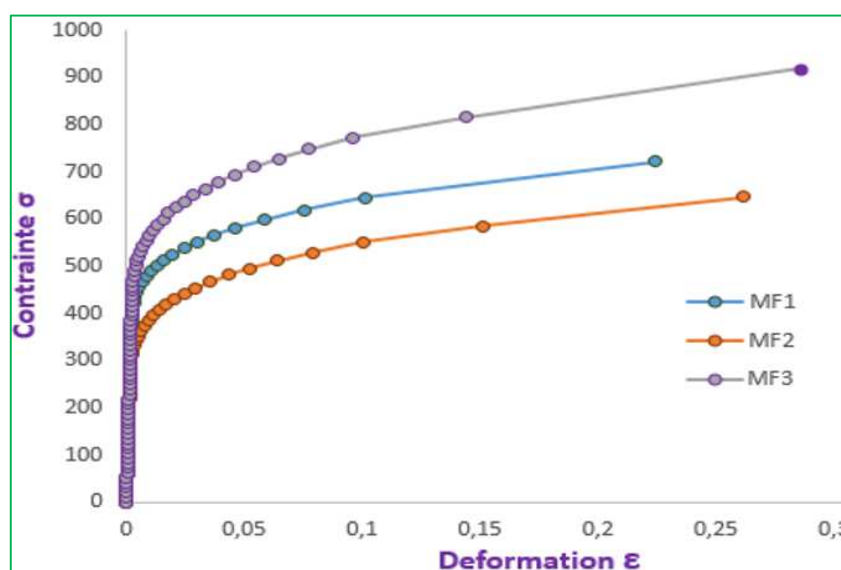


Figure 3-5. Comparaison de la loi de comportement des métaux fondus numériquement

3.3 Essai de l'intégral JIC

3.3.1 Introduction

L'objectif de cette partie est consacré à l'étude de l'évolution de l'intégral J par rapport à la propagation de fissure dans un joint de soudure hétérogène en acier A510AP. Les trois zones du joint ont été prises en considération.

Les calculs numériques ont été réalisés sur des éprouvettes SENB, en se basant sur la méthode des éléments finis du logiciel " ABAQUS CAE 2017 ". Les résultats du calcul élastoplastique sont injectés dans les procédures de calcul, c.a.d on a injecté la loi de comportement expérimental dans le code de calcul tel que le module de Young et le coefficient de poisson ainsi la déformation plastique.

3.3.2 Géométrie de l'éprouvette.

Les dimensions de l'éprouvette SENB selon la norme ASTM E 1820 – 01 sont mentionnées par **figure 3-6**

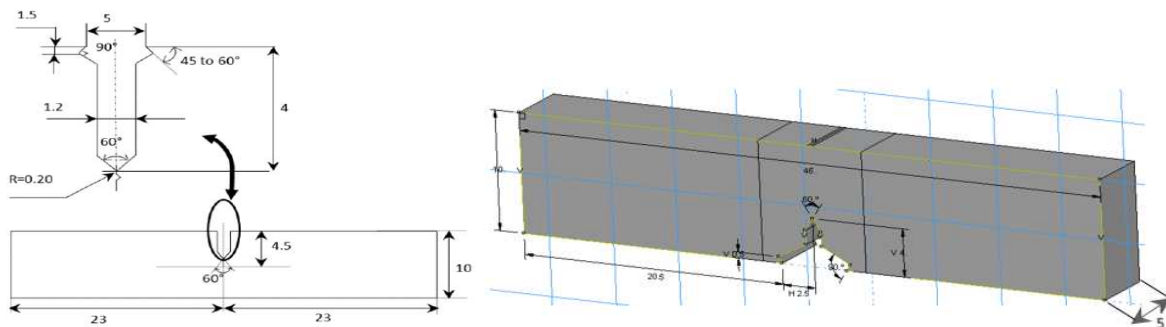


Figure 3-6. Géométrie de l'éprouvette SENB

3.3.3 Maillage de l'éprouvette

Notre choix s'est porté sur des éléments de maillage linéaire à huit nœuds de type C3D8R pour la totalité de l'éprouvette sauf le cercle du contour, on a choisi le maillage linéaire à six nœuds de type C3D6: (prisme triangulaire linéaire)

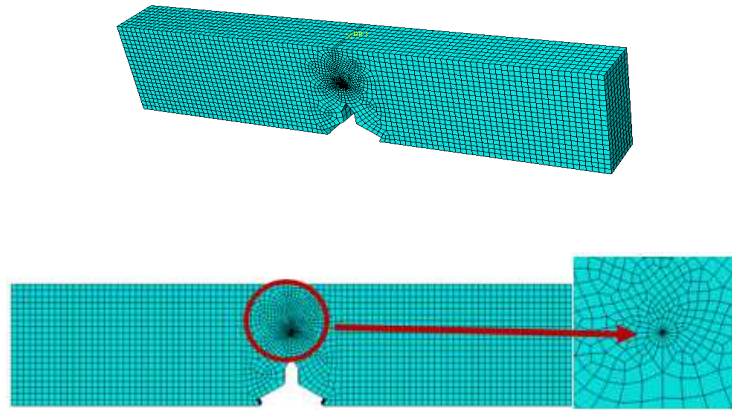


Figure 3-7. Maillage de l'éprouvette SENB

On a travaillé à plusieurs chargements, on a choisi le chargement qui convient, pour le MF2 et le MF3 le chargement égale à 2000 N et 5000 N, pour le MF1 égale à 1750 N et 5000N.

3.3.4 Résultats

- *Cas sans déformation plastique*

Dans ce cas-là on n'a pas injecté la déformation plastique dans le code de calcul ABAQUS, on a contenté seulement du module de Young et le coefficient de poisson.

Les figures au-dessous présentent l'état de contrainte Von. Mises, et les courbes présentent l'évolution de paramètre J en fonction de l'avancement de fissure pour les trois métaux d'apport.

Une comparaison entre résultats analytiques et numériques a été faite avec l'observation de l'influence du chargement sur le comportement énergétique.

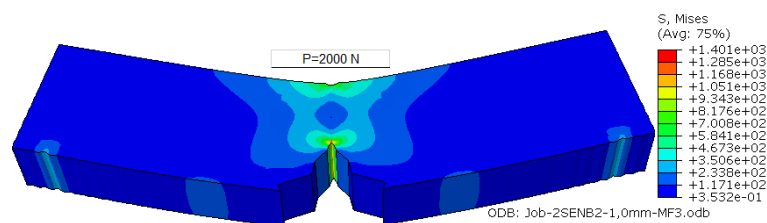


Figure 3-8. État de contrainte de V. Mises (FM3-a=1.0mm)

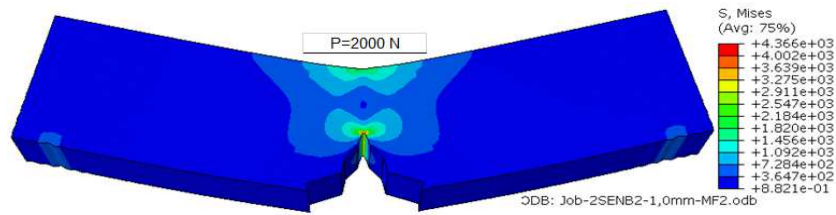


Figure 3-9. État de contrainte de V. Mises (FM2-a=1.0mm)

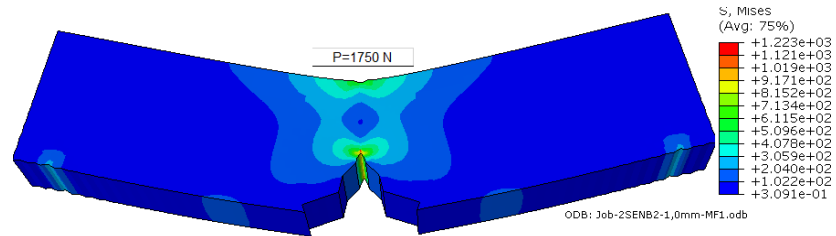


Figure 3-10. État de contrainte de V. Mises (FM1-a=1.0mm)

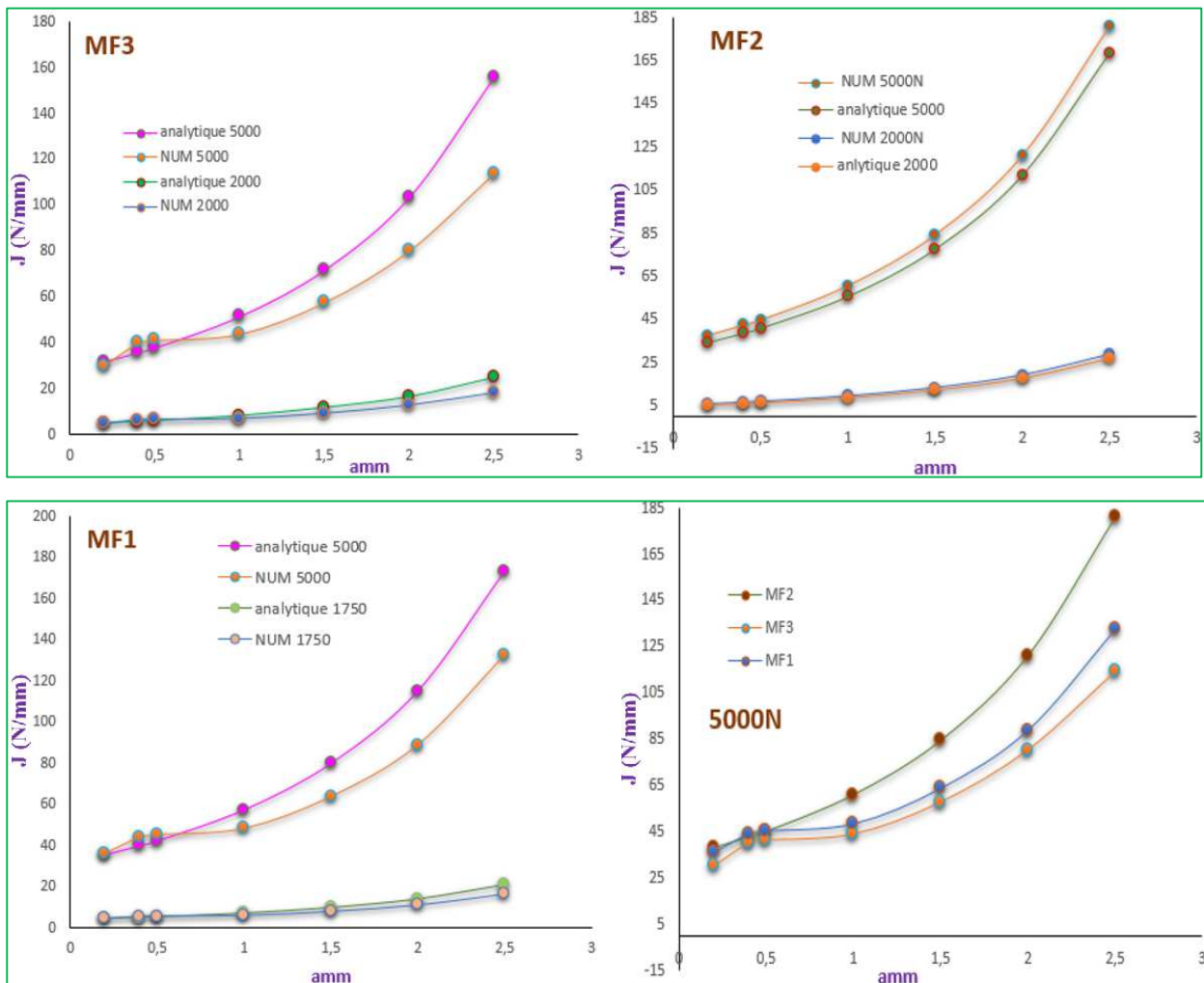


Figure 3-11. Évolutions de l'énergie G en fonction de l'avancée de fissure (cas sans déformation plastique)

Pour comparer les résultats numériques et analytiques, nous observons une apparence presque similaire pour le MF2. Pour MF1 et MF3 au-delà de 0,5 mm de longueur de fissure, les deux courbes divergent à mesure que la fissure augmente. **J (N/mm)**

Pour comparer le comportement des trois métaux fondus, on observe que l'over match MF3 a l'énergie de rupture la plus basse ce qui le rend le dernier choix on le comparant avec les deux autres.

- *Cas avec déformation plastique*

Dans ce cas, la déformation plastique a été injectée dans le code de calcul ABAQUS, en plus du module de Young et du coefficient de poisson.

Les figures au-dessous présentent l'état de contrainte Von. Mises, et les courbes présentent l'évolution de paramètre J en fonction de l'avancement de fissure pour les trois métaux d'apport. Une comparaison entre résultats analytiques et numériques a été faite avec l'observation de l'influence du chargement sur le comportement énergétique.

