

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

جامعة أبي بكر بلقايد – تلمسان

Université Aboubakr Belkaïd – Tlemcen –

Faculté de TECHNOLOGIE



THESE

Présentée pour l'obtention du **grade de DOCTEUR EN SCIENCES**

En : Génie Mécanique

Spécialité : Sciences des Matériaux

Par : ACHOUI Mohammed

Sujet

Couplage entre le traitement (thermique/ mécanique) et l'état microstructurale et leurs Influences sur le comportement en fatigue d'un cordon de soudure : cas de l'acier API X60

Soutenue publiquement, le 19 /10 / 2022, devant le jury composé de :

M/ GHARNAOUT Med Amine	Professeur	Univ. Tlemcen	Président
M/ SEBAA Fethi	Professeur	Univ. Tlemcen	Directeur de thèse
M/ BOUCHOUICHA Benattou	Professeur	Univ. Sidi Belabbes	Co- Directeur de thèse
M/ RAHOU Mohammed	Professeur	E.S.S.A. Tlemcen	Examineur 1
M/ GHAZI Abdelkader	MCA	Univ. Mascara	Examineur 2

NB : les membres du jury doivent être classés conformément au P.V de l'autorisation de soutenance

DEDICACE

À la mémoire de mes parents.

À ma petite famille.

À mes amis.

REMERCIEMENTS

Ces travaux de thèse ont été réalisés au sein du Laboratoire des Matériaux et Systèmes Réactifs (LMSR), **Université Djilali LIABES de Sidi Bel Abbas**, avec le concours de nombreuses personnes que je souhaite ici remercier.

Je tiens tout d'abord à remercier **Mr BOUCHOUICHA Benattou** Professeur au département de Génie mécanique, Université Djilali LIABES de Sidi Bel Abbas, pour la confiance qu'il m'a accordée en m'accueillant dans son laboratoire mais surtout pour son encadrement si précieux durant ces quatre années. Merci aussi pour ces multiples discussions scientifiques qui m'ont toujours permis d'avancer dans mon projet de recherche et grâce auxquelles je pense avoir beaucoup appris.

Mes remerciements très chaleureux vont à **Mr SEBAA Fethi** Professeur au département de Génie mécanique, Université Abou Bakr BELKAÏD Tlemcen, qui m'a permis de relever ce défi. Merci d'avoir consacré tant de temps et de patience pour mener à bien ce projet.

J'adresse mes remerciements aux membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à cette étude. Merci à **Mr GHERNAOUT Med Amine** de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de cette thèse. Merci également à **Mr RAHOU Mohammed** et **Mr GHAZI Abdelkader** d'avoir accepté la lourde tâche d'être les rapporteurs de ce travail.

Enfin je ne saurais remercier à sa juste valeur toute l'attention, le soutien et la patience de ma petite famille et tous les collègues du département de génie mécanique qui m'ont épaulé tout au long de cette thèse. Ses réconforts et ses encouragements ont été indispensables à la réalisation de ces travaux.

RESUME

Le but de ce travail est l'étude du comportement en fatigue de l'acier API X60 et l'influence des traitements thermiques et mécaniques. L'évaluation de l'intégrité et la sécurité des structures soudées impose la démarche entreprise dans cette recherche. Les observations microstructurales sur les différentes zones du cordon de soudure ont indiqué que la variation de structure hétérogène et une destruction progressive des bandes de laminage qui provoque une nouvelle phase conduisant à une chute des propriétés mécaniques nécessitant un traitement après soudage. La vitesse de fissuration par fatigue diverge au-delà du seuil de ΔK , mais aucune déviation de la fissure de son axe de propagation n'a été remarquée, ce qui confirme le bon choix du métal d'apport à celui du métal de base avec un overmatching $M=1.1$, et les traitements appliqués à la structure. Cette vitesse de fissuration par fatigue dans le sens transversal à la direction de soudage présente au début une allure semblable à celle de MB, mais enregistre un retard dès que la pointe de fissure entra dans la deuxième zone (ZAT) puis elle progresse rapidement. Cette évolution est caractérisée par une perturbation due au changement répété de microstructure.

Mots clefs : Fissure de fatigue ; Traitement thermomécanique ; microstructure des joints soudés ; propagation d'une fissure ; propriétés mécaniques de l'acier API X60 ; composition chimique.

ABSTRACT

The aim of this work is the study of the fatigue behaviour of API X60 steel and the influence of thermal and mechanical treatments. The evaluation of the integrity and safety of welded structures dictates the approach taken in this research. The microstructural observations on the different zones of the weld seam indicates that the variation of heterogeneous structure is a progressive destruction of the strips of lamination which cause a new phase leading to a drop in the mechanical properties requiring treatment after welding. The fatigue cracking rate diverges beyond the threshold of, but no deviation of the crack from its propagation axis was noticed, which confirms the correct choice of filler metal over that of the base metal with an overmatching $M = 1.1$, and the treatments applied to the structure. This fatigue cracking rate transversal to the welding direction initially presents an aspect similar to that of BM but registers a delay as soon as the crack tip enters the second zone (HAZ) then it progresses rapidly. This evolution is characterized by a disturbance due to the repeated change of microstructure.

KEYWORDS. Fatigue crack; Thermal-mechanical treatment; microstructure of welded joints; crack propagation; mechanical properties of API X60 steel; chemical composition.

ملخص

الهدف من هذا العمل هو دراسة سلوكيات تعب صلب API X60 وتأثير المعالجات الحرارية والميكانيكية. يحدد تقييم سلامة وسلامة الهياكل الملحومة النهج المتبع في هذا البحث. تشير الملاحظات الهيكلية المجهرية على المناطق المختلفة لدرز اللحام إلى أن تباين الهيكل غير المتجانس هو تدمير تدريجي لشرائح التصفيح مما يؤدي إلى مرحلة جديدة تؤدي إلى انخفاض في الخصائص الميكانيكية التي تتطلب المعالجة بعد اللحام. يتباعد معدل تكسير الكلال إلى ما وراء عتبة، ولكن لم يُلاحظ أي انحراف في الشق عن محور انتشاره، مما يؤكد الاختيار الصحيح لمعدن الحشو على المعدن الأساسي مع زيادة التطابق والمعالجات المطبقة على هيكل. يقدم معدل تكسير معدل الكلال هذا إلى اتجاه اللحام في البداية مشابهًا للمعدن الأساسي $M=1,1$ ، ولكنه يسجل تأخيرًا بمجرد دخول طرف الكسر إلى المنطقة الثانية (المنطقة المتضررة حرارياً) ثم يتقدم بسرعة. يتميز هذا التطور باضطراب بسبب تكرارها تغيير البنية المجهرية.

الكلمات الدالة. صدع التعب المعالجة الحرارية الميكانيكية البنية المجهرية للمفاصل الملحومة، انتشار الكسر الخواص الميكانيكية للصلب API X60 ، التركيب الكيميائي

TABLE DES MATIERES

DEDICACE.....	i
REMERCIEMENTS	ii
RESUME.....	iii
ABSTRACT	iv
ملخص	v
TABLE DES MATIERES	vi
LISTE DES FIGURES.....	x
LISTE DES TABLEAUX.....	xiii
NOTATIONS ET ABREVIATIONS	xiv
INTRODUCTION GENERALE.....	1
ETAT DE L'ART	
A-I GENERALITES	4
A-I.-1 Mécanique de la rupture.....	5
A-I-1-1 Modes de rupture.....	6
A-I-1-2 Facteur d'intensité de contrainte.....	9
A-I-1-3 Critère de facteur d'intensité de contrainte	10
A-I-1-3-1 Température.....	11
A-I-1-3-2 Vitesse de sollicitation	12
A-I-1-3-3 Epaisseur.....	12
A-I-1-4 Taux de restitution d'énergie	14
A-I-1-5 Expression de G en fonction de paramètres globaux.....	15
A-I-1-6 Expression de G en fonction de paramètres locaux.....	17
A-I-2 Mécanique élasto-plastique de la rupture	17
A-I-2-1 Ouverture en front de fissure (CTOD)	17
A-I-2-2 Valeur critique de l'ouverture en front de fissure CTODc	19
A-I-2-3 Concept de l'intégrale J	20
A-I-2-3-1 Intégrale J	20
A-I-2-3-2 Valeur critique de l'intégrale J (J_{IC}).....	22
A-I-2-3-3 Détermination expérimentale du paramètre énergétique J	24
A-I-2-3-3-1 <i>Technique à plusieurs échantillons</i>	25
A-I-2-3-3-2 <i>Méthode des fissures profondes</i>	28
A-I-2-3-4 Mesure de l'émoussement et de la croissance de la fissure	29
A-I-2-3-4-1 <i>Méthode du chargement interrompu</i>	30
A-I-2-3-4-2 <i>Méthode des décharges partielles (méthode complaisance)</i>	30
B-I COMPORTEMENT EN FATIGUE DES JOINTS SOUDES.....	32
B-I-1 Introduction	32
B-I-2 Vitesse de propagation des fissures dans les soudures.....	33
B-I-2-1 Propagation dans la zone affectée thermiquement ZAT	33
B-I-2-1-1 Influence de la limite d'élasticité.....	33

	vii
B-I-2-1-2 Rôle de la microstructure	34
B-I-2-1-3 Effet du rapport de charge R	34
B-I-2-1-4 Influence du sens de prélèvement	34
B-I-2-2 Propagation dans le métal fondu MF	35
B-I-2-3 Effet de l'environnement	35
B-I-2-4 Rôle des contraintes résiduelles	36
B-I-2-4-1 distribution des contraintes résiduelles dans les soudures	36
B-I-2-4-2 Effet de divers paramètres	36
<i>B-I-2-4-2-1 Limite d'élasticité</i>	36
<i>B-I-2-4-2-1 Epaisseur de la tôle</i>	36
B-I-3 L'hétérogénéité due à la soudure	36
B-I-3-1 Le Mismatching	37
B-I-3-2 Effet de mis-matching sur les évolutions des paramètres J et CTOD	37
B-I-3-4 Les contraintes résiduelles	39
C-I APPROCHE LOCALE DE LA DECHIRURE DUCTILE	40
C-I-1 Introduction	40
C-I-2 Mécanisme de rupture par déchirure ductile	40
C-I-2-1 Germination (nucléation) des cavités	41
C-I-2-2 Croissance des cavités	43
C-I-3 Modélisation de la déchirure ductile	43
C-I-3-1 Modèles de croissance des cavités	43
C-I-3-1-1 Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey	43
C-I-3-1-2 Vérification expérimentale du Modèle de Rice - Tracey	44
C-I-3-1-3 Modèle de croissance de cavités de Mc Clintock	46
C-I-3-2 Modèles de décohésion locale	47
C-I-3-2-1 Modèle de décohésion de Rousselier	47
C-I-3-2-2 Modèle de décohésion de Gurson	48
A-II PRECOMPRESSION	50
A-II-1 Introduction	50
A-II-2 Relaxations des contraintes	50
A-II-3 Améliorations de la tenue à la fatigue	53
A-II-3-1 Optimisation de la conception	53
A-II-3-1-1 Utilisation des traitements de parachèvement	53
A-II-3-1-2 Localisation des effets	54
A-II-3-1-3 Les différents types de traitements	54
A-II-3-1-4 Intérêt vis-à-vis de la résistance mécanique du matériau	54
A-II-3-2 Principaux procédés de parachèvement par impacts	55
A-II-3-2-1 Le martelage conventionnel	55
A-II-3-2-2 Le grenailage	55
A-II-3-2-3 Le choc laser	56
A-II-3-2-4 Configuration des indenteurs	56
<i>A-II-3-2-4-1 Configuration générale</i>	56
A-II-3-2-2 Effets du martelage à haute fréquence sur les joints soudés	57
<i>A-II-3-2-2-1 Modifications géométrique et de l'état de surface</i>	57
B-II TRAITEMENTS THERMIQUES	59
B-II-1 Objet et mise en œuvre des traitements thermiques	59

	viii
B-II-1-1 classification selon l'objet	59
B-II-1-2 modes de mise en œuvre	59
B-II-2 Traitement de relaxation (détente) et/ou de revenu.....	62
B-II-2-1 objet	62
B-II-2-1-1 mécanisme de la relaxation	62
B-II-2-1-2 effets métallurgiques du traitement	64
B-II-2-2 Fissuration au réchauffage	65
B-II-2-3 Traitement avant ou après refroidissement	67
B-II-3 Traitement comportant une austénisation.....	68
B-II-3-1 recuit – normalisation.....	68
B.II.3.2 traitements thermiques après soudage.....	69
B-II-3-2-1 cycle thermique du recuit	69
B-II-3-2-2 recuit de normalisation	70
B-II-3-3 Le recuit de détente (ou de relaxation	70
B-II-3-4 Recuit de dégazage	71
B-II-4 Conséquences sur les assemblages	71
B-II-4-1 Règles générales.....	72
B-II-4-1-1 Déformations en soudage	72
B-II-4-1-2 corrections des déformations.....	73
C-II MICROSTRUCTURE	75
C-II-1 Introduction à l'examen métallographique des soudures	75
C-II-1-1 Généralités	75
C-II-2 Régions de joint de soudure	76
C-II-2-1 Zone de fusion	78
C-II-2-2 Techniques de prélèvement et de préparation.....	79
C-II-3 Possibilités offertes par l'examen macrographique.....	80
C-II-3-1 Présentation macrographique d'une soudure. définitions.	80
C-II-3-1-1 Zone fondue	80
C-II-3-1-2 Zone de liaison.....	80
C-II-3-1-3 Zone affectée thermiquement (Z.A.T.).....	81
C-II-3-1-4 Métal de base.....	81
C-II-3-1-5 Cas particuliers.....	82
C-II-3-2 Interprétation des macrographies de soudures d'acier.....	82
C-II-3-2-1 les anomalies géométriques ou physiques observables,	82
C-II-3-2-2 Les conditions d'exécution des soudures,	83
C-II-3-2-3 Appréciation du taux de dilution,.....	84
C-II-3-2-4 traitements thermiques avant, pendant ou après soudage,	85
C-II-3-3 Remarques sur les divers usages de l'examen macrographie	86
C-II-4 Compléments sur l'examen micrographique.....	87
C-II-5 Conclusions.....	88
III- ETUDE EXPERIMENTALE	89
III-1 Introduction... ..	89
III-2 Expérimentation... ..	89
III-2-1 Présentation du matériau	89
III-2-2 Procédure de soudage	90
III-3 Examens micrographiques.....	91
III-4 Mesure de dureté.....	95

III-5 Fissuration par pliage	96
III-5-1 Conditions des essais et instrumentations	96
III-5-2 Calcul de La vitesse de fissuration	100
III-6 Résultats et discussion	101
III-6-1 Étude sur les trois zones	101
III-6-2 Elimination des contraintes résiduelles par pré compression locale	103
III-6-3 Traitement du ligament de l'avancée de la fissure	106
III-7 Position de soudure transversale	108
IV- ETUDE NUMERIQUE	110
IV-1 Introduction	110
IV-2 Hypothèses de travail.....	110
IV-3 Evaluation numérique de l'intégrale J.....	111
IV-4 Comparaison de deux modélisations étudiées	112
IV-4-1 Modélisation des Préfissures des éprouvettes	113
IV-4-2 Maillage	114
IV-4-3 Conditions aux limites.....	114
IV-5 Résultats et discussion.....	115
IV-5-1 Ouverture au fond de la fissure (CTOD)	115
IV-6 Courbe J- Δa	116
IV-6-1 Evolution de l'intégrale J.....	117
IV-7 Conclusion.....	119
IV-8 Essai de fissuration (ABAQUS)	120
IV-8-1 Introduction	120
IV-8-2 Types d'éprouvettes utilisées	120
IV-8-3 Configurations des différentes éprouvettes.....	121
IV-8-4 Les conditions aux limites.	122
IV-9 Propriétés des matériaux.....	123
IV-10 Maillage	123
IV-11 Résultats et critique.....	124
CONCLUSION	126
Références Bibliographiques	128

LISTE DES FIGURES

Fig I-1 : Répartition des contraintes au voisinage du fond de fissure	5
Fig.I-2 : Zone délimitant le voisinage d'une pointe de fissure	5
Fig.I-3 : (a) Repère local attaché à la pointe de fissure et (b) les trois modes élémentaires de fissuration en mécanique de la rupture.....	7
Fig.I-4 : Fissure en mode I dans une plaque infinie, définition du système de coordonnées en front de fissure	9
Fig I-5 : Courbe typique de transition de la ténacité en fonction de la température	11
Fig I-6 : Représentation schématique de l'effet de la vitesse de sollicitation sur la ténacité	12
Fig I-7 : Représentation schématique de l'effet de l'épaisseur sur la ténacité	13
Fig I-8 : Interprétation du taux de restitution d'énergie.....	14
Fig I-9 : Chargement généralisé Q. Réponse d'une éprouvette fissurée en variables généralisées.....	16
Fig I-10 : Mesure de Gc. a) A force imposée. b) A déplacement imposé.....	17
Fig 1-11 : Schéma d'une rotule plastique	20
Fig I.12 : Présence d'une fissure dans un milieu infini.....	21
Fig I-13 : Interprétation de l'intégrale J	22
Fig 1-14 : Courbe J-R caractéristique avec les bornes imposées par l'ASTM.....	25
Fig 1-15 : Schématisation du processus de la déchirure ductile	25
Fig 1-16 : Détermination expérimentale de la courbe (J-d) selon la méthode de Begley et Landes	26
Fig 1-117 : Détermination expérimentale du paramètre J	27
Fig 1-18 : Courbe schématique « charge – déplacement » montrant les points de décharge obtenus avec différentes éprouvettes	28
Fig 1-19 : Mesure de la profondeur de la fissure	30
Fig 1-20 : Principe de la méthode des décharges partielles (courbe charge déplacement).....	31
Fig I-21 : Evolution de m en fonction de la limite d'élasticité	34
Fig I-22 : Influence du sens de prélèvement des éprouvettes sur la vitesse de propagation...35	
Fig I-23 : Effet de mis-matching sur les évolutions des paramètres J et CTOD.....	38
Fig I-24 : Mécanismes de la déchirure ductile.....	41
Fig I-25 : Evolution de la déformation critique à l'amorçage de cavités	42
Fig I-26 : Cavité sphérique isolée	44
Fig I-27 : Dépendance de A vis-à-vis de la fraction volumique initiale de cavités.....	46
Fig.II.1 : Champ de contraintes résiduelles longitudinales typique d'un joint bout-à-bout.....	50
Fig.II.2 : Méthode d'élimination des contraintes résiduelles par précompression locale.....	51
Fig.II.3 : Formules de calcul des efforts de précompression.....	52
Fig.II.4 : Influence de la méthode d'élimination des contraintes résiduelles sur δ_1	52
Fig.II.5 : Classification des méthodes de parachèvement.....	54
Fig.II.6 : Exemple d'un pied de cordon traité par martelage conventionnel	55

Fig.II.7 : Défaut de type repli observé après martelage conventionnel	55
Fig.II.8 : Présentation d'un support amovible d'indenteurs pour UltraPeen	56
Fig.II.9 : Exemple d'indenteurs interchangeables proposés pour l'UltraPeen.....	57
Fig.II.10 : Géométrie d'un pied de cordon traité par martelage à haute fréquence	57
Fig.II.11 : Comparaison d'un joint soudé brut de soudage (à gauche) et après traitement par martelage à haute fréquence (à droite).....	58
Fig.II.12 : mise en œuvre des traitements thermiques.....	61
Fig.II.13 : cycle thermique $\theta = f(t)$ du traitement	63
Fig.II.14 : valeurs de H correspondant aux combinaisons température/temps.....	64
Fig.II.15 : l'ordre de grandeur de la réduction de la limite d'élasticité	65
Fig.II.16 : propagation des fissures le long des joints de grains de l'austénite	67
Fig.II.17 : Recuit de normalisation	70
Fig.II.18 : a- chanfrein en V et K. b- défaut de soudure.....	73
Fig.II.19.20.21.22 : Déformations en soudage	74
Fig.II.23 : soudage continu	75
Fig.II.24 : soudage par point	75
Fig.II.25 : Schéma fonctionnel d'évolution et de performance de la microstructure de soudure	76
Fig.II.26 : Régions d'une soudure par fusion.....	77
Fig.II.27 : Schéma moderne montrant les régions d'une soudure par fusion	78
Fig.II.28 : échantillon en forme bateau	80
Fig.II.29 : Présentation macrographique d'une soudure	81
Fig.II.30 : Structure dans la Zone Affectée Thermiquement	81
Fig.II.31 : soudage par friction	82
Fig.II.32 : représentation d'une soudure des deux cotés.....	84
Fig.II.33 : micrographie d'une soudure.....	85
Fig.II.34 : traitements thermiques avant, pendant ou après soudage	86
Fig III.1 : Exemple d'échantillon prélevé afin de réaliser les différentes éprouvettes	91
Fig.III.2 : Orientation des coupes polies pour les examens micrographiques.....	92
Fig III.3 : Structure des trois zones avec différents grossissements	93
Fig.III.4 : Jonction frontière entre les trois zones	94
Fig.III.5 : Présentation du micro-duromètre SHIMADZU HMV-2000.....	95
Fig.III.6 : Profil de mesure de microdureté	96
Fig.III.7 : Représentation schématique du prélèvement des éprouvettes	97
Fig.III.8 : Eprouvette de fissuration par fatigue CT50.....	97
Fig III.9 : Machine électro-hydraulique asservie INSTRON	98
Fig.III.10 : Lunette binoculaire optique grossissante.....	99
Fig.III.11 : Détail d'amorçage de la fissure.....	99
Fig.III.12 : Evolution de la vitesse de fissuration $da/dN=f(\Delta K)$ dans les trois zones (MB, MF et ZAT)	102

Fig.III.13 : Schématisation du principe de la méthode de pré compression	103
Fig.III.14 : Photo de la machine de compression	104
Fig.III.15 : Photo du ligament pré compressé	104
Fig.III.16 : Comparaison da/dN= f(ΔK) Du MF Avec et sans pré compression du ligament	105
Fig.III.17 : Modèle de four utilisé pour le traitement de recuit	106
Fig.III.18 : Eprouvettes CT après opération de chauffage	107
Fig.III.19 : Comparaison de l'évolution de da/dN=f(ΔK) Avant et après TTH	107
Fig. III.20 : Position de soudure Transversale	108
Fig.III.21 : Comparaison da/dN=f(ΔK) Du MF sens longitudinal et transversal	109
Fig.IV.1 : Contour d'intégration Γ	111
Fig.IV.2 : Les deux modélisations d'une éprouvette hétérogène (cas de MF)	112
Fig.1 : Les deux configurations d'une éprouvette homogène et l'autre hétérogène (cas de ZAT)	113
Fig.IV.4 : Type de maillage utilisé	114
Fig.IV.5 : Conditions aux limites	115
Fig.IV.6 : Évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé	116
Fig.IV.7 : Evolution de J en fonction de Δa dans les trois zones de soudure	117
Fig.IV.8 : Evolution de J en fonction du déplacement imposé	118
Fig.IV.9 : Eprouvette type CT 50 (Compact Tension) selon la norme ASTM E 399	121
Fig.IV.10 : Les différentes configurations pour la simulation numérique	122
Fig.IV.11 : Conditions aux limites	123
Fig.IV.12 : Maillage de l'éprouvette	124
Fig.IV.13 : Avancement de fissure, contrainte de Vom Mises	125

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I-1 : Différents critères germination des cavités	42
Tableau.III.1 : Composition chimique du MB et MF	89
Tableau.III.2 : Propriétés mécanique du MB et MF	89
Tableau.III.3 : Valeurs C et m de la Loi de Paris dans les différentes zones étudiées.....	101
Tableau.III.4 : Valeurs C et m de la Loi de Paris dans métal fondu avant et après compression	105
Tableau.III.5 : Valeurs C et m de la Loi de Paris dans le métal fondu avant et après TTH.....	107
Tableau.III.6 : Valeurs C et m de la Loi de Paris d'un cordon de soudure transversal.....	109
Tableau IV.1 : Caractéristiques des trois zones du joint de soudure	123

SYMBOLES ET ABREVIATIONS

symbole	désignation	unité
Y	paramètre adimensionnel qui dépend de la géométrie du corps et de la fissure	
$K^{I, II, III}$	le facteur d'intensité de contrainte en mode I, II, ou III	
$\sigma_{ij}^{I, II, III}$	le champ de contraintes associé	
N	nombre de cycles	
da/dN	vitesse de fissuration	mm/s
ΔK	Variation du facteur d'intensité de contrainte	MPa.m ^{1/2}
C	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 (facteur d'intensité de contrainte)	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 \square	
\vec{U}	vecteur déplacement à la position ds	
ds	élément d'arc du chemin d'intégration \square	
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 / W ₀ et du type d'éprouvette	
B(W a)	Aire 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_{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	mm
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	
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	
JIC	énergie de rupture ou ténacité	KJ/m ²
ν	Coefficient de poisson	
C	complaisance	
L-S	Longitudinal Tensile	
T-S	Traverse Tensile	
($\epsilon\epsilon$) MB	Déformation élastique dans le cas du MB, correspondant à $\sigma\epsilon$	
σ_{eq}	Contrainte équivalente au sens de Von Mises	N/mm ²
λ	Facteur de forme	
β	paramètre d'endommagement	
D	constante d'intégration comprise entre 1,5 et 2.	
f	fraction volumique de cavité	
R _e	résistance à la limite élasticité	N/mm ²
H	paramètre de Hollomon	
A _{c3}	limite inférieure du domaine austénitique	
CC	cubique centré	
CFC	cubique à faces centrées	
ZNM	zone non mélangée	
ZPF	zone partiellement fondue	
V-ZAT	«vraie» zone affectée par la chaleur	
ZATGG	ZAT à grain grossier	
ZATGF	ZAT à grain fin	
ZATIC	ZAT régions inter-critiques	
ZC	zone composite	
ZT	zone de transition	
P-BW	soudage tôle bout à bout	
bs	des deux cotés	
CND	contrôle non destructif	
ω	est la largeur de l'éprouvette depuis l'axe de chargement	mm

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Les structures industrielles sont généralement constituées d'éléments assemblés par soudage faisant apparaître des discontinuités géométriques auprès desquelles se forment des zones de concentration de contrainte. Ces zones sont des sites privilégiés d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue qui sont les causes réelles des dommages de ces structures. Lors de la conception des structures mécaniques ou des pipelines, il est indispensable de disposer d'outils capables de prédire leur tenue en fatigue dans des conditions proches du fonctionnement réel. La fissuration dans les joints de soudure, le métal de base, les surcharges dues aux mouvements vibratoires, la corrosion, les travaux d'entretien et de réhabilitation peuvent par ailleurs entraîner des entailles ou éraflures et des enfoncements sur les structures [1-2]. La prévention de rupture est fondée sur une connaissance approfondie basée sur des faits tangibles et sur les données pour les soutenir. Cela commence par l'ingénierie et la conception des canalisations, pendant l'exploitation et la fabrication des ouvrages. Ces derniers continueront de se détériorer avec le temps ; ils seront soumis à des conditions environnementales variables et à des événements extérieurs que leurs constructeurs ne pourraient pas toujours anticiper.