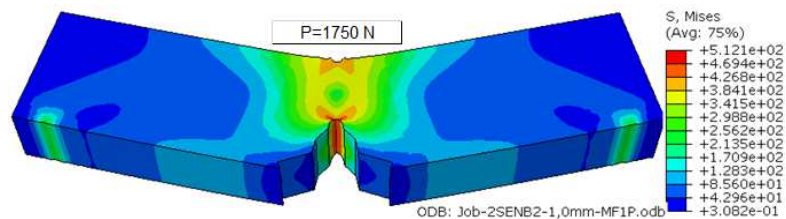


Figure 3-12. État de contrainte de V. Mises (FM1-a=1.0mm)

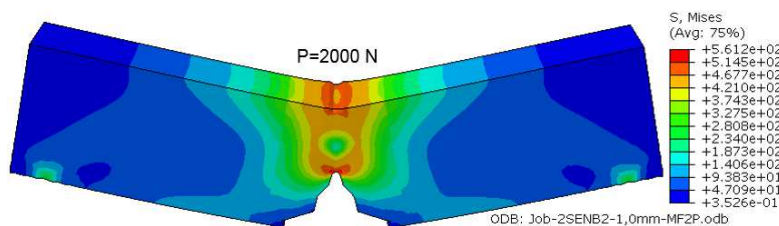


Figure 3-13. État de contrainte de V. Mises (FM2-a=1.0mm)

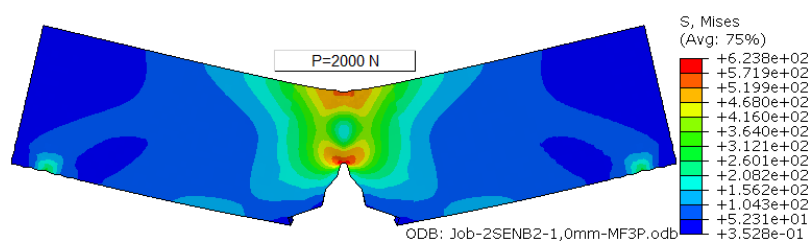


Figure 3-14. État de contrainte de V. Mises (FM3-a=1.0mm)

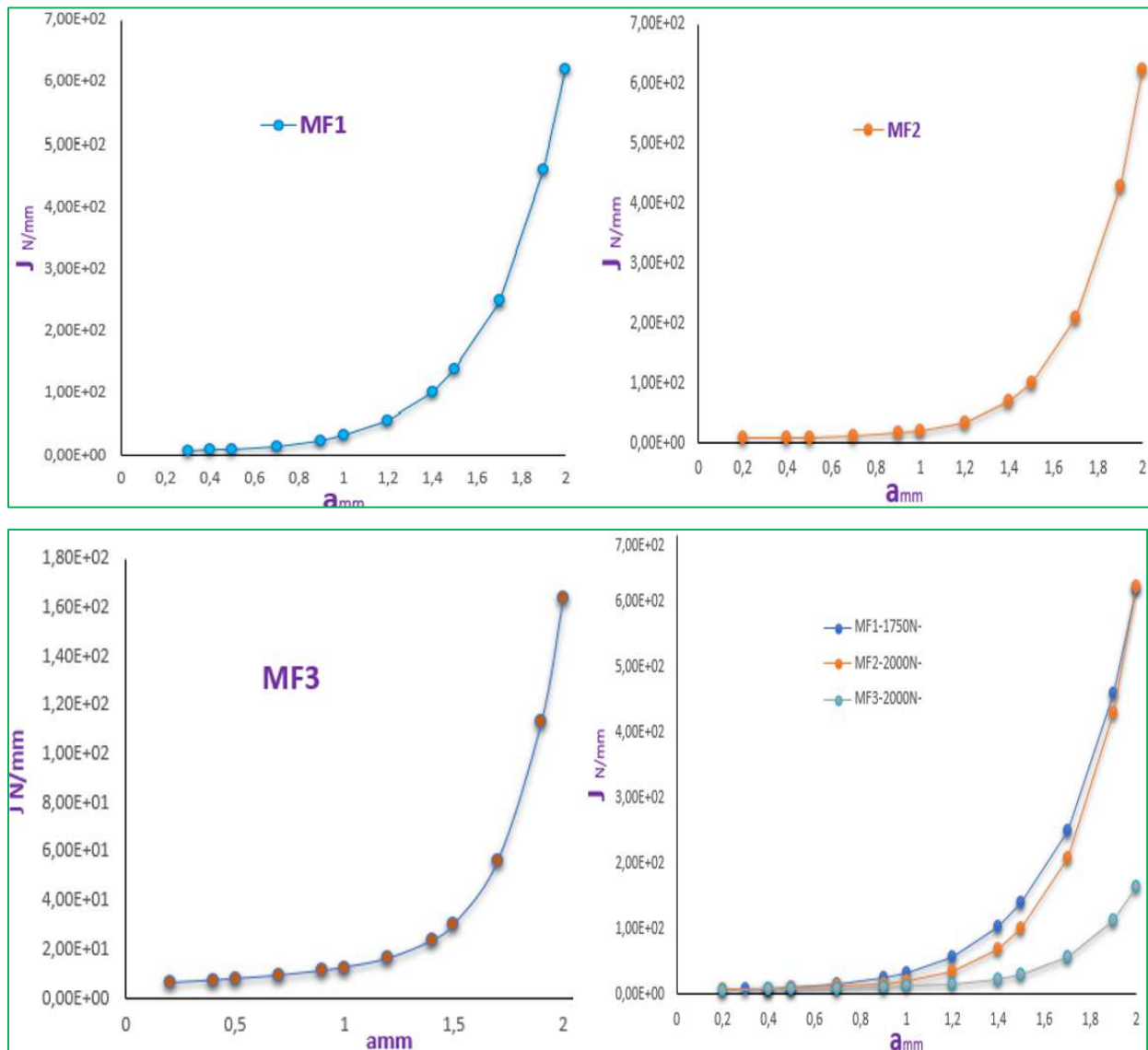


Figure 3-15. Evolutions de l'énergie G en fonction de l'avancée de fissure (avec déformation plastique)

On observe en évidence que l'énergie de rupture (J) augmente à mesure que la fissure augmente.

Pour comparer le comportement des trois métaux fondus, on observe que l'over match MF3 a l'énergie de rupture la plus basse ce qui le rend le dernier choix en le comparant avec les deux autres. Pour le métal d'apport Under match MF2 et le métal d'apport MF3 over match, les valeurs du paramètre (J) sont les plus faibles. Pour le métal d'apport MF1 over match, les valeurs du paramètre (J) sont les plus élevées. Cette observation est en accord avec les résultats expérimentales, l'over match n'est pas bénéfique si M présente des valeurs élevées qui ne s'approchent pas de l'unité.

3.4 Essai de fissuration (ABAQUS)

3.4.1 Introduction

L'objectif de cette partie est consacré à l'étude de la propagation de fissure dans un joint de soudure hétérogène en acier A510AP. Les trois zones du joint ont été prises en considération.

Les calculs numériques ont été réalisés sur des éprouvettes CT 50, en se basant sur la méthode des éléments finis dans une option de calcul en déformations planes du logiciel " ABAQUS CAE ". Cette étude numérique est consacrée à la modélisation de la rupture par fatigue d'un joint soudé.

En effet un joint soudé est constitué de trois zones de structure métallurgique et de propriétés mécaniques différentes à savoir : le Métal de Base (MB), le Métal Fondu (MF) et la Zone Affectée Thermiquement (ZAT).

3.4.2 Hypothèses de travail

Les simulations des essais de fatigue mis en œuvre expérimentalement ont été réalisées à l'aide du code éléments finis « ABAQUS v.6.14-1 ». Nous avons choisi de mener une approche numérique en introduisant une loi de comportement élastoplastique.

Par conséquent, nous introduisons la relation contrainte vraie – déformation vraie obtenue lors des essais de traction.

3.4.3 Types d'éprouvettes utilisées

Pour réaliser des simulations de chargements cycliques, on a modélisé une éprouvette de type CT selon la norme ASTM E 399 [202], les dimensions d'une éprouvette CT 50 (Compact Tension) (CT 50, $w=50\text{mm}$) devraient être dans les conditions représentées par la **figure 3.16**. Cette éprouvette a une longueur de ligament $w - a_0$ relativement importante : elle est notamment utilisée dans l'étude de la propagation de fissures de fatigue ainsi que pour déterminer la ténacité d'un matériau après un pré fissuration de l'ordre de : $a / w \approx 0,5$.

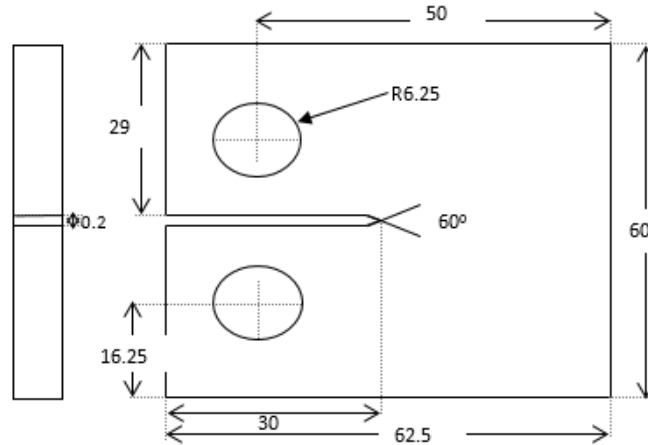


Figure 3-16. Éprouvette CT donné dans la norme d'ASTM E 399.

Conformément à la norme ASTM E 399 [202], la valeur minimum suggérée de W est de 50 millimètres pour une éprouvette CT 50 et l'épaisseur recommandée, B , de l'éprouvette est donné par le critère :

$$\frac{W}{20} \leq B \leq \frac{W}{4} \quad \frac{50}{20} \leq B \leq \frac{50}{4} \quad 2,5 \text{ mm} \leq B \leq 12,5 \text{ mm} \quad \text{Équation 3-1}$$

la longueur initiale de la fissure a_n est donnée comme suit,

$$a_n \geq 0,2W \quad a_n \geq 10 \text{ mm} \quad \text{Équation 3-2}$$

Pour dessiner l'éprouvette CT, on suppose que B est de 07 millimètres.

Au départ, on présume que la longueur initiale de la fissure est de 9 millimètres.

3.4.4 Pré fissuration des éprouvettes

Les éprouvettes sont pré-fissurées, par fatigue à amplitude de charge constante à la température ambiante suivant la norme ASTM E 813 [203], jusqu'à ce que la fissure atteigne une longueur relative (a/W) comprise entre 0,45 et 0,55.

La longueur de la fissure a est donnée par :

$$a = a_n + a_f \quad \text{Équation 3-3}$$

D'après ASTM E 647, a_f est donné comme suite :

$$a_f \geq 0,025W \quad a_f \geq 1,25 \text{ mm} \quad \text{Équation 3-4}$$

D'où, l'expression de la longueur a selon la norme ASTM E 813 :

$$0,45 W \leq a \leq 0,55 W \quad 22,5 \leq a \leq 27,5 \quad \text{Équation 3-5}$$

Suite aux différentes études, on suppose que a_f est de 5,8 millimètres de sorte que le l'éprouvette CT ne se déforme pas au niveau des trous pendant la simulation.

Donc, la longueur a est égale à 23,3 mm pour garantir la bonne démarche de l'essai de simulation et la longueur relative de la fissure a/W est égale à 0,466.

3.4.5 Configurations des différentes éprouvettes.

Après le choix des dimensions appropriées, nous pouvons maintenant localiser la fissure pour chaque configuration étudiée. La simulation est effectuée en utilisant un joint soudé présentant des zones ayant des caractéristiques mécaniques différentes.

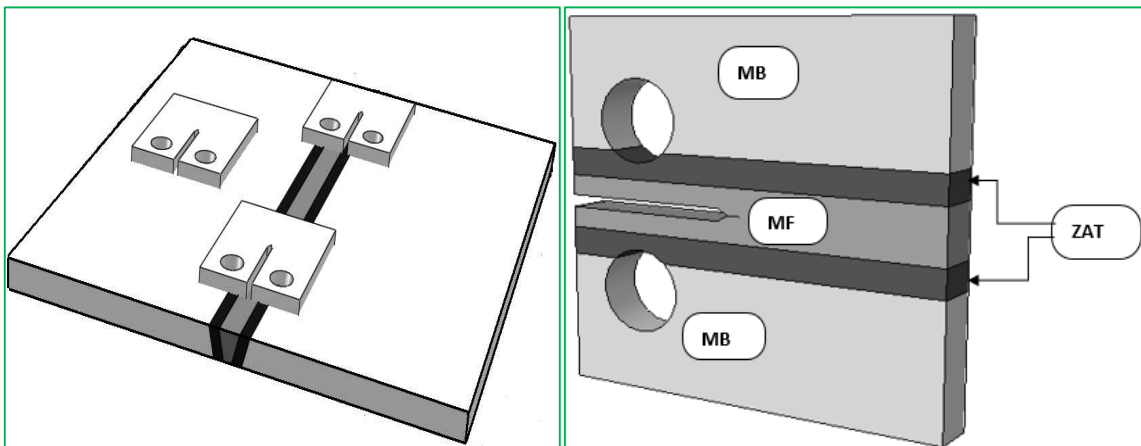


Figure 3-17. Configurations des éprouvettes CT (Compact Tension).