Plusieurs études ont évoqué les facteurs affectant la durée de vie des structures soudées, notamment l'hétérogénéité, les conditions de soudage et bien sûr le métal d'apport. Le bon choix de ce dernier améliore considérablement la tenue en fatigue des structures [3-7]. La microstructure du matériau a un effet considérable sur le comportement de propagation des fissures de fatigue dans les structures, qui est devenu un axe de recherche privilégié depuis de nombreuses années.

Ces effets microstructuraux sont associés aux conditions de soudage notamment la position du cordon de soudure par rapport à l'orientation des charges et des contraintes [8-12]. L'effet thermique du cycle de soudage donne une hétérogénéité microstructurale dans cette zone (ZAT) constituée de plusieurs sous zones présentant des microstructures différentes pouvant provoquer des comportements différents [13-15].

Une microstructure ferrito-bainitique offre une meilleure résistance à la propagation des fissures dans la zone de soudure que les structures entièrement martensitique ou bainitique [16]. En effet une meilleure combinaison de résistance et de ténacité à la rupture a été observée pour l'acier contenant plus de 70% de martensite et une faible teneur en carbone.

La présente étude traite l'influence du traitement (thermique et mécanique) sur le comportement en fatigue d'un joint de soudure. C'est une démarche utile pour évaluer l'intégrité et la sécurité des soudures. D'autre part, la microstructure et les effets de la réduction des contraintes internes

en utilisant la méthode de pré compression du ligament de l'avancée de fissure de fatigue ont également été analysées.

Cette thèse est structurée en 4 chapitres.

Chapitre I : Etat de l'art

L'art est présenté en trois parties :

A- une généralité sur la mécanique de la rupture pour la déchirure ductile, où nous soulignons les possibilités et problèmes liés aux différentes approches possibles, ainsi que leur intérêt pour notre étude et ses objectifs.

Le concept de l'intégrale J permet de quantifier l'énergie liée à une fissure dans un matériau élastique linéaire ou non linéaire. L'intégrale J est indépendante du choix du contour d'intégration Γ . Ces propriétés justifient l'intérêt des normes dans les propositions de critère d'amorçage et de propagation en déchirure ductile.

B- Comportement en fatigue des joints soudés : nous présentons les difficultés d'étude de la résistance à la fatigue des joints soudés et les paramètres qui interviennent. Aussi nous permet en particulier de justifier le choix de l'approche pour modéliser la déchirure ductile, et de montrer que le taux de mis-matching « M » ne permet pas à lui seul d'expliquer les phénomènes de la déchirure ductile.

C- Approche locale de la déchirure ductile : Cette partie présente une démarche appelée approche locale prenant en compte l'endommagement calculé localement en pointe de fissure, l'approche locale est basée sur la connaissance des mécanismes microscopiques intervenant lors de la rupture. Ce modèle s'exprime à partir des contraintes et des déformations à la pointe de la fissure.

Chapitre II : Généralités sur les facteurs influençant un cordon de soudure

La mise en relief de la précompression, des traitements thermiques et de la microstructure du joint soudé et de la zone affectée thermiquement.

Partie A : présente une étude sur la création des contraintes résiduelles induites par le soudage.

Dans le cas des aciers possédant une faible température de transformation de phase, la transformation de l'austénite en martensite lors du refroidissement, qui s'accompagne par une expansion volumique, contribue en plus à l'établissement des contraintes résiduelles.

Compte tenu de leurs effets possibles, il est souvent utile et parfois obligatoire de faire disparaître les contraintes résiduelles, au moyen d'un traitement dit de relaxation. Que ce traitement soit thermique ou mécanique, il procède du même mécanisme, qui consiste à permettre l'écoulement plastique nécessaire à la relaxation des parties sous contrainte :

Dans notre étude nous avons utilisé la précompression du joint de soudure pour faire disparaître les contraintes résiduelles.

Partie B : Relaxation thermique, L'opération de soudage se traduit par des modifications métallurgiques locales du métal de base. Dans certains cas, il est jugé préférable d'intervenir par un traitement thermique après soudage, dont l'objet principal peut être d'améliorer ou d'obtenir les propriétés jugées importantes vis-à-vis des conditions de service. C'est donc en gardant à l'esprit cette interaction que l'on étudiera

successivement, dans le cas des aciers, les types de traitements de relaxation (ou de détente) et de revenu.

Partie C : Dans cette partie nous évoquons une introduction à l'examen métallographique des soudures. L'examen métallographique, associé aux techniques d'investigation qui complètent les intonations qu'il fournit, est à la base de l'étude métallurgique des soudures. La zone de fusion est la région où la fusion et la solidification se produisent pour former le joint, ou la soudure.

Chapitre III : Etude Expérimentale

Cette partie traite le couplage entre le traitement (thermique/ mécanique) et l'état microstructurale et leurs influences sur le comportement en fatigue d'un cordon de soudure. Ce travail va permettre de déterminer expérimentalement les caractéristiques mécaniques, ainsi que les résistances à la déchirure ductile à la température ambiante, du métal de base (MB), métal fondu (MF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) prélevés à partir d'un joint soudé réalisé dans des conditions représentatives des fabrications industrielles.

L'étude des différents paramètres liés aux caractéristiques mécaniques des matériaux, pour expliquer le phénomène de la fatigue dont l'entaille est placée parallèlement et perpendiculairement au joint de soudure et apporter une contribution à l'étude de ce phénomène dans le cas des joints soudés

L'étude porte sur la soudure de l'acier API 5L X60 par le métal d'apport (GMoSi). Ce métal est utilisé pour la fabrication de citernes à gaz (Gaz de pétrole liquéfié (GPL)) et de pipelines.

Chapitre IV : Modélisation Numérique

L'objectif de cette partie est consacré à faire une modélisation en trois dimensions sur une éprouvette CT50, qui comporte de nouveaux concepts sur la modélisation des joints soudés.

Les calculs numériques ont été réalisés sur des configurations différentes en se basant sur la méthode des éléments finis dans une option de calcul en déformations planes du code de calcul " ABAQUS CAE ". Cette étude a pour but de définir la direction de la fissure gouvernée par le modèle de Rice-Tracey et qui présente le complément d'autres travaux.

L'objectif principale est de déceler les paramètres locaux qui peuvent influencer l'évolution (J- a) et par la suite JIC et J0.2 (ténacité d'amorçage) dans le cas des joints soudés.

Enfin, une conclusion générale permet de faire une synthèse des résultats expérimentaux et numériques obtenus et apporter des éléments de réponses à la problématique de cette étude.

CONCLUSION

L'influence du traitement local et les effets de la réduction des contraintes internes sur le comportement en fatigue d'un joint de soudure ont été traitées dans cette étude.

Les conclusions suivantes sont tirées :

(1) Apparition de la bainite et la ferrite intergranulaire dans la zone de jonction et les zones de transformations après une opération de soudage et avant traitement thermique.

- Loin du cordon de soudure, l'observation montre une structure alternée de ferrite et de

perlite caractéristique des bandes de laminage. Mais sur le cordon et dans la dernière passe, l'observation montre la présence d'une structure dendritique avec des îlots (ferrite-perlite) et des grains assez gros. Cette phase est assimilable à la ferrite présentant une disposition marquée liée à la solidification.

- Dans la ZAT, on remarque une destruction progressive des bandes de laminage d'où une variation de structure hétérogène. Ce qui justifie les propriétés mécaniques obtenues.

(2) Les fissurations par fatigue montrent que pour les faibles taux de la croissance des fissures est similaire. Mais pour supérieures à $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, cette croissance de fissure devient plus importante respectivement dans le MF et la ZAT. En s'approchant du troisième stade, la vitesse de fissuration présente un écart important (15%) entre les 3 cas, ce qui signifie que :

- Après l'amorçage et la sortie du sillage des contraintes résiduelles, la vitesse de fissuration présente une allure presque similaire dans les trois zones.

- Le choix adéquat du métal fondu MF et le traitement du ligament de la pointe de fissure ont évité la déviation de la fissure de son axe de propagation pour les différentes configurations. Contrairement à certains auteurs [xx] montrant qu'au-delà d'une certaine valeur de la vitesse de fissuration s'accompagne généralement d'une déviation de la fissure de son plan initial vers le métal de base.

(3) Pour la position de la soudure transversale, la fissure se propage perpendiculairement à la direction de soudage. Nous enregistrons une évolution caractérisée par une perturbation due au changement répété de microstructure. Ce cas permet d'avoir une allure semblable à celle de MB, mais enregistre un retard dès que la pointe de fissure entra dans la deuxième zone (ZAT) puis elle progresse rapidement. Les propriétés mécaniques chutent au fur et à mesure que la fissure se propageait à travers la ZAT et MF.

ETAT DE L'ART

A-I Généralités :

La séparation en deux parties disjointes d'un corps se produit à la suite de la phase d'amorçage, qui a vu le développement de microcavités, microfissures... sous l'action de sollicitations mécaniques, thermiques, chimiques.... La propagation de la ou des fissures macroscopiques peut conduire à la séparation complète de plusieurs morceaux, ou bien au contraire les fissures peuvent s'arrêter. Le mode de rupture peut être fragile, la rupture se produisant alors souvent sans déformation plastique, ou ductile, en présence d'une déformation plastique importante. L'énergie nécessaire pour produire la rupture, caractérisée par la *résilience* (rapport de l'énergie nécessaire pour rompre une pièce sur la section droite de matière rompue), est bien plus grande dans le cas de la rupture ductile. La résilience est une caractéristique importante du matériau au niveau de la conception de systèmes mécaniques.

Elle évolue avec la température, la *température de transition* caractérisant le passage d'un mode à l'autre. Le mode de rupture dépend par ailleurs de l'état de contrainte, en particulier de la triaxialité des contraintes (rapport du premier sur le second invariant). Un matériau qui présente beaucoup de plasticité développera en général des ruptures ductiles, mais pourra être sujet à la rupture fragile. Un matériau sans plasticité (céramiques, métaux à très basses températures, certaines résines) présentera toujours des ruptures fragiles.

En fonction du chargement et du matériau considérés, si le milieu est globalement plastique ou viscoplastique, l'étude est du ressort de la mécanique non linéaire de la rupture, ou encore de l'*approche locale*, dans laquelle il est fait une description aussi précise que possible de l'état de contrainte et de déformation en pointe de fissure à l'aide de modèles de comportement non linéaires. Si au contraire la plasticité est absente ou reste très confinée, les théories qui permettent de traiter le problème considèrent le matériau comme élastique partout : c'est la *mécanique linéaire de la rupture*, qui va être considérée dans ce chapitre.

Les dates principales qui marquent le développement de la mécanique de la rupture sont 1920, lorsque Griffith montre que la rupture d'un milieu élastique-fragile peut être caractérisée par une variable globale, qui sera appelée plus tard le taux de restitution d'énergie, et 1956, lorsque, à partir de l'étude des singularités du champ de contrainte, Irwin introduit la notion de facteur d'intensité des contraintes.

Les années 1960-1980 sont celles de l'essor puis de la maturité de la mécanique de la rupture, avec en particulier les développements numériques et le traitement des problèmes non linéaires.

A-I-1 Mécanique de la rupture

Dans un matériau homogène soumis à une contrainte uni-axiale, l'effort se transmet d'un atome à l'autre en suivant des lignes de force qui sont parallèles (Figure.I-1. a .b). Dans un matériau qui possède une entaille, les lignes de force doivent contourner cette entaille, ce qui conduit à une concentration de ces lignes au voisinage de la pointe de l'entaille, donc une concentration de la contrainte dans cette région, appelée tête ou pointe de fissure. La mécanique de la rupture étudie l'interaction entre la discontinuité géométrique (fissure) et le milieu continu avoisinant, ainsi que l'évolution de cette discontinuité. D'un point de vue mécanique, on peut distinguer schématiquement, dans un milieu fissuré, trois zones successives (Figure.I.2).

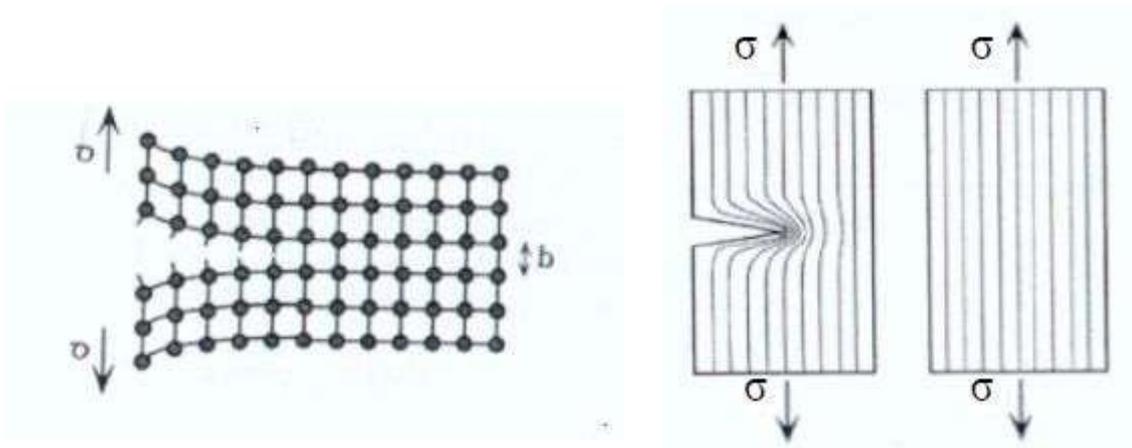


Fig.I-1. (a) Propagation d'une fissure (b) Lignes de force et concentration de contraintes

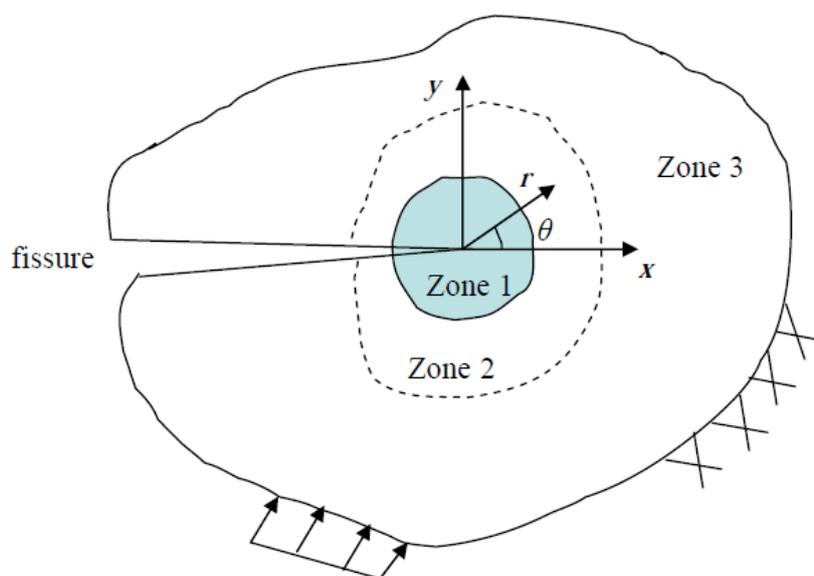


Fig.I-2 : Zone délimitant le voisinage d'une pointe de fissure

- La zone d'élaboration 1 : elle se trouve à la pointe de fissure et dans le sillage laissé par la fissure au cours de sa propagation. L'étude de cette zone est très complexe à cause des contraintes importantes qui ont fortement endommagé le matériau. Elle est discontinue au sens de la mécanique des solides. La théorie classique de la mécanique de la rupture réduit cette zone à un point pour les problèmes plans et à une courbe pour les problèmes tridimensionnels.
- La zone singulière 2 : dans laquelle les champs de déplacements, déformations et contraintes sont continus et possèdent une formulation indépendante de la géométrie lointaine de la structure. On démontre que dans cette zone, les composantes de champ de contraintes sont infinies au voisinage du front de fissure ($r \rightarrow 0$).

Plus exactement, la singularité est en $1/\sqrt{r}$ en milieu élastique linéaire. Le matériau ayant une limite élastique, il existe un rayon r_p autour de la pointe de fissure qui détermine la forme de la zone plastique. En fonction de la valeur de r_p , on dira que la rupture est fragile pour r_p petit et qu'elle est ductile pour r_p grand. Cette distinction sur la base du paramètre r_p est très importante car elle conditionne la validité de la théorie utilisée :

La Mécanique Linéaire de la Rupture pour les ruptures fragiles

La Mécanique Non Linéaire de la Rupture dans le cas de zone plastique non négligeable (rupture ductile).

- La zone 3 extérieure comprenant les champs lointains se raccordant d'une part, à la zone singulière, et d'autre part aux conditions aux limites en charges et en déplacements. Dans cette zone, les champs de déplacements, déformations et contraintes varient peu et peuvent être approximés par des polynômes communément utilisés dans la méthode des éléments finis.

Diverses méthodes d'analyse permettent d'étudier les champs de déplacements, déformations et contraintes au voisinage d'une fissure. On regroupe l'ensemble de ces méthodes sous deux types d'approches :

- Approches directes : qui sont fondées sur l'utilisation des fonctions d'Airy ; ces approches résolvent des problèmes plans et font appel à la recherche de fonctions analytiques.
- Approches énergétiques qui sont basées sur l'analyse énergétique du milieu continu contenant une fissure. il s'agit d'un bilan énergétique global intégrant le taux de restitution d'énergie dû à un accroissement virtuel de la fissure.

A-I-1-1 Modes de rupture

La fissure, dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, est considérée localement plane, à front droit et une pointe aigüe. Par conséquent, elle présente un plan de symétrie locale selon

lequel, le mouvement d'une fissure peut être décomposé en trois composantes cinématiques élémentaires (Figure I-3.a). La fissure peut être considérée comme la superposition de trois modes d'ouvertures élémentaires (Figure I-3.b).

- Le mode I : dit "d'ouverture" est celui pour lequel la composante normale au plan de la fissure u_y est non nulle. Il correspond au cas d'un chargement de traction perpendiculaire au plan de la fissure et dont les deux composantes u_x et u_z du vecteur déplacement élémentaire relatif sont nulles.
- Le mode II : dit "de cisaillement" est celui correspondant à un effort de cisaillement parallèle au plan de la fissure suivant l'axe x . La composante u_x est donc non nulle tandis que les composantes u_y et u_z sont égales à zéro.
- Le mode III : dit "de déchirure" est celui correspondant à un effort de cisaillement hors plan. Dans ce cas, u_z est la composante non nulle, les composantes u_x et u_y sont égales à zéro.

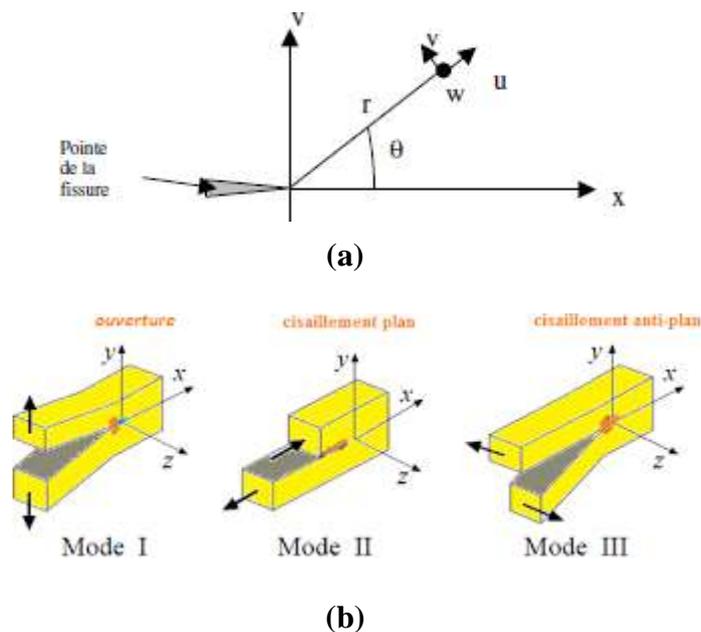


Fig.I-3 : (a) Repère local attaché à la pointe de fissure et
(b) les trois modes élémentaires de fissuration en mécanique de la rupture

Afin de déterminer le domaine d'application de la mécanique de la rupture, deux critères doivent être pris en compte : l'intensité de la sollicitation appliquée et le comportement du matériau de l'étude. En effet, si la plasticité est localisée dans la zone où la singularité domine, le matériau étudié est considéré comme élastique. C'est le domaine de la mécanique linéaire de la rupture

(MLR), étudiée par Irwin [Irwin, 1957]. D'autre part, si le cadre est globalement viscoplastique ou plastique, l'étude peut être décrite par la mécanique non linéaire de la rupture (MNL), ou bien par l'approche locale.

Irwin [4], considérant un solide au comportement élastique linéaire et comportant une fissure, montre que le premier terme du développement limité des champs de contraintes en pointe de fissure est proportionnel à un paramètre, appelé facteur d'intensité de contraintes K_I .

L'expression générale de ce champ, dans un repère polaire, centré en pointe de fissure, est de la forme :

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \left(1 - \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \left(1 + \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \sin\frac{\theta}{2} \cos\frac{3\theta}{2}\end{aligned}\tag{I.1}$$

Le point remarquable de cette solution est que le terme K_I apparaît dans toutes les composantes du tenseur des contraintes. La distribution des contraintes et des déformations en pointe de fissure ($r \ll a$) est donc indépendante de la géométrie de la fissure et de la charge appliquée ; seule l'intensité du champ y est directement liée.

Dans le cas du mode I (figure I-4), amenant à la rupture pour les chargements les plus faibles, les travaux d'Irwin conduisent à exprimer les contraintes et déplacements au voisinage de la pointe d'une fissure sous la forme :

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \text{Termes d'ordres supérieur}\tag{I.2}$$

$$U, V, W = \frac{K}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} g_{U,V,W}(\theta) + \text{Termes d'ordres supérieur}\tag{1.3}$$

K : facteur d'intensité de contrainte

u, v, w : déplacements dans les directions x, y et z

G : module de glissement

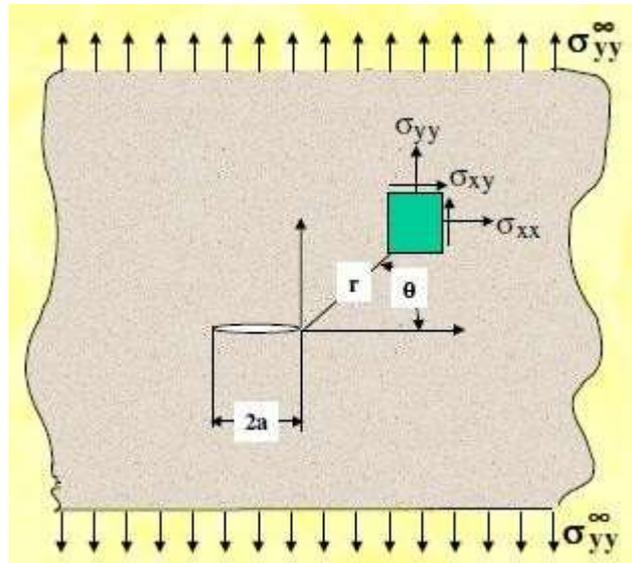


Fig.I-4 : Fissure en mode I dans une plaque infinie, définition du système de coordonnées en front de fissure.

A-I-1-2 Facteur d'intensité de contrainte

Le facteur d'intensité de contrainte (F_{IC}) désigné par K , dépend de la géométrie du corps fissuré, de ses dimensions et du mode de sollicitation.

D'après le critère de rupture d'Irwin, les champs de contraintes Locaux autour de la pointe de fissure dans un matériau linéaire élastique peuvent être définis uniquement par le facteur d'intensité de contrainte K , et la rupture est censée intervenir lorsque ce facteur K dépasse une valeur critique K_c (caractéristique du matériau).