La **figure 3.17** représente les trois configurations différentes d'éprouvette qui ont été modélisées ; ces configurations sont :

- Une configuration homogène composée d'un seul matériau le cas du métal de base MB.
- Une configuration hétérogène dont la fissure existe sur la partie de métal fondu MF,
- Une configuration hétérogène dont la fissure existe sur la partie de la ZAT.

3.4.6 Propriétés des matériaux

On a déclaré les propriétés de chaque zone du joint

Matériau	E module d'élasticité en MPa	Coefficient de poisson	J _{IC} (kJ/m ²)
MB	183000	0.3	125
ZAT	200000	0.3	38
MF1	180000	0.3	80
MF2	181000	0.3	75
MF3	182000	0.3	60

Tableau 3-1. **Caractéristiques** des métaux.

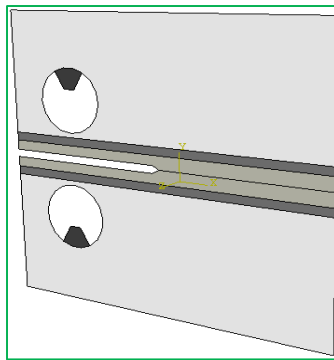


Figure 3-18. Modélisation d'une éprouvette hétérogène en 2D (cas de MF).

3.4.7 Condition de chargement

On a exercé un effort au niveau du trou supérieur et un encastrement au niveau de du trou inférieur.

3.4.8 Maillage

Notre choix s'est porté sur des éléments de maillage triangulaire à trois nœuds de type CPS3. Enfin, les régressions de maillage sont régulières afin d'éviter tout changement brusque de taille de maille ainsi que les éléments trop distordus. Le fond de fissure est indiqué par le rapport de deux grandeurs géométriques a_0 et W .

Le maillage en pointe de fissure est particulièrement raffiné pour la modélisation en approche locale (maillage carré avec des dimensions des éléments de 0.2 mm x 0.2 mm), le maillage a été raffiné dans les régions jugées critiques où l'on prévoit de forte concentration de contrainte.

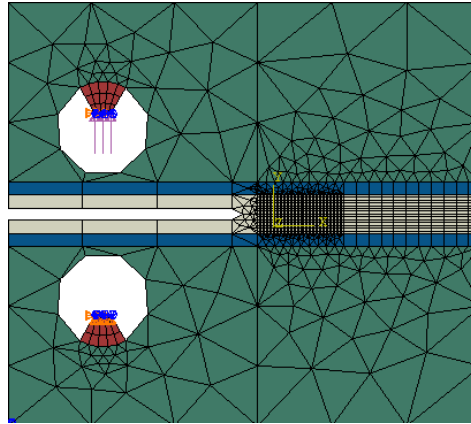


Figure 3-19. Maillage de l'éprouvette

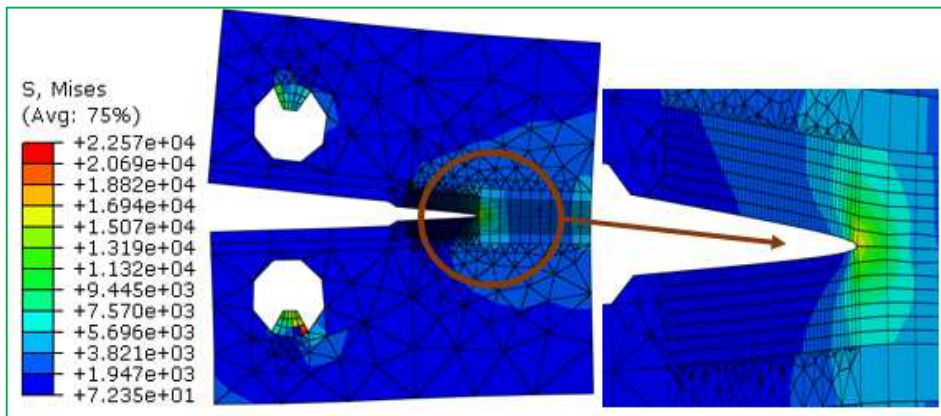
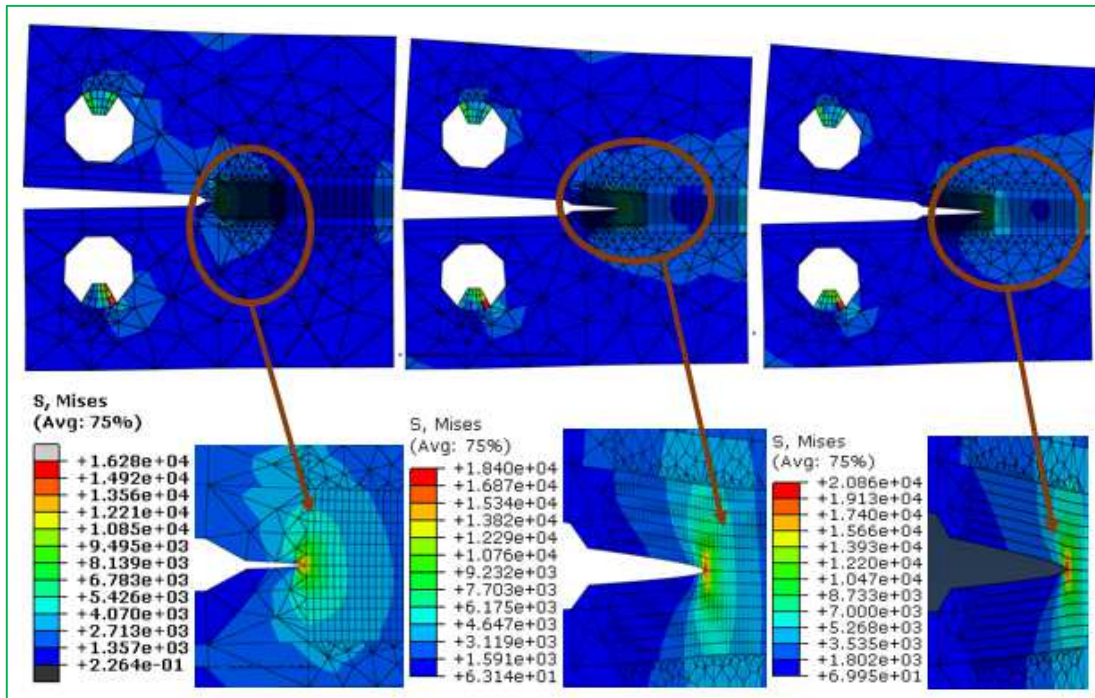


Figure 3-20. Avancement de fissure, contrainte de Vom Mises

3.4.9 Résultats et discussions

Pour la simulation numérique sous ABAQUS de l'essai de fissuration nous avons pu faire propager la fissure par la Technique de fermeture virtuelle de fissures (VCCT), mais nous n'avons pas pu lier la vitesse de fissuration avec le facteur d'intensité de contrainte afin d'obtenir la courbe da/dN en fonction ΔK . ceci nous a poussé à utiliser AFGROW -paragraphe suivant- qui est largement utilisé pour la simulation de la propagation de fissure malgré ses limites.

3.5 Essai de fissuration (AFGROW)

3.5.1 Introduction :

Dans ce chapitre nous présentons l'aspect de la simulation du comportement en fatigue de l'acier A510 AP, par le code AFGROW [204].

3.5.2 Propriétés du matériau

Les propriétés du matériau sont injectées dans le code AFGROW, tel que le module de Young, coefficient de poisson, C, m les paramètres de la loi de Paris...

3.5.3 Modèle de NASGRO

Nous avons choisi le modèle NASGRO utilisé dans la prédiction de la vitesse de propagation de fissuration de fatigue qui a été développé par Forman et Mettu [205]. Le modèle de NASGRO prédit la vitesse de fissuration pour les trois domaines et est sous la forme :

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

Équation 3-6

C, n, p, q sont des paramètres empiriques

K_{max} et K_{crit} sont respectivement le facteur d'intensité de contrainte maximale et le facteur d'intensité de contrainte critique.

f représente la contribution de la fermeture de la fissure :

$$f = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \begin{cases} \max(R, A_0 + A_1R + A_2R^2 + A_3R^3) & R \geq 0 \\ A_0 + A_1R & -2 \leq R < 0 \\ A_0 - 2A_1 & R < -2 \end{cases}$$

Équation 3-7

Les coefficients A_i sont données par :

$$A_i = \begin{cases} A_0 = (0.825 - 0.34\alpha + 0.05\alpha^2) \left[\cos\left(\frac{\pi}{2} \sigma_{\max} / \sigma_0\right) \right]^{\frac{1}{\alpha}} \\ A_1 = (0.415 - 0.071\alpha) \sigma_{\max} / \sigma_0 \\ A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \\ A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \end{cases} \quad \text{Équation 3-8}$$

α : Rapport de contrainte/déformation plane

σ_{\max} / σ_0 : Rapport de la contrainte maximale appliquée sur la contrainte d'écoulement

ΔK_{th} : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil donnée par :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 \left(\frac{a}{a + a_0} \right)^{\frac{1}{2}} / \left(\frac{1 - f}{(1 - A_0)(1 - R)} \right)^{(1 + C_{th}R)} \quad \text{Équation 3-9}$$

ΔK_0 : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil à $R = 0$

a : Longueur de la fissure

a_0 : Longueur de la fissure initiale

C_{th} : Coefficient seuil

Les valeurs de ΔK_0 et C_{th} sont données par la base de données matérielle.

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

$$\frac{K_{crit}}{K_{IC}} = 1 + B_k e^{-\left(A_k \frac{t}{t_0} \right)^2} \quad \text{Équation 3-10}$$

K_{IC} : Ténacité du matériau

A_k, B_k : paramètres d'ajustement, t : Épaisseur

t_0 : Épaisseur de référence (condition de déformation plane)

La condition de déformation plane est définie par :

$$t_0 = 2.5(K_{IC} / \sigma_e)^2 \quad \text{Équation 3-11}$$

On remarque que ce modèle décrit tous les domaines de propagations et tient compte des caractéristiques du matériau : la ténacité, la limite élastique et des paramètres de chargements : rapport de charge et effet de fermeture de fissure.

3.5.4 Résultats

Les figures ci-dessous montrent bien la propagation progressive de la fissure par rapport au nombre de cycles, jusqu'à où la fissure se propage sans cesse conduisant à la rupture de l'éprouvette, pour MF1 la fissure propage continuellement jusqu'à environ le nombre de cycles $6.7E+05$, pour MF2 $3.4 E+05$ cycles, pour MF3 $2.2 E+05$ -cycle cela montre que MF1 qui présente l'over match résiste à la rupture par contre MF2 et MF3 résiste moins à la rupture, l'effet de l'over match pour le MF3 n'est pas bénéfique.

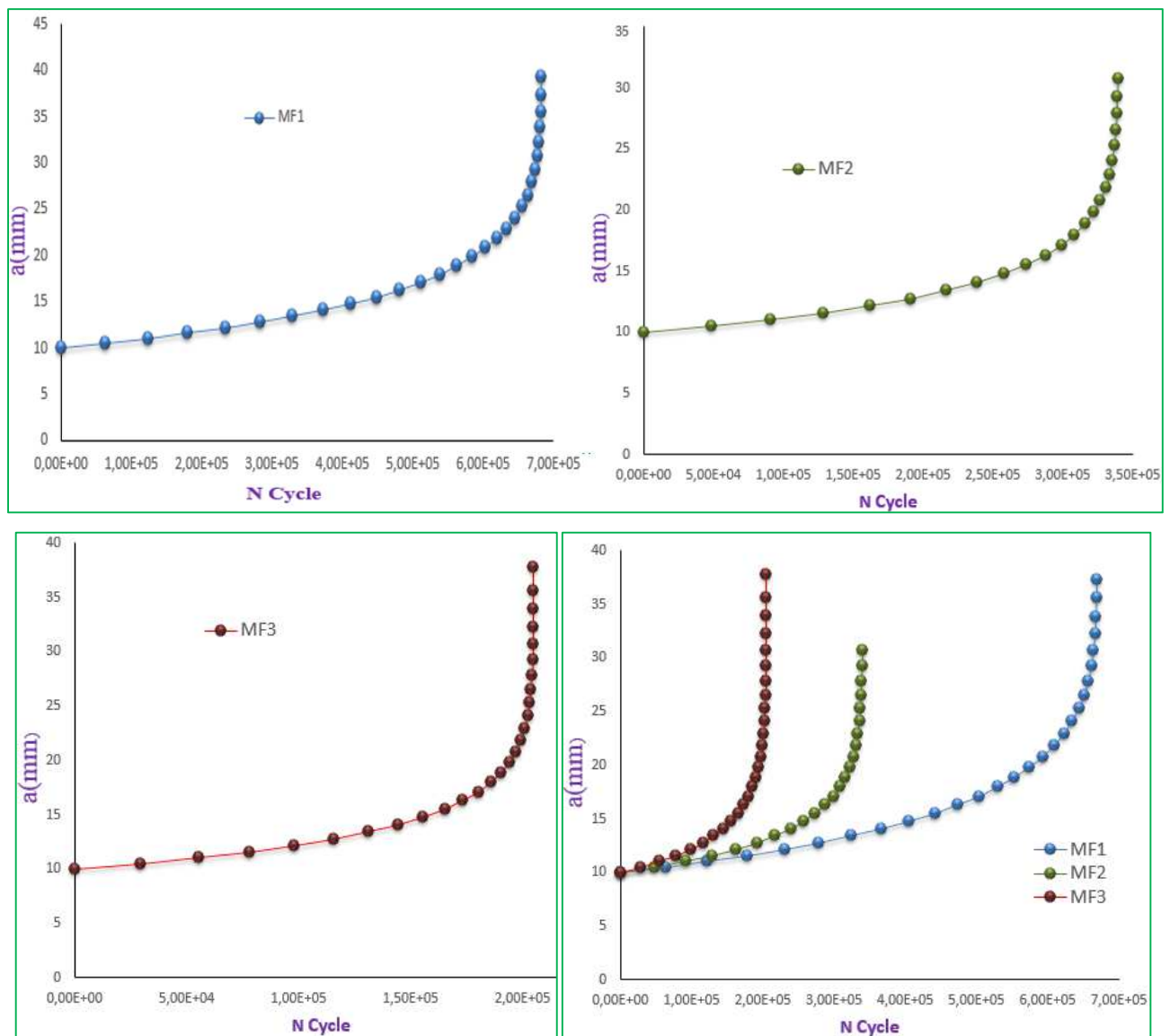


Figure 3-21. Propagation de la fissure en fonction du nombre de cycles.