Un coefficient de correction « C » doit être ajouté à l'expression de K , prenant en compte les dimensions finies et la géométrie de l'éprouvette, et qui est donné pour chaque type d'éprouvette sous forme d'une fonction polynomiale du rapport (a/w) où w désigne la largeur de l'éprouvette soit :

$$K_I = C\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{I.4}$$

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

$$\Delta K = c(\sigma_{max} - \sigma_{min})\sqrt{\pi a} \quad \text{I.5}$$

Soit

$$\Delta K = K_{max} - K_{min}(1 - R) \quad \text{I.6}$$

Avec : $R = \frac{K_{min}}{K_{max}}$, Le rapport de charge.

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

$$K_c = C \sigma_c \sqrt{\pi a} \quad \text{I.7}$$

Où σ_c est la valeur atteinte par la contrainte appliquée à la rupture.

A-I-1-3 Critère de facteur d'intensité de contrainte

La rupture a lieu lorsque le facteur d'intensité de contrainte K atteint une valeur critique que l'on peut appeler K_c . Cette valeur K_c permet de quantifier la résistance à la rupture d'un certain matériau de construction. Comme nous sommes en mode I de rupture, on écrit :

$$K_I = K_{Ic}(\text{Condition de déformation plane}) \quad \text{I.8}$$

On peut comparer le critère de Griffith et le critère de contrainte. On a vu, à l'équation 1.4, que le facteur d'intensité de contrainte est donné par :

$$K = Y \sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad \text{I.9}$$

On peut donc définir la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte comme étant :

$$K_c = Y \sigma_c \sqrt{\pi a} \quad \text{I.10}$$

Dans le cas d'une plaque infiniment large et infiniment fine, le facteur de correction Y est égal à 1. On peut donc écrire, en comparant :

$$G = \frac{K_c^2}{E} \quad \text{I.11}$$

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

$$G = \frac{K_c^2}{E} (1 - \nu^2) \quad \text{I.12}$$

K_{Ic} est le paramètre le plus couramment employé pour décrire la résistance d'un matériau à la rupture fragile, c'est-à-dire pour décrire sa ténacité. Ce paramètre représente, comme il a été mentionné ci-dessus, la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en mode I de rupture et en état plan de déformation.

La ténacité d'un acier dépend de différents paramètres extérieurs. Citons en particulier les trois paramètres principaux suivants :

A-I-1-3-1 Température

La ténacité des aciers diminue avec la température. On peut, en réalisant des essais à différentes températures, tracer une courbe de transition de la ténacité en fonction de la température. Une courbe de transition de la ténacité typique est composée de trois zones distinctes (figure I-5) :

- *La zone fragile* qui correspond à une rupture sans déformation plastique au niveau macroscopique. Dans ce cas, la surface de rupture est plate, à grains, d'aspect brillant. La rupture fragile a lieu à travers les grains du matériau. Il s'agit d'une rupture cristalline.
- *La zone de transition* qui correspond à une zone où la rupture est de type mixte. Elle se produit avec une déformation plastique limitée. La surface de rupture n'est plus plate : une partie de cette surface est de type fragile, à grains, plate, entourée d'une zone de rupture ductile, à nerfs.
- *Le palier ductile* qui correspond à une zone où la rupture est plastique. La surface de rupture est dans ce cas-ci inclinée, à nerfs. La rupture ductile correspond à une absence totale du mode transgranulaire de rupture (clivage).

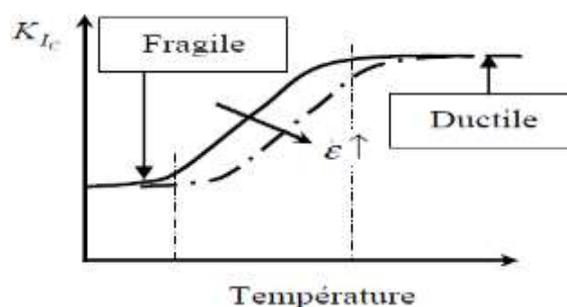


Fig.I-5 : Courbe typique de transition de la ténacité en fonction de la température

Cette courbe de transition de la ténacité dépend en grande partie du type d'acier utilisé. Si la valeur de ténacité dans la zone fragile est assez proche pour tous les aciers, ce n'est pas le cas pour la valeur de ténacité dans le palier ductile qui varie fortement avec le type d'acier. La position de la zone de transition ainsi que son étendue sont également très fortement dépendantes du type d'acier.

La zone de transition devra en fait se situer à une température suffisamment basse afin de permettre à la structure de remplir son rôle avec toute la sécurité voulue. L'étendue de la zone de transition est dépendante de l'acier. Il est encore à mentionner que la température n'a pas uniquement une influence sur la ténacité de l'acier, mais elle a également une influence sur la limite d'élasticité et la résistance à la traction. Il a été montré qu'une diminution de la température provoque une augmentation de la limite d'élasticité ainsi que de la résistance à la traction.

A-I-1-3-2 Vitesse de sollicitation

Une augmentation de la vitesse de sollicitation provoque d'une part une augmentation de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction, mais elle provoque également une diminution des caractéristiques de ténacité de l'acier. Il a pu être constaté que cette diminution des caractéristiques de la ténacité se manifeste par un décalage de la courbe de transition, comme il est représenté schématiquement à la figure (I-6).

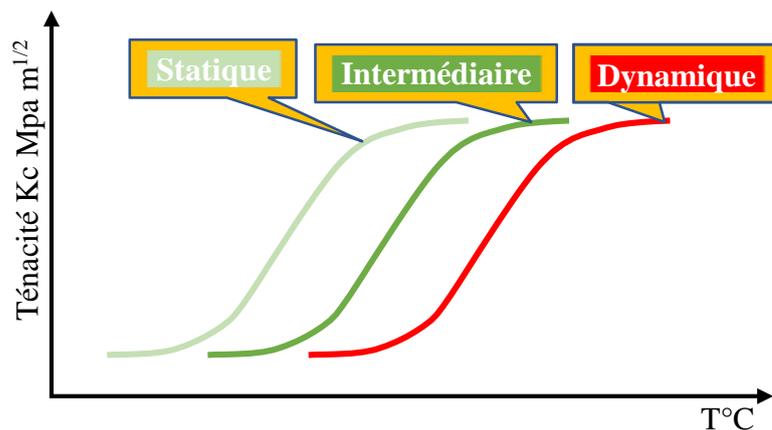


Fig. I-6 : Représentation schématique de l'effet de la vitesse de sollicitation sur la ténacité

A-I-1-3-3 Epaisseur

La figure (I-7) 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_{1c}).

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_{1c} à K'_{1c} .

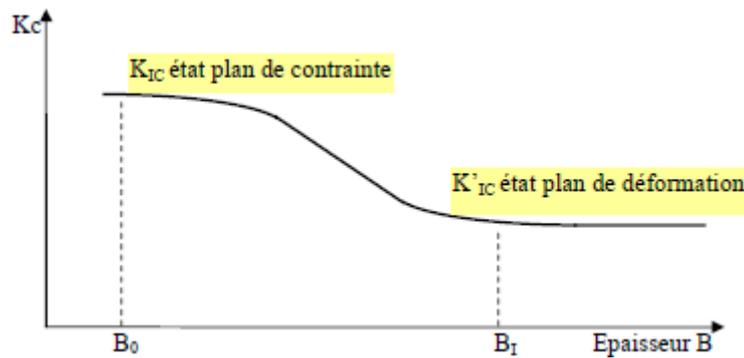


Fig. I-7 : Représentation schématique de l'effet de l'épaisseur sur la ténacité

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 :

$$B_0 = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{IC}}{f_y} \right)^2 \quad \text{I.13}$$

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 :

$$B_1 = 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{f_y} \right)^2 \quad \text{I.14}$$

L'effet réel de l'épaisseur n'a encore jamais été résolu. Broek par exemple reporte une relation, attribuée à Broek et Vlieger, 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\$:

$$K_c(B) = K_c \sqrt{1 + \frac{\epsilon_f \cdot E}{24 \cdot f_y} \cdot \frac{B_0}{B}} (B) \cdot K_{IC} \quad \text{I.15}$$

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

ε_f : déformation spécifique réelle (true strain)

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 :

$$\varepsilon_r = \ln\left(\frac{l_f}{l_0}\right) \quad \text{I.16}$$

l_f : longueur de l'éprouvette

l_0 : longueur initiale de l'éprouvette

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.

A-I-1-4 Taux de restitution d'énergie

Au cours de ses travaux sur la théorie de la rupture fragile, Griffith [1] introduit le taux de restitution d'énergie (noté G). G correspond à l'énergie libérée au cours de la propagation d'une fissure dans un solide parfaitement élastique, rapportée à l'avancée de la fissure.

Afin de mieux cerner la signification physique de G , considérons un solide d'épaisseur B , soumis à un chargement P et comportant une fissure de longueur a (uniforme le long de l'épaisseur). Si l'on considère une avancée de la fissure d'une longueur da , pour un déplacement Δ imposé, on peut alors observer une diminution de la charge ΔP (figure I-8-a).

Le taux de restitution d'énergie G est alors représenté par l'aire entre les deux courbes $P(\Delta)$ correspondant aux défauts de longueur a et $a + da$.

La figure (I-8-b) illustre le raisonnement identique appliqué à une éprouvette soumise à un chargement imposé. La propagation de la fissure entraîne alors une augmentation de Δ .

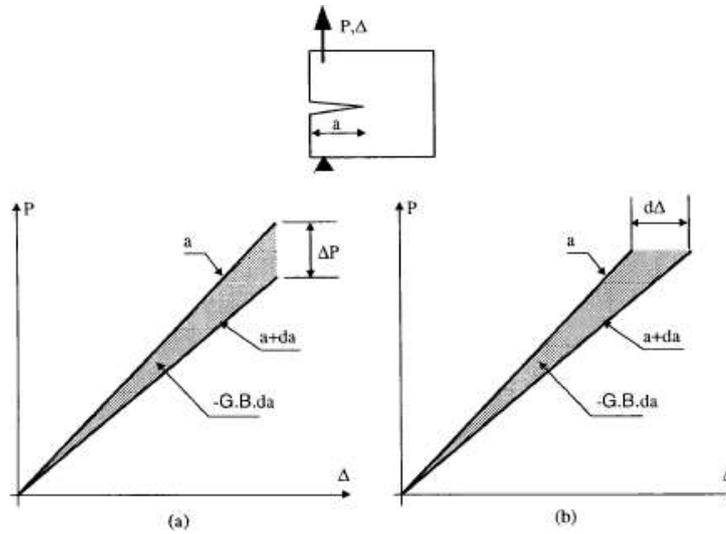


Fig.I-8 : Interprétation du taux de restitution d'énergie.

En déterminant l'énergie élastique libérée au cours d'une extension de fissure da , il est possible de montrer que les grandeurs K_I et G sont liés. En valeur absolue, cette énergie est égale au travail ΔW nécessaire pour refermer la fissure sur l'étendue da . On obtient alors la relation suivante :

$$\Delta W = B \int_0^{da} \sigma_{yy} \cdot u_y dx = GB \cdot da \quad \text{I.17}$$

La relation qui existe entre K et le taux de restitution d'énergie G permet de décrire le comportement mécanique des fissures. Pour les matériaux élastiques linéaires les deux paramètres K et G sont liés par deux équations indiquant que les deux approches (énergétique et locale) sont équivalentes dans ce contexte.

$$G = \frac{K_I^2}{E} \cdot (1 - \nu^2) \text{ En déformation planes} \quad \text{I.18}$$

$$G = \frac{K_L^2}{E} \text{ En contraintes planes} \quad \text{I.19}$$

Si ces notions de facteur d'intensité de contraintes et de taux de restitution d'énergie sont essentielles pour la mécanique de la rupture, elles ne restent valides que pour un comportement élastique linéaire. Cependant, en déchirure ductile, la prise en compte du comportement réel du matériau est nécessaire pour définir des paramètres représentatifs des phénomènes dissipatifs tels que la plasticité.