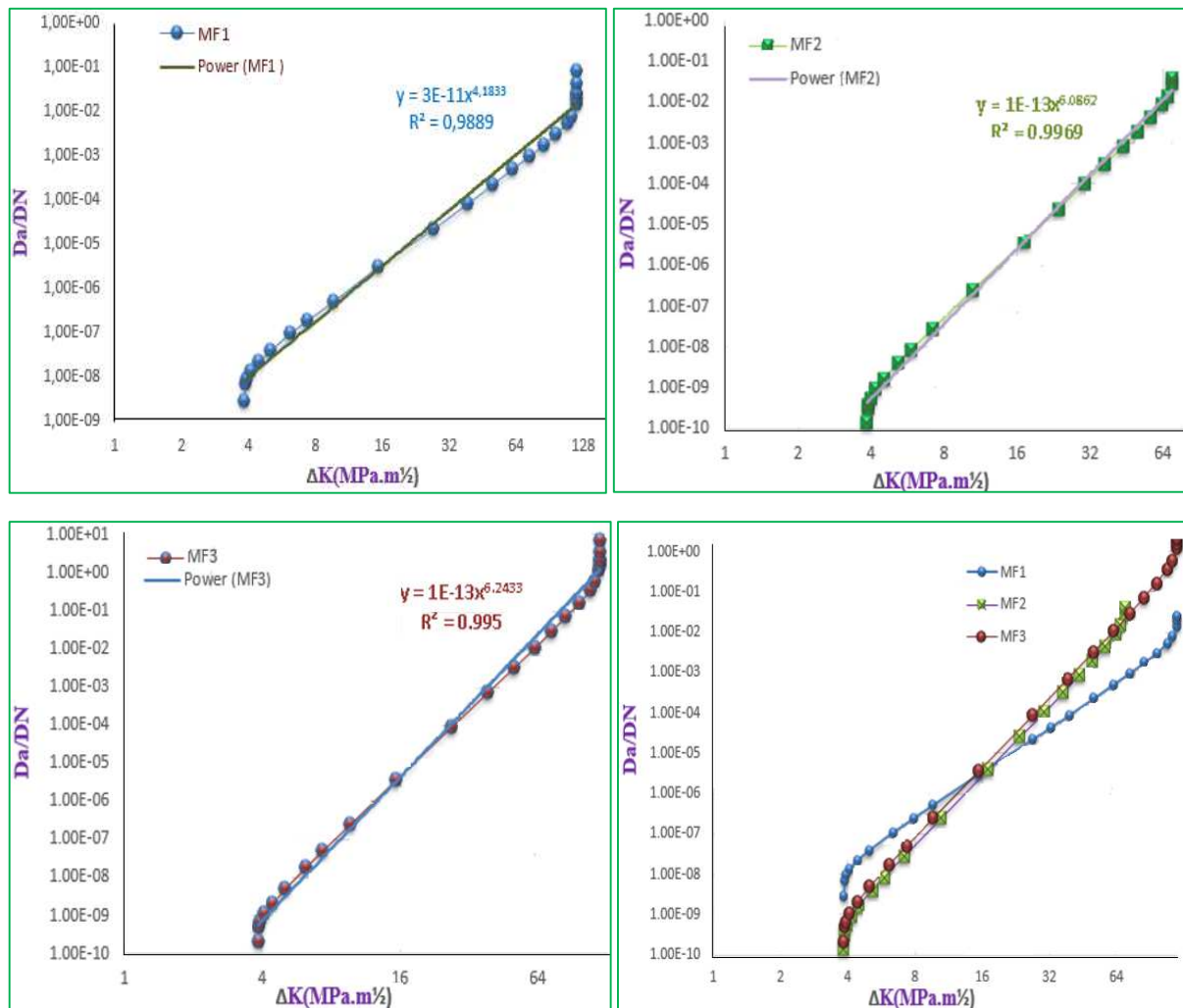


Figure 3-22. La vitesse de fissuration en fonction de ΔK

Désignation	Loi de Paris
MF1	$da/dN=3,0 e^{-11} \Delta K^{4.18}$
MF2	$da/dN=1,0 e^{-13} \Delta K^{6.08}$
MF3	$da/dN=1.0e^{-13} \Delta K^{6.243}$

Tableau 3-2. Équations caractérisant la Loi de Paris

Dans la **figure 3-22** concernant les courbes da/dN en fonction de ΔK la (VPF) de la zone de fusion des éprouvettes soudées avec le métal d'apport MF1 ($M = 1,2$ - over match) est la plus basse par rapport à la (VPF) de l'Under match MF2 ($M = 0,8$). En revanche, l'over match MF3 ($M = 1,5$) a une vitesse de propagation de fissure la plus élevée, ceci concorde avec les résultats expérimentales.

CHAPITRE IV

ETUDE PROBABILITISTE RUPTURE PAR FATIGUE

4 Étude probabiliste

4.2 Justification du choix de la loi de Weibull

Le modèle de Weibull est d'une pratique aisée et universellement admise, il couvre à lui seul l'ensemble des phénomènes de défaillance. L'expression loi de Weibull recouvre en fait toute une famille de lois, certaines d'entre elles apparaissant en physique comme conséquence de certaines hypothèses. C'est en particulier, le cas de la loi exponentielle ($\beta = 1$) et de la loi normale ($\beta = 3$). Le taux de défaillance évolue comme une puissance du temps (ce qui est le cas le plus courant). Lorsque ce taux est constant, on utilise la loi exponentielle, et lorsque le taux augmente proportionnellement au temps, c'est la distribution de Rayleigh qui est employée.

4.3 Analyse fiabiliste de la rupture par fatigue

Vu que la loi de probabilité nécessite une grande base de données, plusieurs éprouvettes misent sous essai pour une estimation exacte des paramètres, malheureusement nous n'avons pas assez d'éprouvettes pour lancer notre étude, alors nous étions sous l'obligation de réaliser ce travail avec des données aléatoires en utilisant Excel, c.a.d nous avons choisi un nombre de cycles à la rupture par fatigue varie entre 40000 cycle jusqu'à 700000 cycles répartis aléatoirement sur 49 éprouvettes. Nous avons choisie comme loi de probabilité la loi de weibull puis nous avons fait une comparaison avec les autres lois telles que loi normal, loi exponentielle, loi gamma, loi poisson, loi log normal et Fonction de distribution cumulative (CDF).

Le tableau si dessous illustre les cycles de rupture en ordre croissant pour les 49 éprouvettes

N°	Nombre de cycles								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	41704	11	133020	21	194112	31	322993	41	522999
2	56989	12	136960	22	202660	32	332700	42	540000
3	64878	13	143156	23	237971	33	348553	43	553213
4	75031	14	146024	24	241133	34	366947	44	564514
5	86405	15	158916	25	262692	35	388678	45	582382
6	99967	16	162572	26	276382	3	402863	46	629793
7	103750	17	175827	27	286550	37	419022	47	664111
8	112251	18	181064	28	298130	38	428000	48	675974
9	117926	19	186168	29	308872	39	430000	49	697734
10	131687	20	192951	30	315712	40	480000		

Tableau 4-1. Nombre de cycles à la rupture

La densité de probabilité d'une loi de Weibull a pour expression :

$$f(t) = \frac{\beta}{\eta} \left(\frac{t-\gamma}{\eta} \right)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)} \quad t \geq \gamma \quad \text{Équation 4-1}$$

La **figure 4-1** montre que la fonction $f(t)$ est une densité de probabilité, elle est continue est positive et l'intégral de cette fonction sur l'intervalle définie vaut 1

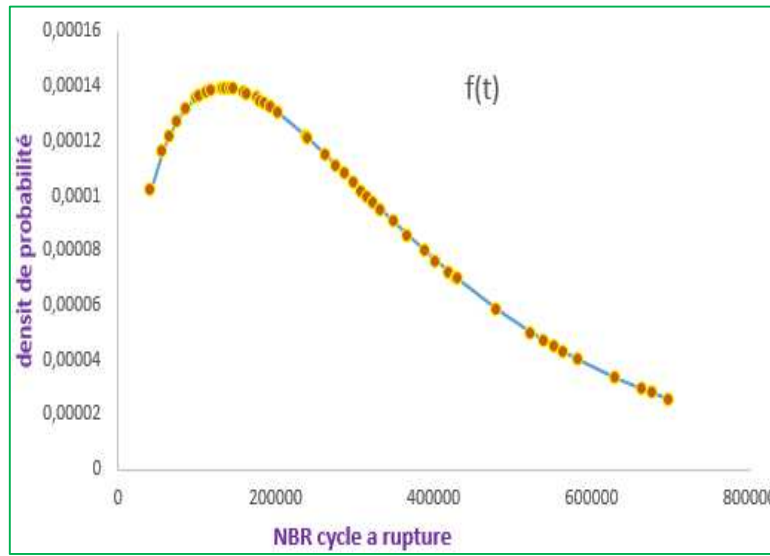


Figure 4-1. Fonction de la densité de probabilité

4.3.1 Identification des paramètres (β , γ , μ)

Après l'Ajustement graphique (chapitre 1 partie probabilité), on détermine les paramètres (β , γ , μ) de la distribution *weibull*.

L'ajustement graphique consiste à effectuer un changement de variables permettant de ramener l'ajustement à une simple régression linéaire, ce que permet la loi de Weibull :

$$\ln \ln \left(\frac{1}{[1-F(t)]} \right) = \beta \ln(t - \gamma) - \beta \ln \eta \quad \text{Équation 4-2}$$

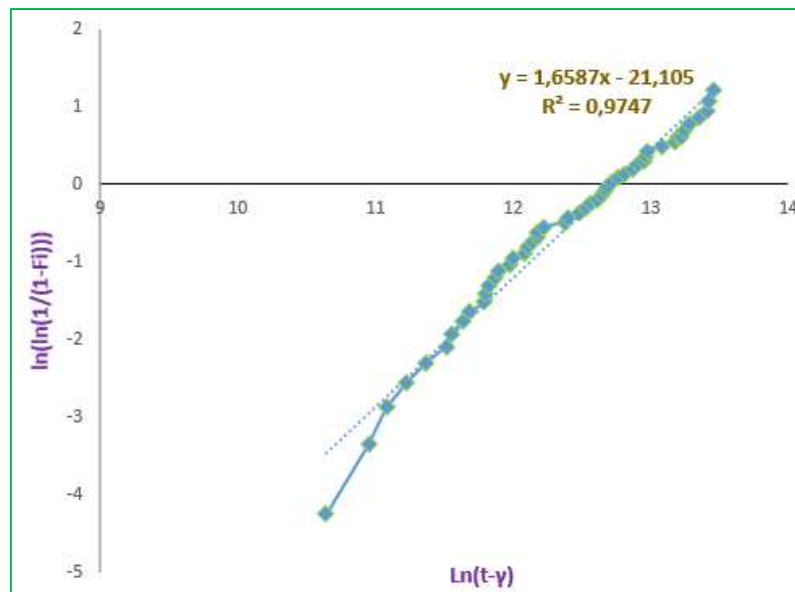


Figure 4-2. Fonction de la densité de probabilité

À partir de la courbe, on détermine les paramètres (β , γ , μ)

β	γ	μ
1.66	0	335538,4

Tableau 4-2. Paramétré de weibull

$\gamma = 0$ lorsque les points de coordonnées $(t_i ; F(t_i))$ sont alignés .

4.3.2 Analyse des courbes

Après la détermination des paramètres de weibull on peut tracer notre courbe de fiabilité, de taux de défaillance et la courbe de fonction de défaillance à partir des fonctions données au premier chapitre.

On remarque que les courbes ont des allures logiques, la fiabilité diminue avec l'augmentation de nombre de cycle, de même pour le taux de défaillance, on observe une augmentation du taux avec l'augmentation du nombre de cycle.

Par exemple pour une fiabilité de 70% nous avons une probabilité de 70% que la rupture ne se produise pas.

Pour la fonction de défaillance ou encore appelée défiabilité c'est tout à fait le contraire.

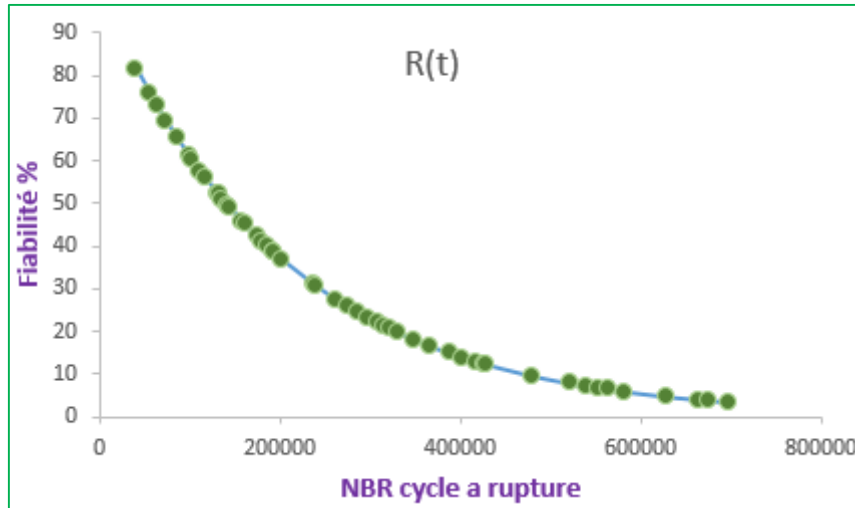


Figure 4-3. Fonction de fiabilité

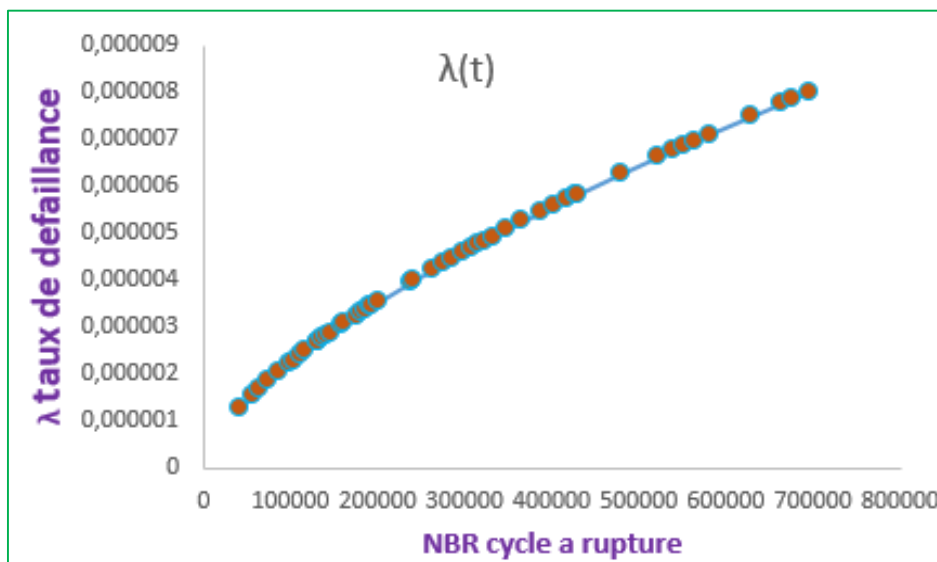


Figure 4-4. Fonction de taux de défaillance

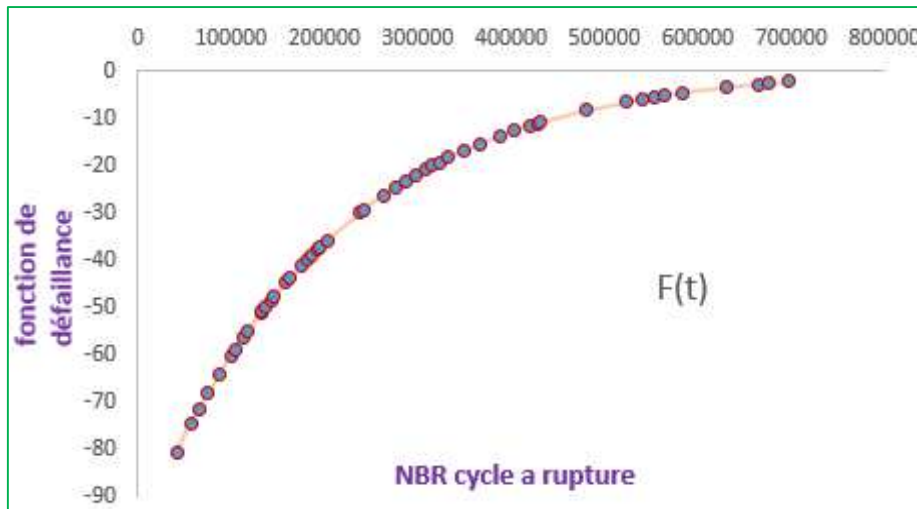


Figure 4-5. Fonction de la défaillance

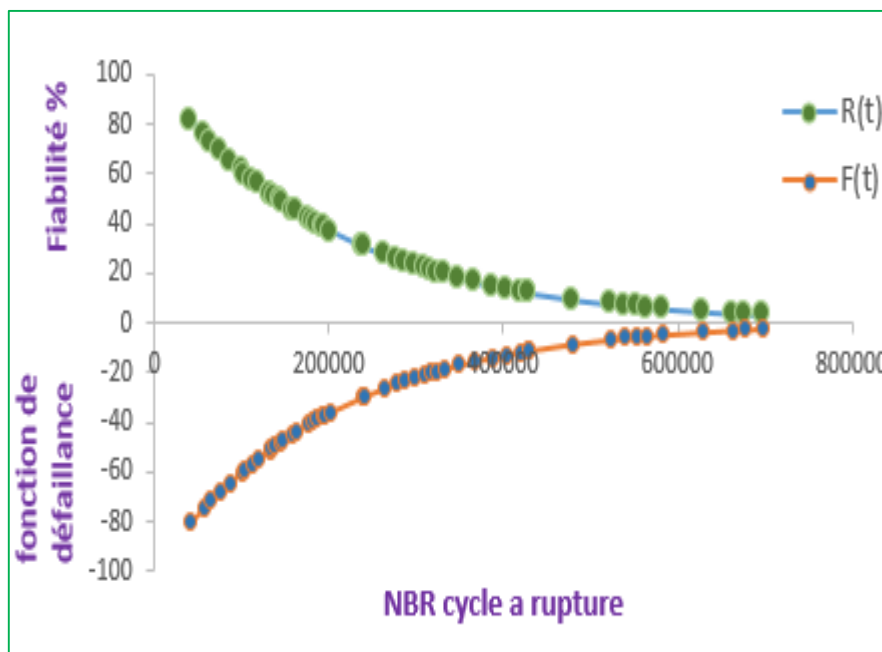


Figure 4-6. Comparaison entre la fiabilité et la défaillance

Pour la **figure 4.7** on remarque une ressemblance entre différentes lois de probabilité notamment la ressemblance entre la distribution weibull et la distribution normale et la ressemblance entre la distribution F_i et cdf et la ressemblance entre gamma et exponentiel

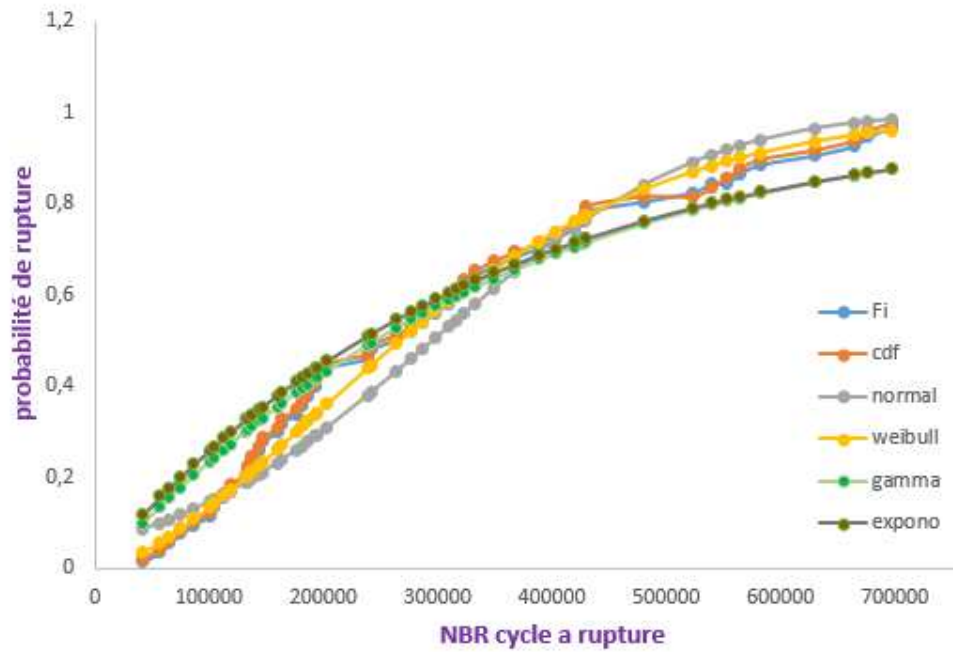


Figure 4-7. Comparaison entre différentes lois de probabilité

Paramètre	Normal	Paramètre	Log Normal	Paramètre	gamma
espérance	295549,714	espérance	7	α	1.1
variance	185199,997	variance	15	β	310000

paramètre	exponentielle	Paramètre	Weibull ($\gamma=0$)	Paramètre	cdf
λ	0,000003	β	1.6	1/n	0,020408
i	$1 \leq i \leq n$	η	335538,4		

Tableau 4-3. Paramètres différentes lois de probabilité

CONCLUSION

5 Conclusion

La présente étude a été réalisée pour étudier l'effet du mismatching sur le comportement de la vitesse de fissuration par fatigue et sur la durée de vie des joints soudés. L'étude porte sur la soudure de l'acier A510AP par trois catégories de métal d'apport (G694M), (GCrMo1Si) et (G694M).

À partir de cette étude, on a tiré les conclusions suivantes:

Le comportement de la vitesse de fissuration par fatigue et la durée de vie des joints soudés sont influencés par le rapport de mismatching.

On peut observer que le rapport de mis-match est inversement proportionnel à l'exposant de fatigue (m), mais ceci est vérifié lorsque le mismatch M ne dépasse pas des valeurs élevées telles que notre cas $M = 1.5$.

Au-delà de la valeur de 40 MPa de FIC (facteur d'intensité de contrainte), la vitesse de propagation de fissure du métal de soudage FM1 est le plus faible, l'effet de l'over match représenté par FM1 ($M = 1.2$) est bénéfique par rapport au métal d'apport ayant ($M = 1,5$) représenté par le métal d'apport FM3 qui a la vitesse de fissuration plus élevée, ceci confirme que le bon choix de métal d'apport est celui qui présente un mismatch le plus proche de la valeur $M = 1$, au-delà d'une valeur de M plus élevée, l'effet d'over match devient inverse.

Aucun écart de fissure n'a été noté dans tous les essais, ce qui est encourageant pour le choix du métal d'apport.

Comme nous l'avons remarqué ci-dessus, pour le même niveau d'énergie hystérétique Q , le FIC est plus grand dans les éprouvettes avec un over matching que ceux avec un under matching. Cette variation est sensiblement constante avec l'augmentation de ΔK .

En ce qui concerne l'énergie spécifique U , nous avons noté que cette énergie est presque constante par rapport à FIC pour différentes zones de l'assemblage de soudure avec des valeurs moyennes de 2.106 J / m².

En fin de compte, les valeurs les plus basses du paramètre $J_{0.2}$ obtenues sont observées pour les éprouvettes under match représenté par FM2, d'autre part les valeurs les plus élevées sont observées pour les éprouvettes «over-matching» représentées par FM1. Pour les éprouvettes over match représentées par FM3, la valeur de l'intégrale $J_{0.2}$ obtenue est la plus faible, la même remarque déjà mentionnée ci-dessus pour la vitesse de fissuration..

Pour la simulation numérique sous ABAQUS de l'essai de traction, les courbes expérimentales et numériques étaient presque identiques.

Pour la simulation numérique sous ABAQUS de l'essai de l'intégral J, on a trouvé que l'over match MF3 a l'énergie de rupture la plus basse ce qui le rend le dernier choix en le comparant avec les deux autres.