A-I-1-5 Expression de G en fonction de paramètres globaux

Pour pouvoir appliquer le critère de propagation il est nécessaire de savoir mesurer G_c d'une part, d'autre part de savoir calculer ou mesurer G . Dans le cas d'un chargement Q , la variable cinématique correspondante étant notée q , de sorte que la puissance des efforts extérieurs est donnée par :

$$P_e = Qq \quad \text{I.20}$$

Ce paramètre peut être par exemple la composante verticale de la force appliquée à une éprouvette, comme cela est représenté sur la figure (I-9), le paramètre cinématique q étant alors le déplacement vertical du point d'application de la force Q . Les paramètres q et Q sont dits paramètres de chargement généralisés ou globaux. Dans ce cas l'expression (I-17) se réduit à :

$$G = \frac{1}{2} \left(Q \frac{\partial Q}{\partial l} - \frac{\partial Q}{\partial l} q \right) \quad \text{I.21}$$

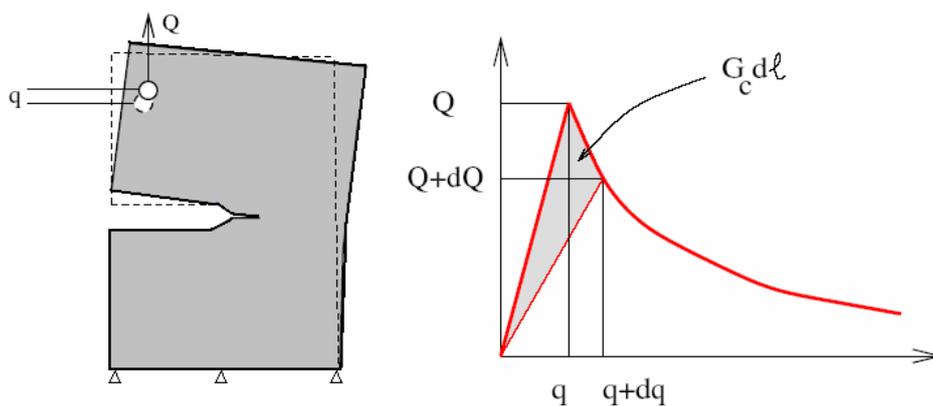


Fig.I-9 : Chargement généralisé Q . Réponse d'une éprouvette fissurée en variables généralisées.

La mesure de G , et donc de G_c , peut également se faire par une mesure de la variation de raideur du corps. La raideur R et la souplesse S de (grandeurs globales) sont définies par :

$$Q(l) = R(l)q(l), \quad q(l) = S(l)Q(l) \quad \text{I.22}$$

L'expression (I-21) de G se réduit à :

$$G = \frac{1}{2} \frac{\partial R}{\partial l} (l) q^2(l) = \frac{1}{2} \frac{\partial S}{\partial l} (l) Q^2(l) \quad \text{I.23}$$

L'équation (I-23) établit deux points remarquables :

- G ne dépend de q et Q que par leur valeur, alors que l'expression (I-21) faisait intervenir des dérivées de ces quantités.
- En particulier G peut être mesuré en maintenant Q ou q constant, le résultat final sera identique. Les deux aires hachurées sur la figure (I-10) sont égales (au premier ordre). Des considérations de stabilité peuvent faire préférer telle ou telle méthode de contrôle, le contrôle en déplacement étant plus stable que le contrôle en force.

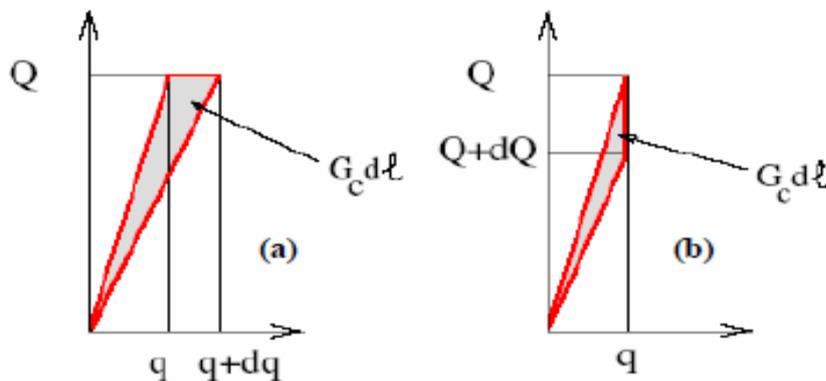


Fig I-10: Mesure de G_c . a) A force imposée. b) A déplacement imposé.

A-I-1-6 Expression de G en fonction de paramètres locaux

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.

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. Les paragraphes présentent de manière succincte les concepts du CTOD et de l'intégrale J .

A-I-2 Mécanique élasto-plastique de la rupture

A-I-2-1 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 (1.24) [69]. Il s'agit ici du cas de base d'une fissure traversant de largeur $2a$ dans une plaque fine et infiniment large.

$$CTOD = 8 \frac{f_y a}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right) \right] \quad \text{I.24}$$

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 (1,24) peut être transformée en une série entière [70] :

$$CTOD = 8 \frac{f_y a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^4 + \frac{1}{45} \left(\frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^6 + \dots \right] \quad \text{I.25}$$

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 :

$$CTOD = \frac{\pi \sigma_0^2 a}{E f_y} \quad \text{I.26}$$

La relation 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 :

$$CTOD = \frac{K_I^2}{\lambda E f_y} \quad \text{I.27}$$

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 (1,27) est valable en état plan de contrainte. En état plan de déformation, on aura :

$$CTOD = \frac{K_I^2(1 - \nu^2)}{\lambda E f_y} \quad \text{I.28}$$

A-I-2-2 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) pré-fissurées, 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 I.11 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 :

$$CTOD = \frac{\cos r \cdot (W - a)}{a + r(W - a)} \quad \text{I.29}$$

Les recommandations ASTM préconisent $r = 0,44$. Des essais ont montré que r variait en fonction du COD, pour une éprouvette identique. De plus amples détails sont donnés par la figure suivante.

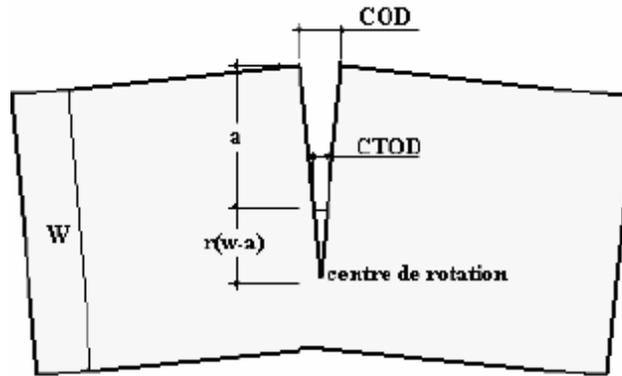


Fig. I-11 : Schéma d'une rotule plastique

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 :

$$K_1^2 = CTOD \frac{\lambda E f_y}{(1 - \nu^2)} \quad \text{Etat plan de déformation} \quad \text{I.30}$$

$$K_1^2 = CTOD \lambda E f_y \quad \text{Etat plan de contrainte} \quad \text{I.31}$$

A-I-2-3 Concept de l'intégrale J :

En 1968, Rice [71] propose de quantifier l'énergie liée à une fissure dans un matériau élastique linéaire ou non-linéaire par l'intégrale de contour suivante :

$$J = \int_{\Gamma} W dy - \vec{T} \frac{\partial \vec{u}}{\partial X} ds \quad \text{I.32}$$

$$W = W_{(x,y)} = W(\varepsilon) = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad \text{I.34}$$

où Γ un contour fermé quelconque entourant la pointe de fissure (voir figure I-12), Γ le vecteur contrainte ($T_{ij} = \sigma_{ij} n_j$), u le vecteur déplacement et s l'abscisse curviligne. w est la densité d'énergie de déformation :

$$W = \int_0^s \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad \text{I.35}$$

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

\vec{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

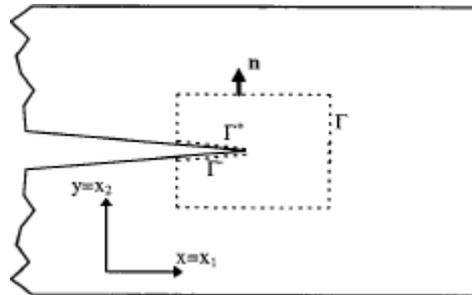


Fig.I-12. Présence d'une fissure dans un milieu infini.

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 :

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{Etat plan de contrainte} \quad \text{I.36}$$

$$J = \frac{K_I^2}{E} (1 - \nu^2) \quad \text{Etat plan de déformation} \quad \text{I.37}$$

Cette intégrale présente de nombreuses caractéristiques intéressantes :

- D'une part, cette intégrale est indépendante du choix du contour d'intégration Γ . En effet, en prenant deux contours d'intégrations distinctes, on montre que la différence des expressions de J correspondantes est nulle.

- Rice a montré que J est égale au travail d'ouverture des lèvres lors d'une extension de fissure.

- De même, J est égal à la variation d'énergie potentielle Π lors de l'extension de fissure.

Considérons un corps fissuré quelconque Ω , bidimensionnel, dont le contour extérieur est noté

Γ_0 et $\Gamma_{0,F}$ la partie de Γ_0 où sont imposés des efforts extérieurs. L'énergie potentielle totale s'écrit :

$$\Pi = \int_{\Omega} W. d\Omega - \oint_{\Gamma_{0,F}} T_i u_i ds \tag{I.38}$$

Pour un matériau élastique non linéaire, cette définition de J est équivalente à celle du taux de restitution d'énergie G, correspondant à la variation d'énergie élastique liée à une extension de fissure [7]. Cette propriété est illustrée dans le cas d'un solide soumis à un déplacement imposé (figure I-13-a) ou un effort imposé (figure I-13-b).

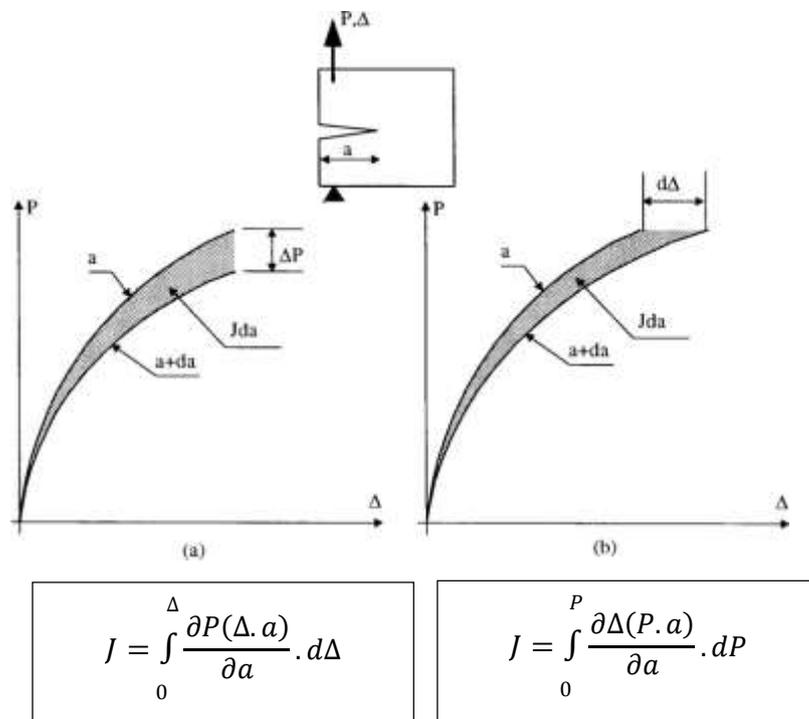


Fig.I-13 : Interprétation de l'intégrale J.

A-I-2-2-1 Valeur critique de l'intégrale J (J_{IC})

Le problème majeur pour la détermination de J_{IC} consiste à connaître le déplacement critique de qui correspond au début de la fissuration lente. Différentes méthodes d'essai, standardisée dans les recommandations de l'ASTM 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) 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} décrit ci-dessus (CT ou SENB préfissurées).

Une des deux méthodes décrites (« Multiple-Specimen Technique ») utilise plusieurs éprouvettes. Cette méthode, requiert environ cinq éprouvettes pour déterminer J_{IC} . Chaque éprouvette doit être chargée à un niveau différent et après chaque test. Pour chacun des tests, on calcule J par la relation suivante :

$$J = \frac{A}{Bb} \cdot f(a_0/W) \quad I.39$$

A : aire sous la courbe charge-déplacement

B : épaisseur de l'éprouvette

a_0 : longueur initiale de la fissure effective

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

$f(a_0/W) = 2.0$ pour une éprouvette SENB / $= 2.2$ pour une éprouvette CT

L'autre méthode utilise *une seule éprouvette* « Single-Specimen Technique » ; 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 ce travail.

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} .

$$J = 2f_y \Delta a \quad I.40$$

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

$$B \geq 25 \frac{J_{IC}}{f_y} \quad I.41$$

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 JIC 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 KIC, ceci à l'aide de la relation, permettant l'utilisation de la théorie de la mécanique de la rupture, en particulier des valeurs des facteurs d'intensité de contrainte dont une importante base de données existe dans la littérature [8].

$$K_{Ic}^2 = \frac{J_{Ic}E}{(1 - \nu^2)} \quad \text{I.42}$$

A-I-2-2-2 Détermination expérimentale du paramètre énergétique J

Le problème majeur pour la détermination de JIC consiste à connaître le déplacement critique dc 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 KIC (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 :

$$J = \alpha \cdot \Delta a \quad \text{I.43}$$

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 (1.14). L'instant auquel la propagation démarre étant difficile à déterminer expérimentalement (Figure 1.15), 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 J0.2.

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.