Pour le métal d'apport Under match MF2 et le métal d'apport MF3 over match, les valeurs du paramètre (J) sont les plus faibles. Pour le métal d'apport MF1 over match, la valeur du paramètre (J) est la plus élevée. Cette observation est en accord avec les résultats expérimentales, l'over match n'est pas bénéfique si M présente des valeurs élevées qui ne s'approchent pas de l'unité.

Pour la simulation numérique sous ABAQUS de l'essai de fissuration nous avons pu faire propager la fissure par la Technique de fermeture virtuelle de fissures (VCCT), mais nous n'avons pas pu lier la vitesse de fissuration avec le facteur d'intensité de contrainte afin d'obtenir la courbe da/dN via ΔK . ceci nous a poussé à utiliser AFGROW qui est largement utilisé pour la simulation de la propagation de fissure malgré ses limites.

Perspective :

- Réalisation de la simulation numérique de la propagation de fissure par fatigue sous ABAQUS par la Technique de fermeture virtuelle de fissures (VCCT).
- Réalisation de la simulation numérique de la propagation de fissure par fatigue sous ABAQUS par la Technique XFEM.
- Étude probabiliste de la courbe (S-N) après réalisation des essais expérimentaux avec plusieurs échantillons.

BIBLIOGRAPHIE

6 Bibliographie

- [1] A. A. Griffith, "The phenomena of rupture and flow in solids," *Philos T R Soc Lond*, vol. A221, pp. 163-198, 1920.
- [2] G. R. Irwin, "Analysis of stresses and strains near end of crack traversing plate," *J Appl Mech*, vol. 24, pp. 361-364, 1957.
- [3] I. N. Sneddon, "The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid," *P R Soc Lond A-Conta*, vol. 187, pp. 229-260, October 22, 1946 1946.
- [4] H. M. Westergaard, "Bearing pressures and cracks," *J Appl Mech*, vol. 6, pp. -49---53, 1939.
- [5] H. Tada, P. P. C. Paris, and G. R. Irwin, *The Stress Analysis of Cracks Handbook: American Society of Mechanical Engineers*, 2000.
- [6] G. C. Sih and F. Erdogan, "On crack extension in plants (Plates) under plane loading and transverse shear," presented at the ASME Meeting WA-163, New York, NY, United States, 1962.
- [7] R. O. Ritchie, "Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids," *Int J Fracture*, vol. 100, pp. 55-83, 1999.
- [8] P. C. Paris, M. P. Gomez, and W. E. Anderson, "A Rational Analytic Theory of Fatigue," *The Trend in Engineering*, vol. 13, pp. 9-14, 1961.
- [9] W. W. Gerberich and N. R. Moody, "Review of fatigue fracture topology effects on threshold and growth mechanisms," presented at the Fatigue Mechanisms, ASTM STP 675, Kansas City, USA, 1979.
- [10] J. I. Dickson, J. P. Bailon, and J. Masounave, "Review on the threshold stress intensity range for fatigue crack propagation," *Can Metall Quart*, vol. 20, pp. 317-329, 1981.
- [11] L. Lawson, E. Y. Chen, and M. Meshii, "Near-threshold fatigue: a review," *Int J Fatigue*, vol. 21, Supplement 1, pp. S15-S34, 1999.
- [12] D. Taylor, *Fatigue thresholds: Butterworths*, 1989.
- [13] E. K. Walker, "The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7076-T6 aluminum," presented at the Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life, ASTM STP462, Atlanta, USA, 1970.
- [14] J. Lanteigne, M. Sabourin, T. Bui-Quoc, and D. Julien, "The characteristics of the steels used in hydraulic turbine runners," presented at the IAHR 24th Symposium on Hydraulic Machinery and Systems, Foz Do Iguassu, Brazil 2008.
- [15] R. G. Forman, V. E. Kearney, and R. M. Engle, "Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures," presented at the ASME Winter Annual Meeting WA/Met-4, New York, NY, United States, 1966.
- [16] C. Laird, "Mechanisms and Theories of Fatigue," *Fatigue and Microstructure*, pp. 149-203, 1979.
- [17] C.Y. Hou and J.J. Charngt, Models for estimation of weldment fatigue crack initiation life, *Int. J. Fatigue* Vol. 19, No. 7, pp. 537-541, 1997.
- [18] R. Cerveny, thèse de doctorat, Etude de la propagation des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminium 7010-T7651 (fermeture et influence de microstructure et de la géométrie des éprouvettes), 1994.
- [19] K.J. Miller *Fat. Eng .Mat . Struct.* 5, p. 223, 1982.
- [20] F. Nguedjio, *Amorçage des Fissures de Fatigue et Probalisation*, Calvin université de technologie de compiegne mécanique appliquée et matériaux, 1989.
- [21] N. Gérard, *Etude du comportement des fissures courtes au fond d'une entaille mécanique sous sollicitation en fatigue*, 2003.

- [22] J. J. Kruzic, J. P. Campbell and R. O. Ritchie, On the fatigue behaviour of α -based titanium aluminides: role of small cracks, *Acta mater.* Vol. 47, No. 3, p. 801-816, 1999.
- [23] D. S. Tchankov, A. Ohta, N. Suzuki, Yoshio Maeda, Random loading fatigue life assessments for notched plates, *International Journal of Fatigue* 21, p.941-946, 1999.
- [24] Thèse, Amorçage et propagation des fissures courtes dans un alliage d'aluminium lithium, École centrale Paris, 1991.
- [25] P.J.E. Forsyth, Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys, *Acta. Metall.*, 11, p. 703-715, 1963.
- [26] J.R. Desforges Programmation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium, ENSMA Poitiers, 1996.
- [27] M. Zhang, P. Yang, Y. Tan Micromechanisms of fatigue crack nucleation and short crack growth in a low carbon steel under low cycle impact fatigue Loading, *International Journal of Fatigue* 21, p.823-830, 1999.
- [28] Pommier S. Amorçage et propagation de fissures courtes en fond d'entaille, étude du superalliage N18 en fatigue fluage. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Paris, 1995.
- [29] C. Kaynak, A. Ankara and T.J. Baker, A comparison on short and long fatigue crack growth in steel, *Int. J. Fatigue*, Vol. 18, No 1, p. 17-23, 1996.
- [30] C. Bathias, J.P. Bâillon. La fatigue des matériaux et des structures, 2ème édition, 1997.
- [31] G. Murtaza, R. Akid, Empirical corrosion fatigue life prediction models of a high strength steel, *Engineering Fracture Mechanics* 67, p. 461-474, 2000.
- [32] J-Y. Buffière, S. Savelli, P.H. Jouneau, E. Maire, R. Fougères, Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys, *Materials Science and Engineering*, A316, p.115-126, 2001.
- [33] X. Bin, thèse, Confrontation des aspects statistiques et détermination de l'amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium, Ecole Centrale Paris, 1998.
- [34] Y.M. Hu, W. Floer, U. Krupp and H.-J. Christ, Microstructurally short fatigue crack initiation and growth in Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al, *Materials Science and Engineering* A278, p.170-180, 2000.
- [35] K. Tokaji, J.C. Bian, T. Ogawa and M. Nakajima, The microstructure dependence of fatigue behaviour in Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy, *Materials Science and Engineering* A213, p.86-92, 1996.
- [36] P.J.E. Forsyth, Fatigue Behaviour and its dependence on microstructure, 15e colloque de métallurgie de Saclay, 1972.
- [37] O. ONI, Contribution à l'étude des fissures courtes se propageant en fatigue dans les aciers, Université de technologie de Compiègne 1986.
- [38] H.P. Lieurade, La pratique des essais de fatigue, PYC Edition Paris, 1982.
- [39] R.M. Peloux, *Trans ASM*, 62, p. 281-285, 1969.
- [40] N. Meraha, T. Bui-Quoc, M. Bernard, Creep-fatigue crack growth in notched SS-304 plates at 600°C *Engineering Fracture Mechanics* 63, p. 39-55, 1999.
- [41] R.M. Peloux, *Trans ASM*, 62, p. 281-285, 1969.
- [42] J. Masounave and J.-P. Bâillon, *Scripta Met.*, 9, p. 723, 1975.
- [43] S. Suresh and R.O. Ritchie, Fatigue Crack Growth Threshold Concept, *The Metallurgie Society of AIME*, Philadelphie, 227-261, 1984.
- [44] S.J. Zhu, L.M. Peng, T. Moriya, Y. Mutoh, Effect of stress ratio on fatigue crack growth in TiAl intermetallics at room and elevated temperatures, *Materials Science and Engineering* A290, p.198-206, 2000.
- [45] V.M. Radhakrishnan and Y. Mutoh, On fatigue crack growth in stage I, the behavior of short fatigue crack, *EGF Pub.1*, Mechanical Engineering Publication, London, p.87-99, 1986.
- [46] Alaoui .M. Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale. *Mécanique* . thèse p 113 , 2005.

- [47] Kamel Makhlof and J.W. Jones "Effects of temperature and frequency on fatigue crack growth in 18% Cr ferritic stainless steel" *Int d Fatigue* 15 No 3 (1993) p 166(pp 163-171)
- [48] C. Bathias, A. Pineau, G.I. Pluvinage et P. Rabbe, In fatigue Proc. 4th Int. Conf. On fracture, Waterloo, D.R.M. Taplin ed. Univ. of Waterloo Press, 2, p. 1283-1286,1977.
- [49] R.O. Ritchie, B.L. Boyce, J.P. Campbell, O. Roder , A.W. Thompson, W.W. Milligan, Thresholds for high-cycle fatigue in a turbine engine Ti-6Al-4V alloy, *International Journal of Fatigue* 21, p.653-662, 1999.
- [50] M. Klesnil and P. Lucas, Effect of stress cycle asymmetry on fatigue crack growth material science and engineering, 9, p. 231-240, 1972.
- [51] A.J. Mc Evily, current aspects of fracture, Conf. Proc. fatigue 77,P1-9, Cambridge, 1977.
- [52] M. Klesnil, J. Polak and Liskutin, Short crack Growth close to fatigue limit in low carbon steel. *Scripta metallurgica*, 18, p. 1231-1234, 1984.
- [53] V. Sinha, C. Mercer, W.O. Soboyejo, An investigation of short and long fatigue crack growth behavior of Ti-6Al-4V, *Materls Sce and Engineering A287*, p.30-42, 2000.
- [54] C. Bathias, thèse de doctorat, Etude des mécanismes de la fissuration par fatigue des aciers ferritiques et des aciers austénitiques, 1972.
- [55] W. Elber, "The significance of fatigue crack closure," presented at the Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, Toronto, Canada, 1971.
- [56] P. Johan Singh, C. K. Mukhopadhyay, T. Jayakumar, S. L. Mannan, and B. Raj, "Understanding fatigue crack propagation in AISI 316 (N) weld using Elber's crack closure concept: Experimental results from GCMOD and acoustic emission techniques," *Int J Fatigue*, vol. 29, pp. 2170-2179, 2007.
- [57] G. Pouget and A. P. Reynolds, "Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds," *Int J Fatigue*, vol. 30, pp. 463-472, 2008.
- [58] B. L. Boyce and R. O. Ritchie, "Effect of load ratio and maximum stress intensity on the fatigue threshold in Ti-6Al-4V," *Eng Fract Mech*, vol. 68, pp. 129-147, 2/1/ 2001.
- [59] W. Elber, "Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension," *Eng Fract Mech*, vol. 2, pp. 37-45, 1970.
- [60] S. Suresh, *Fatigue of materials*: Cambridge University Press, 1998.
- [61] G. T. Gray Iii, J. C. Williams, and A. W. Thompson, "Roughness-induced crack closure: An explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth," *Metall Trans A*, vol. 14 A, pp. 421-433, 1983.
- [62] S. Banerjee, "Crack closure in fatigue - A review, part I: Mechanisms and prediction," *T Indian I Metals*, vol. 38, pp. 167-186, 1985.
- [63] S. Suresh, "Fatigue crack deflection and fracture surface contact: Micromechanical models," *Metall Trans A*, vol. 16, pp. 249-260, 1985/01/01 1985.
- [64] S. Suresh, G. Zamiski, and D. Ritchie, "Oxide-Induced Crack Closure: An Explanation for Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior," *Metall Mater Trans A*, vol. 12, pp. 1435-1443, 1981.
- [65] S. Suresh, "Crack deflection: Implications for the growth of long and short fatigue cracks," *Metall Trans A*, vol. 14 A, pp. 2375-2385, 1983.
- [66] D. A. Herrera, G. Velazquez, and A. De J. Morales Ramirez, "Fatigue crack propagation in SAW seam welds of API 5L X42 steel pipe in the radial short direction," *Journal of ASTM International*, vol. 7, 2010.
- [67] A. K. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, and G. Madhusudhan Reddy, "On the fatigue behaviour of electron beam and gas tungsten arc weldments of 409M grade ferritic stainless steel," *Mater Design*, vol. 35, pp. 760-9, 2012.