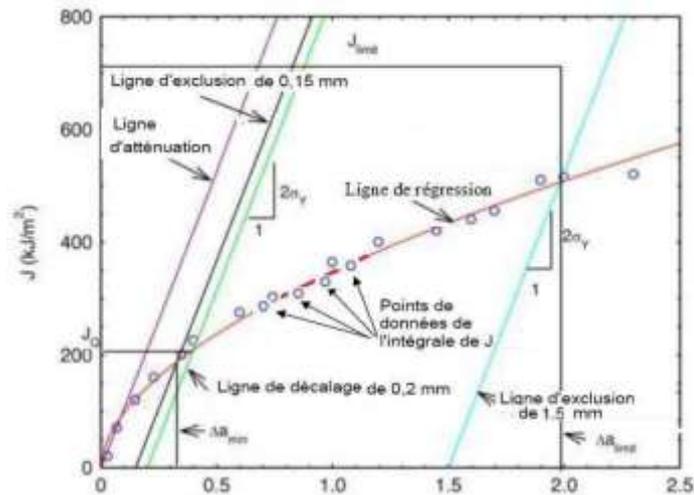


Fig.I-14. Courbe J-R caractéristique avec les bornes imposées par l'ASTM [75]

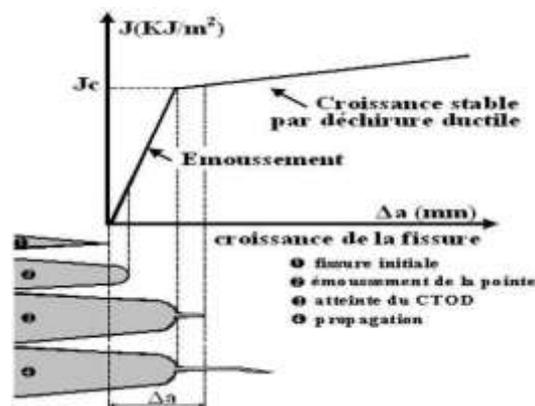


Fig.I-15. Schématisation du processus de la déchirure ductile

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 :

A-2-3-3-1 Technique à plusieurs échantillons

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

$$J = \frac{A}{B(W - a_0)} \cdot f(a_0/W) \quad \text{I.44}$$

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 (I.16-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 I.16-b.
- L'évolution de J en fonction des déplacements est déduite directement par la dérivation de la fonction utilisée par l'approximation (figure I.16-c).

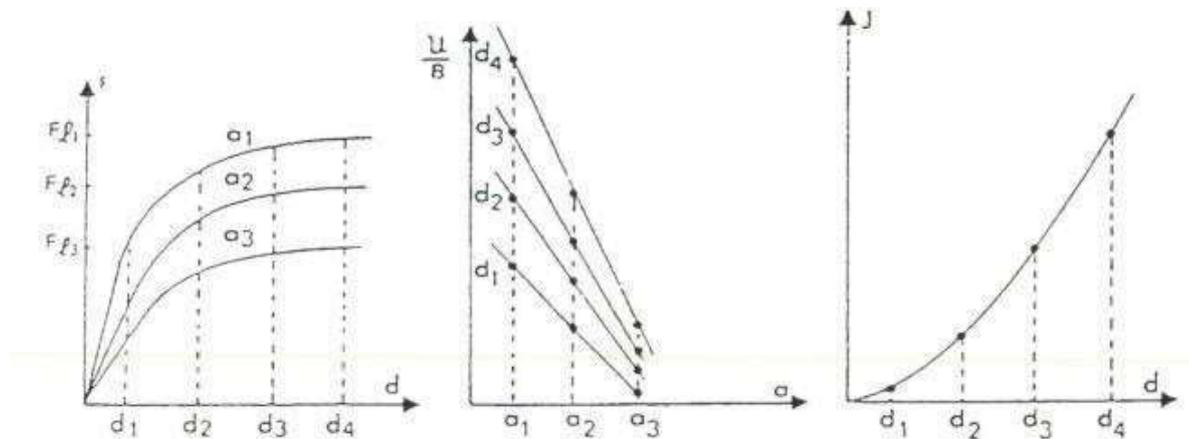


Fig.1-16 : Détermination expérimentale de la courbe (J-d) selon la méthode de Begley et Landes [76]

Cette méthode utilise la définition du paramètre J , donnée par l'équation (I-24).

$$J = \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)_x = - \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^x F dx \right)_x = - \int_0^x \left(\frac{\partial F}{\partial a} \right)_x dx \quad \text{I.45}$$

La figure I-17 décrit le principe de cette approche.

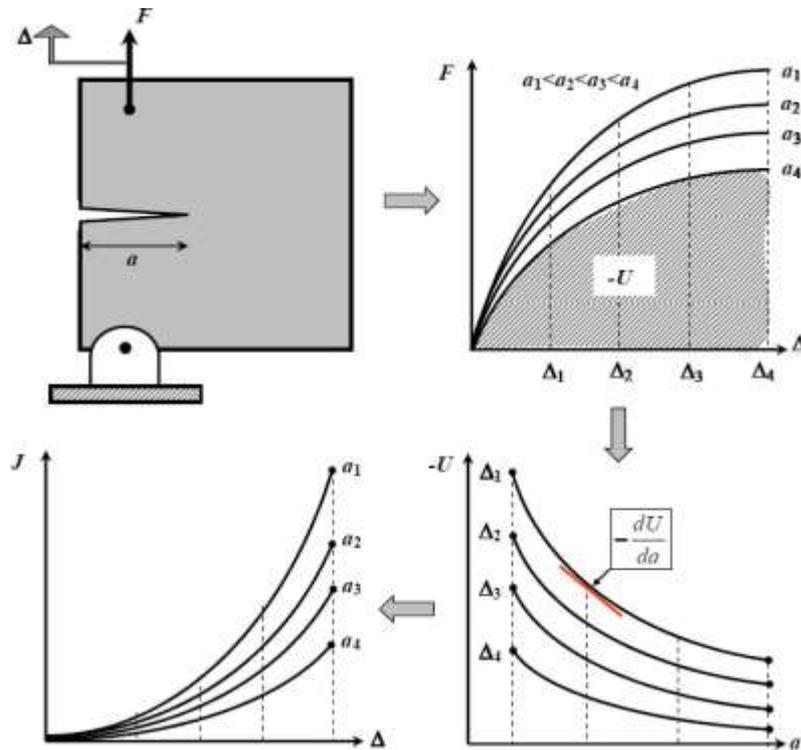


Fig.I-17 : Détermination expérimentale du paramètre J

Landes et Begley tracent alors les courbes F-d de ces éprouvettes, mais en interrompant les essais à différentes valeurs au déplacement de la (figure I.18). 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 "stretch zone", à l'ouverture de la fissure et la fissuration stable elle-même.

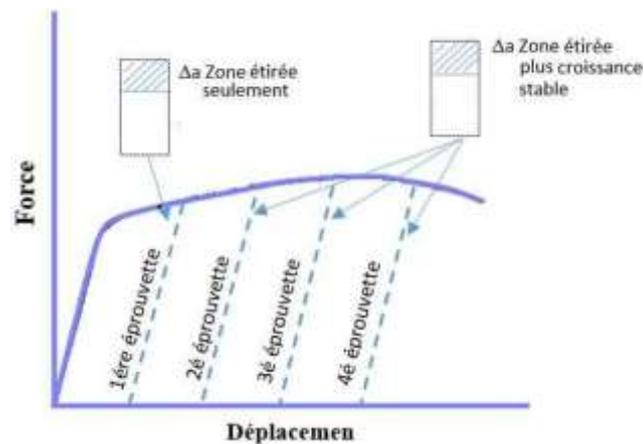


Fig.I-18 : Courbe schématique « charge – déplacement » montrant les points de décharge obtenus avec différentes éprouvettes [75]

A-2-3-3-2 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 1-23, à partir de l'énergie dépensée U . $f(a/W)$ 0 Peut s'écrire sous la forme suivante, recommandation ASTM [80] :

$$f(a_0/W) = 2 + 0,522 \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \quad \text{I.46}$$

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}

$$J = 2 R_e \cdot \Delta a \quad \text{I.47}$$

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

$$B \text{ et } b \geq 25 \frac{J_{IC}}{R_e} \quad \text{I.48}$$

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} .

$$K_{IC}^2 = \frac{J_{IC}E}{(1 - \nu^2)} \quad \text{I.49}$$

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} .

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad \text{I.50}$$

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 :

$$J_{el} = G = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{I.51}$$

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

$$J_{pl} = \eta_{p1} \frac{U_{p1}}{B(W - a_0)} \quad \text{I.52}$$

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

$$B; b_0 \geq 25 \frac{J}{\sigma_y} \quad b_0 : \text{Longueur du ligament initial} \quad \text{I.53}$$

A-I-2-2-3 Mesure de l'émoussement et de la croissance de la fissure

Les Méthodes de mesure de l'émoussement et de la croissance de la fissure peuvent être classées en deux catégories :

- méthode directe (méthode du chargement interrompu)

- méthode indirecte (méthode de complaisance, méthode électrique)

A-I-2-2-3-1 Méthode du chargement interrompu :

Cette méthode, développée par LANDES et BEGLEY, nécessite l'utilisation de plusieurs éprouvettes (au minimum cinq) de géométrie identique possédant la même longueur (et forme) de fissure [17]. Le principe de cette méthode consiste à soumettre ces éprouvettes à des chargements conduisant à des longueurs finales de fissure progressives.

A la fin de chaque essai, les éprouvettes sont oxydées au four à 350 °C pendant 15 minutes pour marquer les différents stades d'accroissement de la fissure puis elles sont rompues par fatigue, de façon à ne pas perturber le front de fissure. Les mesures, pour chaque éprouvette, de la longueur initiale a_0 et finale a_f de la fissure s'effectuent directement sur les faciès de la rupture de la manière suivante [18] :

Les mesures s'effectuent, à partir de la ligne de chargement, sur neuf points répartis dans l'épaisseur de l'éprouvette (figure I-19). La différence entre l'une des neuf valeurs et la valeur moyenne de a_0 ne doit pas excéder 7 %.

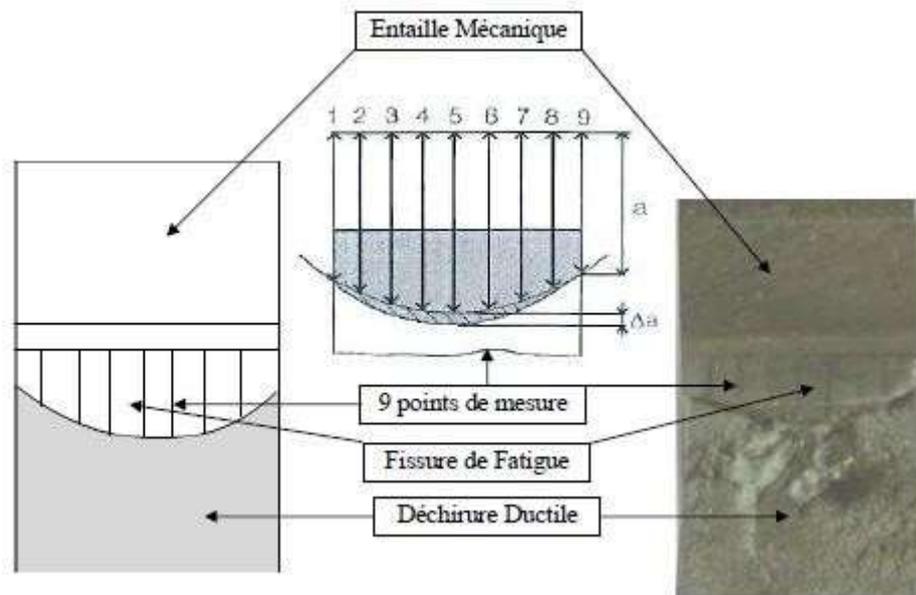


Fig.I-19 : Mesure de la profondeur de la fissure

A-I-2-2-3-2 Méthode des décharges partielles (méthode complaisance)

Cette méthode permet de mesurer l'accroissement de fissure au cours du chargement en utilisant une seule éprouvette [19, 20 et 21]. Elle consiste à effectuer, tout au long de l'essai, des décharges partielles de 10 % environ. La mesure des complaisances, à partir des droites correspondant aux déchargements partiels, permet de calculer la longueur de fissure, en utilisant la relation suivante valable dans le cas de l'éprouvette CT :

$$\frac{a}{W} = 1.000196 - 4.06319u + 11.242u^2 - 106.04u^3 + 464.335u^4 - 650.677u^5 \quad \text{I.54}$$

Avec :

$$u = \frac{1}{[EBC]^{\frac{1}{2}} + 1} \quad \text{I.55}$$

Où

- $C = \Delta d / \Delta P$: complaisance (rapport de la variation du déplacement sur la variation de la charge correspondante) ;
- E : module d'Young ;
- B : épaisseur de l'éprouvette ;

L'application de cette technique à l'éprouvette CT fait l'objet d'une recommandation [18] qui explique entre autres, les corrections à appliquer sur la mesure de la complaisance.