- [68] DUGDALE, D.S., "Yielding of Steel Sheets Containing Slits", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8, 1960, pp. 100-108.
- [69] BURDEKIN, F.M. and STONE, D.E.W., "The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials", *Journal of Strain Analysis*, vol. 1, N°2, 1966, pp. 145-153.
- [70] PISKOUNOV, N., *Calcul différentiel et intégral*, tomes I et II, 12^{ème} édition, Editions Mir, Moscou, distr. éd. Marketing, Paris, 1993.
- [71] RICE, J.R., "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks", *Journal of Applied Mechanics*, Transactions of the ASME, June 1968, pp. 379-386.
- [72] ASTM, Standard Test Method for J_{Ic} , A Measure of Fracture Toughness, ASTM Standard E 813.
- [73] Norme AFNOR NF A 03-183, Mécanique de la rupture : Détermination à partir de la courbe $J-\Delta a$ des valeurs conventionnelles J_0 et dJ/da , caractéristiques de la résistance à déchirure ductile, Juin 1987.
- [74] Norme ASTM E813-89, "Standard Test Method for JIC, A measure of fracture toughness", April 1991.
- [75] ASTM, "E8: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials," 2014.
- [76] BEGLEY, J.A. and LANDES, J.D., "The J Integral as a Fracture Criterion", in : *Fracture Toughness Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II*, ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, 1972, pp. 1-20.
- [77] BUCCI, R.J., PARIS, P.C., LANDES, J.D. and RICE, J.R., "J Integral Estimation Procedures", in : *Fracture Toughness Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II*, ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, 1972, pp. 40-69.
- [78]- K.H. SCHW ALBE and B. NEALE, « A procedure for determining the fracture behaviour of materials the Unified fracture mechanics test method EFAM GTP 94 », *Fatigue Fract Engng. Mater. Struct.* Vol. 18, No.4, pp. 413-424, (1995).
- [79]- E. SMITH, «The use of eta fractors to describe the J integral : The ASTM 1152 standard for the compact tension specimen», *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 41, No. 2, pp. 241-246, (1992).
- [80] Standard test method for J_{Ic} . a mesure of fracture toughness ASTM Standard, E813-89, 1989. «Recommandations d'essais de mesure de résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (Essais $J-\Delta a$) »-Groupe Fragilité-Rupture, (1986).
- [81] - J.D.G. SUMPTER, « Simple J_e estimation formulae for three-point bend specimens», *Fatigue Fract.Engng Mater. Struct.* Vol. 15, No. 11, pp. 1071-1080, (1992).
- [82] CETIM, S. (Ed.). *Mécano-soudage*, Conception. [S.I.]: Centre technique des industries Références bibliographiques 119 mécanique (France), 1989.
- [83] CETIM. *Données Technologiques sur la Fatigue*. [S.I.], p. 336. 1989.
- [84] G.PLUVINAGE. *L'effet d'entaille en fatigue et en rupture*. Laboratoire de Fiabilité Mécanique (LFM). Metz, France. 2003.
- [85] M.NIHEY, E. A. Effect of specimen size on fatigue proportion of SM50b on load carrying fillet welded joints. *National Research Institute for Metals*, v. 24, 1982.
- [86] H.LIEURADE, C. M. Fissuration par fatigue d'assemblage soudé en acier HLE. *LABSE Colloquium*. [S.I.], p. 137-144. 1982.
- [87] P.W.MARSHALL. *Assemblages pour structures tubulaires soudés*. Houdermont. [S.I.]: IIW. 1984.
- [88] ASTM, Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM Standard E 399.

-
- [89] BROEK, D., Elementary Engineering Fracture Mechanics, Fourth revised edition, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1987.
- [90] HERTZBERG, R.W., Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, Fourth edition, ed. John Wiley & sons, New-York, 1995.
- [91] J.D.M. Costa, J.A.M. Ferreira. Effect of stress ratio and specimen thickness on fatigue crack growth of CK45 steel. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 30 (1998) 65±73
- [92] [Lee et al., 2009] Lee DJ, Byun JC, Sunga JH, Lee HW, The dependence of crack properties on the Cr/Ni equivalent ratio in AISI 304L austenitic stainless steel weld metals, Mater Sci Eng A, 513–514, 2009, Pages 154–159.
- [93] David Pigneaux. Effet d'entaille en fatigue dans les joints soudés en aciers. Thèse de doctorat. Université de Metz. 2002.
- [94] K.G.RICHARDS. fatigue strength of welded structures. Welding Institute. [S.I.]. 1969.
- [95] M.SKORUPA, M. B. J. P. Applicability of approximate KI solutions towards cracks at weld toes. Engineering Fracture Mechanics, v. 26, p. 669-681, 1987.
- [96] K.IKEDA, S. D. T. G. T. O. improvement of the fatigue strength of fillet welded joints in 780 N/mm² high strength steel. Welding Research International (WRI). [S.I.]. 1978.
- [97] X.NIU, G. G. The weld profile effect on stress intensity factor in weldments. International Journal of Fracture, v. 35, p. 3-20, 1987.
- [98] Inglis (Charles), 1875-1952, Anglais, 255.
- [99] B.SAHLI, J. A. L. D. Evolution de la durée de vie des joints soudés en croix transversaux (K4) à l'aide de la Mécanique de la rupture. Metz. 1986.
- [100] T.R.GURNEY, G. O. J. A revised analysis of the influence of the toe defects on fatigue Strength of TNLC fillet Welds. Welding Research International (WRI), p. 43, 1979.
- [101] H.P.LIEURADE. Application de la mécanique de la rupture à la fatigue des structures Soudées. Revue de Métallurgie C.I.T, Oct 1983. 797.
- [102] S.J.MADDOX. Assessing the Significance of Flaws in Welds subject to fatigue. Welding Journal, p. 401, Sept 1974.
- [103]. H.P.LIEURADE. Mécanique, Matériaux et Electricité. [S.I.]: [s.n.], 1977.
- [104] T.R.GURNEY. Welding Institute Report. [S.I.]. 1978.
- [105] A.OHTA. Application of fatigue crack propagation properties of welded joints for design or inspection of structures. NRIM. [S.I.]. 1986.
- [106] FUKUDA, S. An experimental study of redistribution of welding residual stress with fatigue crack extension. Welding Research International (WRI), 1987, v. 2.
- [107]. H.P.LIEURADE. Effet des contraintes résiduelles et du rapport $R = \min/\max$ sur la résistance à la fatigue des éléments soudés. CETM, Senlis. [S.I.]: [s.n.]. 1987. p. 99.
- [108] M. Itatani, J. Fukakura, M. Asano, M. Kikuchi, and N. Chujo, "Fatigue crack growth behavior of weld heat-affected zone of type 304 stainless steel in high temperature water," Nucl Eng Des, vol. 153, pp. 27-34, 1994.
- [109] M. Beghini, L. Bertini, and E. Vitale, "Fatigue crack growth in residual stress fields: Experimental results and modelling," Fatigue Fract Eng M, vol. 17, pp. 1433-1444, 1994.
- [110] G. A. Webster and A. N. Ezeilo, "Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes," Int J Fatigue, vol. 23, Supplement 1, pp. 375-383, 2001.
- [111] C. Jang, P.-Y. Cho, M. Kim, S.-J. Oh, and J.-S. Yang, "Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds," Mater Design, vol. 31, pp. 1862-1870, 2010. 97
- [112] Y. B. Lee, C. S. Chung, Y. K. Park, and H. K. Kim, "Effects of redistributing residual stress on the fatigue behavior of SS330 weldment," Int J Fatigue, vol. 20, pp. 565-573, 1998.
- [113] Ros, M., La fatigue des soudures, Revue métallurgie, vol. 11, 1948.
- [114] Soete, W. et R. V. Crombrudge, A study of the fatigue strength of welded joints, Revue Soudure, vol. 2, 1950.

- [115] Kudryatsev, I. V. 1956, The influence of internal stresses on the fatigue endurance of steel,. In Proceedings of the IM echE Conference on Fatigue, London: Institution of Mechanical Engineers, 1956.
- [116] Gurney, T. R. 1979, Fatigue of welded structures -2nd edition, Ed. 2 Cambridge: Cambridge University Press.
- [117] Laure Magnier-Monin. Tenue en service d'assemblages soudés en acier 304L : Influence des contraintes résiduelles et du parachèvement mécanique, Thèse de doctorat. Ecole des Mines de Douai. 2007.
- [118] J. Petit and J. Mendez, some aspects of the influence of microstructure on fatigue, fatigue 96, Pergamon, 1, p. 327-341, 1996.
- [119] O. ONI, Contribution a l'étude des fissures courtes se propageant en fatigue dans les aciers, Université de technologie de Compiègne 1986.
- [120] D. Kujawski, Correlation of long and physically short cracks growth in aluminium alloys, Eng. Fract. Mec., 68, p.1357-1369, 2001.
- [121] Elber W. The significance of fatigue crack closure. ASTM STP 486. Damage tolerance in aircraft structures; 1971. p. 230–242.
- [122] F. Iacoviello a, D. Iacoviello b, M. Cavallini c Analysis of stress ratio effects on fatigue propagation in a sintered duplex steel by experimentation and artificial neural network approaches (2004) P 819–828
- [123] C. S. Kusko, J. N. Dupont, A. R. Marder Influence of Stress Ratio on Fatigue Crack Propagation Behavior of Stainless Steel Welds 2004 p 50-64
- [124] W.Y. Maeng Y.H. Kang , T.W. Nam , S. Ohashi , T. Ishihara Synergistic interaction of fatigue and stress corrosion on the corrosion fatigue crack growth behavior in Alloy 600 in high temperature and high pressure water, Journal of Nuclear Materials 275, p. 194-200, 1999.
- [125] M.L. Du, F.P. Chiang, S.V. Kagwadet and C.R. Claytont, Damage fatigue of Al 2024 alloy due sequential exposure to fatigue, corrosion and fatigue, Int. J. Fatigue Vol. 20, No. 10, pp. 734-748, 1998.
- [126] M. Papakyriacou , H. Mayer C. Pypen, H. Plenck Jr, S. Stanzl-Tschegg, Effects of surface treatments on high cycle corrosion fatigue of metallic implant materials International Journal of Fatigue 22, p.873-886, 2000.
- [127] H. Alawi, J.N. Alhajji, M.R. Reda, The effect of sort tap water chemistry on fatigue crack growth of steel, Engineering Fatigue Mechanics Vol 53, No 3, p387-398, 1996.
- [128] J.P. Chubb, T.A. Morad, B.S. Hockenhuil and J.W. Bristow, The effect of exfoliation corrosion on the fracture and fatigue behaviour of 7178-T6 aluminium, Int. J. Fatigue, 17, N°1, p. 49-54, 1995.
- [129] A. Zeghloul and J. Petit, Fat. Fract. Eng.Mat.Struct.8, p341, 1985.
- [130] N.J. Wadsworth and J. Hutchings, The effect of atmospheric corrosion on metal fatigue, philosophical magazine, serie 8, vol.3,n°34, p.1154, 1958.
- [131] F.J. Bradshaw and C. Wheeler, The effect of environnement on fatigue crack propagation, applied Materials research, 5, N°2, p. 112-, 1966.
- [132] X. Demulsant, Facteurs microstructuraux gouvernant l'amorçage et la croissance des fissures de fatigue dans les alliages de titane Université de Poitiers 1994.
- [133] L. lanes , A. Mateo , P. Villechaise , J. Mendez , M. Anglada Effect of testing atmosphere (air/in vacuo) on low cycle fatigue characteristics of a duplex stainless steel L. International Journal of Fatigue 21, p. 119–125, 1999.
- [134] Q. Chen, N. Kawagoishi H. Nisitani, Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A277, p. 250-257, 2000.
- [135] S.J. Zhu, L.M. Peng, T. Moriya, Y. Mutoh, Effect of stress ratio on fatigue crack growth in TiAl intermetallics at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A290, p.198-206, 2000.

- [136] W.J. Evans, M.R. Bache, M. McElhone and L. Grabowski, Environmental interactions with fatigue crack growth in alpha/beta titanium alloys *Int. J. Fatigue*, 19, Supp. No. 1, p. 177- 182, 1997.
- [137] L. Farcy, thèse de doctorat, Etude comparative des mécanismes de fissuration des deux alliages d'aluminium 2024 et aluminium-lithium 2091, 1990.
- [138] A. Imad, Mécanisme du retard induit par l'application d'une surcharge au cours de la propagation d'une fissure de fatigue, U.S.T.L., Lille, 1989.
- [139] H. Tsukuda, H. Ogiyama and T. Shiraishi, transient fatigue crack growth behaviour following single overloads at high stress ratio, *fatigue and fracture of engineering Materials and structures*, Vol.19N°7, p.879-891, 1996.
- [140] X. Decoopman Influence des conditions de chargement sur le retard à la propagation d'une fissure de fatigue après l'application d'une surcharge, HEI Lille 1999.
- [141] J.R. Desforges Programmation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium, ENSMA Poitiers, 1996.
- [142] F. Adiwijayanto, Etude comparative des mécanismes de fissuration par fatigue des alliages d'aluminium 809C T851 et 2024 T351, école nationale supérieur de mécanique et d'aérotechnique, 1994.
- [143] J.P. Bernard and col, ASTM STP 595, p. 78-, 1976.
- [144] R.E. Jones, Fatigue crack growth retardation after single-slice peak overload in Ti-6Al-4V titanium alloy, *Eng. Fract. Mech.*, 5, p. 585-604, 1973.
- [145] S. Morito, X. Huang, T. Furuhashi, T. Maki, and N. Hansen, "The morphology and crystallography of lath martensite in alloy steels," *Acta Mater*, vol. 54, pp. 5323-5331, 2006.
- [146] S. Morito, H. Saito, T. Ogawa, T. Furuhashi, and T. Maki, "Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels," *ISIJ International*, vol. 45, pp. 91-94, 2005.
- [147] S. Suresh, "Fatigue crack deflection and fracture surface contact: Micromechanical models," *Metall Trans A*, vol. 16, pp. 249-260, 1985/01/01 1985.
- [148] C. S.Kusko, J. N. Dupont, and A. R. Marder. The Influence of Microstructure on Fatigue Crack Propagation Behavior of Stainless Steel Welds.
- [149] Hénaff G, Morel F. *Fatigue des structures: Ellipses*; 2005.
- [150] Chunfang WANGy, Maoqiu WANG, Jie SHI, Weijun HUI and Han DONG. Effect of Microstructure Refinement on the Strength and Toughness of Low Alloy Martensitic Steel *J. Mater. Sci. Technol.*, Vol.23 No.5, 2007 p661
- [151] Kuo VWC, Starke EA. The development of 2 texture variants and their effect on the mechanical behavior of a high-strength P/M aluminum-alloy, X7091. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*. 1985;16:1089-103.
- [152] D. Thibault, P. Bocher, M. Thomas, J. Lanteigne, P. Hovington, and P. Robichaud, "Reformed austenite transformation during fatigue crack propagation of 13%Cr-4%Ni stainless steel," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 528, pp. 6519-6526, 2011.
- [153] K. Nakashima, H. Shimanuki, T. Nose, and T. Ishikawa, "Effects of martensite as a hard secondary phase on fatigue crack growth properties in heavy steel plate," *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, vol. 27, pp. 21-27, 2009.
- [154] D. F. Laurito, C. A. R. P. Baptista, M. A. S. Torres, and A. J. Abdalla, "Microstructural effects on fatigue crack growth behavior of a microalloyed steel," *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 1915-1925, 2010.
- [155] M. A. Carneiro, M. V. Pereira, F. A. Darwish, and S. H. Motta, "Influence of tempered martensite content on the fatigue crack propagation in a structural steel," presented at the 11th International Conference on Fracture, Turin, Italy, 2005.
- [156] R. Idris and Y. Prawoto, "Influence of ferrite fraction within martensite matrix on fatigue crack propagation: An experimental verification with dual phase steel," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 552, pp. 547-554, 2012.

- [157] C. Bathias and R. M. Pelloux, "Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels," *Metall Trans*, vol. 4, pp. 1265-1273, 1973.
- [158] S. Biswas, S. Sivaprasad, N. Narasaiah, S. Tarafder, and P. C. Chakraborti, "Load history effect on FCGR behaviour of 304LN stainless steel," *Int J Fatigue*, vol. 29, pp. 786-791, 2007.
- [159] X. Cheng, R. Petrov, L. Zhao, and M. Janssen, "Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios," *Eng Fract Mech*, vol. 75, pp. 739-749, 2008.
- [160] C. Y. Huo and H. L. Gao, "Strain-induced martensitic transformation in fatigue crack tip zone for a high strength steel," *Mater Charact*, vol. 55, pp. 12-18, 2005.
- [161] F. Iacoviello Microstructure influence on fatigue crack propagation in sintered stainless steels *International Journal of Fatigue* 27 (2005) 155–163
- [162] Changheui Jang a,* , Pyung-Yeon Cho a, Minu Kim a, Seung-Jin Ohb, Jun-Seog Yang c. Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds. *Materials and Design* 31 (2010) 1862–1870
- [163] Sayan Kalyan Chandra, Vani Shankar, K. Mariappan, R. Sandhya, P.C.Chakraborty, Effect of Strain Rate on the Low Cycle Fatigue Behavior of 316L(N) Stainless Steel Weld Joints, *Procedia Engineering*, Volume 55, 2013, Pages 176-180.
- [164] H. Jiun-Ren, J. Ming-Chang, and W. Chien-Chun, "Post weld heat treatment effects on fatigue crack propagation in an electron beam weldment," *Fatigue Fract Eng M*, vol. 16, pp. 941-54, 1993.
- [165] F. R. Chen, L. X. Huo, Y. F. Zhang, L. Zhang, F. J. Liu, and G. Chen, "Effects of electron beam local post-weld heat-treatment on the microstructure and properties of 30CrMnSiNi2A steel welded joints," *J Mater Process Tech*, vol. 129, pp. 412-417, 2002.
- [166] M. C. Young, L. W. Tsay, C. S. Shin, and S. L. I. Chan, "The effect of short time post-weld heat treatment on the fatigue crack growth of 2205 duplex stainless steel welds," *Int J Fatigue*, vol. 29, pp. 2155-2162, 2007.
- [167] T. C. Yang and C. Chen, "Laser welding of 422 stainless steel with inconel 625 filler metal," *ISIJ International*, vol. 44, pp. 852-857, 2004.
- [168] P. Bilmes, C. Llorente, and J. Ipiña, "Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high-strength steel welds," *J Mater Eng Perform*, vol. 9, pp. 609-615, 2000.
- [169] P. Robichaud, "Stabilité de l'austénite résiduelle de l'acier inoxydable 415 soumis a la fatigue oligocyclique," *M.Ing., Ecole de Technologie Supérieure, Montreal*, 2007.
- [170] [Sharifitabar et al., 2011] M. Sharifitabar, A. Halvae, S. Khorshahian, Microstructure and mechanical properties of resistance upset butt welded 304 austenitic stainless steel joints, *Materials and Design*, 32, 2011, Pages 3854-3864.
- [171] Mme O. TEBBI, Estimation des lois de fiabilité en mécanique par les essais accélérés. Thèse de Doctorat, Ecole Doctorale d'ANGER, [2005].
- [172] P. BEAUMONT, Optimisation des plans d'essais accélérés. Application à la tenue en fatigue de pièces métalliques de liaison au sol. Thèse de Doctorat, l'Université de Nantes Angers Le Mans [2008].
- [173] R.LARONDE, Fiabilité et durabilité d'un système complexe dédié aux énergies renouvelables Application à un système photovoltaïque. Thèse de Doctorat, Ecole Doctorale Sciences et Technologies de l'information et mathématiques, [2011].
- [174] Benard, A. and Bos-Levenbach, E. C. (1953): Het uitzetten van waarnemingen op waarschijnlijkheids-papier. *Statistica Neerlandica*, Vol. 7 pp. 163-173. English translation by Schop, R. (2001): The Plotting of Observations on Probability Paper. Report SP 30 of the Statistical Department of the Mathematics Centrum, Amsterdam.
- [175] J. David, Détermination sans tâtonnement du coefficient de γ de la loi de Weibull, *Revue de statistique appliquée*, tome 23, n°3 (1975), p. 81-85.

- [176]. S. Ragu Nathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi, A.G. Rao. Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints Volume **11**, Issue 3, (2015), Pages 308–317.
- [177]. P. Yayl, E. Kalu, K. Ural Effects of welding processes on the mechanical properties of HY 80 steel weldments Materials & Design Volume **28**, Issue 6, (2007), Pages 1898–1906.
- [178].G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, G. Madhusudhan Reddy. Effect of welding processes and consumables on fatigue crack growth behaviour of armour grade quenched and tempered steel joints. Defence Technology Volume **10**, Issue 1, March (2014), Pages 47–59.
- [179]. J.R Haiquan Zhang, Yanhua Zhang, Liuhe Li, Xiangsheng. Influence of weld mismatching on fatigue crack growth behaviours of electron beam welded joints. Materials Science and Engineering A334 (2002) Pages 141–146.
- [180] Y.P. Lei, Y.W. Shi, H. Murakawa, Y. Luo. The effect of mechanical heterogeneity and limit load of a weld joint with longitudinal weld crack on the J-integral and failure assessment curve. International Journal of Pressure Vessels and Piping **75** (1998) Pages 625–632.
- [181]. P. Negre, D. Steglich.W. Brocks. Crack extension in aluminium welds: a numerical approach using the Gurson–Tvergaard–Needleman model. Engineering Fracture Mechanics **71** (2004) Pages 2365–2383.
- [182]. S. Ravi, V. Balasubramanian, S.Babu, S.Nemat Nasser. Assessment of some factors influencing the fatigue life of strength mismatched HSLA steel weldments. Materials and Design **25** (2004) Pages 125–135.
- [183] M. Khurshid, Z. Barsoum, N.A. Mumtaz. Ultimate strength and failure modes for fillet welds in high strength steels. Materials and Design **40** (2012) Pages 36–42.
- [184] Messabih F.Z, Thèse de doctorat, « Contribution à l’optimisation des paramètres influençant les différentes zones lors d’une opération de soudage », Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbès, 2018
- [185] Deliou A, Thèse de doctorat, « Etude de l’influence des concepts de la mécanique de la rupture sur l’endommagement des matériaux soudés », Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbès, 2019
- [186] B. Bouchouicha, Contribution à l’étude de la déchirure ductile et de la propagation Des fissures en fatigue dans les joints soudés, Thèse de doctorat, Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes, 2007.
- [187] Haiquan Zhang, Yanhua Zhang, Liuhe Li, Xiangsheng Ma. Influence of weld mismatching on fatigue crack growth behaviours of electron beam welded joints, Materials Science and Engineering A334 (2002) Page 142.
- [188] ASTM-Standard-E399-90, "Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Determination of Fracture Toughness," ed, 1990.
- [189]. P.C. Paris, F. Erdogan. A critical analysis of crack propagation laws, ASME J. Basic Eng.(1963), **85**, Pages 528-533.
- [190]. P.C. Paris, M.P. Gomez, and W.E. Anderson. A Rational Analytical Theory of fatigue, Trend Eng, Vol **13**, N° 9 (1961), Page 9.
- [191]. Akita M, Nakajima M, Tokaji K, Shimizu T. Fatigue crack propagation of 444 stainless steel welded joints in the air and in 3% NaCl aqueous solution. Materials & Design (2006) **27** (2), Pages 92–99.
- [192]. Itatani M, Fukakura J, Asano M, Kikuchi M, Chuko N. Fatigue crack growth behaviour of weld heat-affected zone of type 304 stainless steel in high-temperature water. Nuclear Engineering and Design, 153(1), (1994), Pages 27-34.

-
- [193]. Pickard, A. C, Ritchie, R. O, and Knott, J. E. *Metals Technology* (1975) **V2**: Pages 253-263.
- [194]. Stacey, A, Webster, G.A. Influence of residual stress on fatigue crack growth in thick-walled cylinders. *Analytical and Experimental Methods for Residual Stress Effects in Fatigue*. ASTM STP 1004, (1988), Pages 107-121.
- [195]. Božić Ž, Schmauder S, Mlikota M, Hummel M. Multiscale fatigue crack growth modelling for welded stiffened panels. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* (2014); **37**(9):1043–1054.
- [196]. S. Ravi, V. Balasubramanian, S. Nemat Nasser. Effect of mismatch ratio (MMR) on fatigue crack growth behaviour of HSLA steel welds. *Engineering Failure Analysis* **11** (2004) Pages 413-428
- [197]. Haiquan Zhang, Yanhua Zhang, Liuhe Li, Xiangsheng Ma. Influence of weld mismatching on fatigue crack growth behaviours of electron beam welded joints, *Materials Science and Engineering A334* (2002) Page 142.
- [198]. Inal K, M'cirdi L, Lebrun J.L, Barbier G. Mechanical behaviour analysis of phase interaction in a rolled and a cast duplex stainless steels, proceedings of the sixth international conference on Duplex stainless steels, Venice, (2000) Pages 173-182.
- [199]. M. Kikukawa, *J. of Mat, Sc.* (1977), v **26**, page 1964.
- [200]. N. Ranganathan, Contribution au développement d'une approche énergétique à la propagation d'une fissure de fatigue; Thèse de docteur des sciences physiques de l'université de Poitiers, (1985).
- [201] Benguediab .M, Etude de la propagation de fissure de fatigue sous spectre de chargements réduits ». Thèse de doctorat, Université de Poitiers, 1989.
- [202] ASTM-Standard-E399-90, "Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Determination of Fracture Toughness," ed, 1990.
- [203] ASTM-Standard-E813-89, "Standard Test Method for J_{IC} , A measure of fracture toughness," ed, 1989.
- [204] J.A Harter, (2006). "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP". Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory.
- [205] R.G Forman, S.R Mettu. "Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in Ti-6Al-4V alloy". *Fracture Mechanics 22nd Symposium*, Vol. 1, ASTM STP 1131, H.A. Saxena and D.L. McDowell, eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992.