Cependant, il faut souligner que, dans certains cas, les premières valeurs des complaisances peuvent conduire à des valeurs négatives de Δa [22]. Ce phénomène peut être attribué au frottement et à la flexion des goupilles d'une part et à la plastification au fond de la fissure avant progression d'autre part.

La figure (I-20) présente un résultat typique montrant la variation de la complaisance mesurée en fonction du déplacement appliqué à l'éprouvette. Dans ce cas, la valeur de la complaisance correspondant à la longueur initiale de la fissure est la valeur minimale de la courbe et non la valeur initiale.

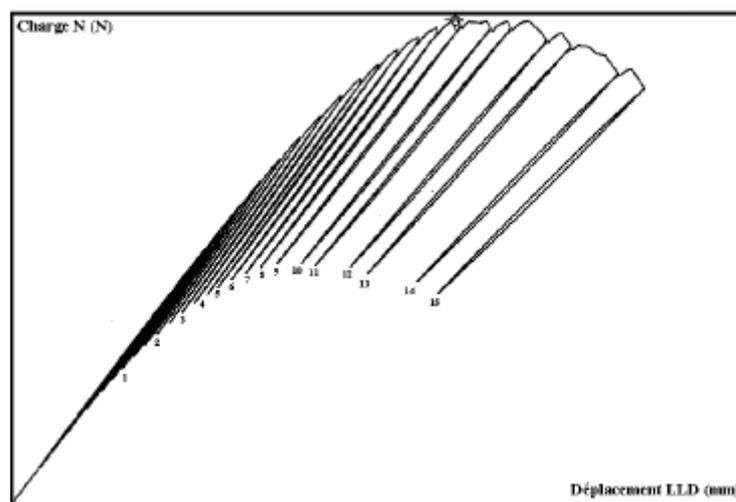


Fig.I-20 : Principe de la méthode des décharges partielles (courbe charge déplacement).

B-I COMPORTEMENT EN FATIGUE DES JOINTS SOUDES

B-I-1 Introduction

La résistance à la fatigue des joints soudés ne dépend pas seulement des propriétés du métal de base et du métal d'apport employé, mais aussi de la présence de défauts géométriques de surface ou de défauts internes (soufflures, manques de pénétration).

De nombreux travaux montrent qu'à partir de tels défauts le stade d'amorçage de la fissure de fatigue peut être réduit et qu'en conséquence une grande partie de la vie des assemblages soudés sollicités en fatigue se déroule en propagation.

Pour la conception de ces assemblages, il est donc intéressant d'utiliser les lois de propagation de fissure donnée par la mécanique de la rupture afin d'estimer les durées de vie des joints, en calculant le nombre de cycles nécessaires pour faire propager une fissure à partir de ces défauts jusqu'à rupture.

Le principe de calcul des durées de propagation est alors le suivant :

La vitesse de propagation d'une fissure de fatigue da/dN s'exprime de façon simple en fonction de l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte de la pièce ΔK par une loi du type PARIS :

$$da/dN = C. \Delta K^m \quad \text{I.56}$$

Avec

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f(a) \quad \text{I.57}$$

$\Delta \sigma$: est la variation de contrainte maximale appliquée à la structure.

$f(a)$: est un facteur de correction qui tient compte de la géométrie de la structure ainsi que des conditions de mise en charge.

On estime donc la durée de vie globale d'un joint soudé par intégration de cette loi :

$$N_p = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C. \Delta K^m} = \frac{1}{C. (\Delta \sigma)^m} \cdot \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{[\sqrt{\pi a} \cdot f(a)]^m} \quad \text{I.58}$$

$f(a)$: est un facteur de correction qui tient compte de la géométrie de la structure ainsi que des conditions de mise en charge.

On estime donc la durée de vie globale d'un joint soudé par intégration de cette loi : 1.58.

N_p est le nombre de cycles de propagation d'un joint possédant un défaut initial a_i dont la rupture a lieu pour la longueur de fissure a_f . Pour un joint donné, si on choisit a_i et a_f constants, quelle que soit la contrainte d'amplitude constante appliquée, l'intégrale est une constante.

La relation (I-54) peut s'écrire plus simplement :

$$N_p = C' \Delta \sigma^{-m} \quad \text{I.59}$$

Pour appliquer la mécanique de la rupture aux joints soudés, il faut donc connaître la loi de propagation du matériaux et l'expression de ΔK correspondant à la géométrie du joint. ΔK peut être calculé par éléments finis, mais on utilise souvent des modèles analytiques simplifiés avec des éprouvettes équivalentes aux joints étudiés et pour lesquelles l'expression de ΔK est connue.

B-I-2 Vitesse de propagation des fissures dans les soudures

Des essais conventionnels réalisés sur des éprouvettes normalisées prélevées dans des joints soudés, pour déterminer les lois de propagation dans les différentes parties de la soudure.

B-I-2-1 Propagation dans la zone affectée thermiquement ZAT

La majorité des résultats publiés concernant des éprouvettes mécanique de la rupture possédant une entaille mécanique traversant l'épaisseur de la tôle et située dans la ZAT. A même niveau de ΔK , on observe généralement une vitesse de fissuration da/dN , inférieur dans la ZAT à celle du métal de base MB.

Cependant, l'écart entre ces vitesses diminue lorsque ΔK augmente. Un tel phénomène est rencontré dans le cas des aciers austénitiques [23 et 24] et des aciers ferritiques [25]. Cette réduction de vitesse s'accompagne généralement d'une déviation de la fissure de son plan initial vers le métal de base. Certains auteurs [26] ont tenté d'expliquer cette déviation par la différence de caractéristiques mécaniques entre la ZAT et le MB, la fissure se dirigeant d'une microstructure plus dure, vers une microstructure plus douce.

B-I-2-1-1 Influence de la limite d'élasticité

Quand la limite d'élasticité augmente, il y a une légère augmentation de m et une diminution simultanée de C , dans le deuxième stade de propagation stable de la fissure de fatigue. En fait, la relation $C = A / B^m$ proposée par GURNEY [27] et confirmée par LIEURADE [28] pour des résultats obtenus en MB, ZAT et métal fondu MF sur des éprouvettes d'épaisseur inférieure à 20 mm, permet de ne s'intéresser qu'à l'évolution de m .

La figure (I-21) montre une lente décroissance de m lorsque la limite d'élasticité augmente.

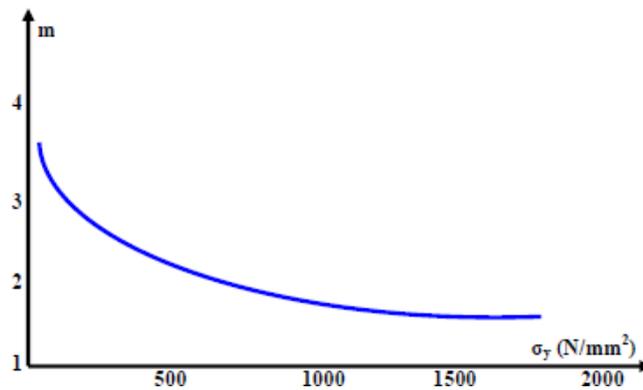


Fig I-21 : Evolution de m en fonction de la limite d'élasticité.

B-I-2-1-2 Rôle de la microstructure

Des essais de fissuration ont été réalisés sur des éprouvettes possédant des structures simulées de ZAT d'un acier de construction. Les résultats obtenus mettent en évidence un faible effet de la morphologie et de la taille de grain de la ZAT ; on constate cependant une augmentation du seuil de non-fissuration quand la taille du grain diminue.

B-I-2-1-3 Effet du rapport de charge R

Le rapport de charge a un effet important, en particulier pour les faibles niveaux de ΔK .

Comme le montre la figure I-22 l'écart des vitesses de fissuration obtenues respectivement dans le MB et dans la ZAT tend à disparaître lorsque R croît.

B-I-2-1-4 Influence du sens de prélèvement

Les essais précédents correspondent principalement à des essais réalisés suivant la direction TL. L'effet d'un prélèvement dans la direction LS amène à des résultats sensiblement différents. La figure (I-22) compare les résultats obtenus pour ces deux directions de prélèvement.

Le prélèvement LS, qui concerne la fissuration dans l'épaisseur du joint, conduit à une augmentation sensible de la vitesse de fissuration. En fait, les résultats obtenus en ZAT pour le rapport de charge $R=0,1$ sont alors comparables à ceux obtenus sur le métal de base pour $R=0,7$.

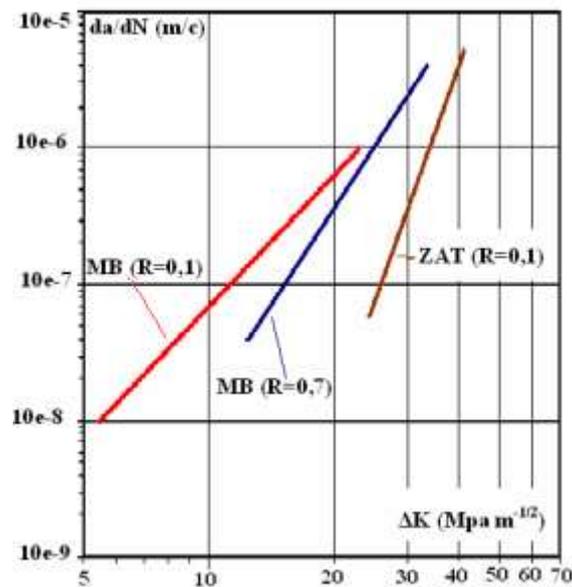


Fig I-22 : Influence du sens de prélèvement des éprouvettes sur la vitesse de propagation

Dans le cas d'un acier inoxydable austénitique du type AISI 316L, la propagation d'une fissure perpendiculairement au joint fait apparaître une évolution importante de la vitesse de fissuration à ΔK donné lorsque la fissure transverse successivement le métal fondu (MF) et la zone affectée thermiquement (ZAT) avant de rejoindre le métal de base (MB). PICKARD et RITCHIE [28] proposent trois hypothèses pour expliquer cette évolution :

- Evolution du champ des contraintes résiduelles.
- La taille, la concentration et la nature des inclusions présentes dans le métal.
- La taille des grains du métal à travers lesquels la fissure se propage.

B-I-2-2 Propagation dans le métal fondu MF

Les résultats obtenus [29] dans le cas du métal fondu, correspondant à des soudures d'aciers doux, ne diffèrent pas significativement de ceux obtenus dans le métal de base MB. Par ailleurs, dans le cas d'un soudage d'acier à résistance mécanique élevée, les résultats obtenus dans le métal fondu et dans la zone affectée thermiquement sont comparables [30].

B-I-2-3 Effet de l'environnement

En fonction des matériaux et des conditions de soudage, les résultats différents :

- Les travaux menés sur le soudage automatique et manuel d'un acier à haute résistance [31], ont montré un comportement en fissuration sous corrosion comparable à celui du métal de base.
- D'autres travaux menés sur le même type d'acier, après avoir effectué un traitement de relaxation, ont montrés qu'il n'y a pas de différences significatives entre la propagation dans la

ZAT et le métal de base pour $R=0,1$. Par contre à $R=0,5$, une augmentation de vitesse dans la ZAT par rapport au métal de base paraît exister [32].

B-I-2-4 Rôle des contraintes résiduelles

Les difficultés auxquelles on se heurte souvent pour interpréter les résultats d'essais de fissuration sur des éprouvettes prélevées dans des soudures proviennent généralement de la variété du champ des contraintes résiduelles créées initialement lors du soudage et au cours du prélèvement et de l'usinage des éprouvettes.

B-I-2-4-1 Distribution des contraintes résiduelles dans les soudures

Pour rendre compte des résultats d'essais, différents auteurs ont déterminé, soit expérimentalement [33], soit par calcul [34] le champ des contraintes résiduelles présent dans les éprouvettes essayées, dans les différents cas suivants :

- cordons déposés longitudinalement [35]
- cordons déposés transversalement [36]
- soudures bout à bout transversales [37]

La propagation d'une fissure dans le champ de contrainte initial conduit à une redistribution simultanée de ce champ. Cette distribution est précisée, soit numériquement [38], soit expérimentalement [39] pour connaître l'état des contraintes à la pointe de la fissure.

B-I-2-4-2 Effet de divers paramètres

B-I-2-4-2-1 Limite d'élasticité :

Pour une même épaisseur de la tôle et des conditions de soudage comparables, l'augmentation de la limite d'élasticité du métal de base conduit généralement à des contraintes résiduelles plus élevées qui se traduisent par des écarts croissants entre les vitesses du MB et de la ZAT [40].

B-I-2-4-2-1 Epaisseur de la tôle :

L'augmentation de l'épaisseur de la tôle conduit à une élévation des contraintes résiduelles. (Dans le cas des aciers ordinaires, l'évolution sensible de la vitesse de fissuration entre le MB et la ZAT pour des tôles de forte épaisseur).

B-I-3 L'hétérogénéité due à la soudure :

Les méthodes d'analyse en mécanique de la rupture nécessitent des données élémentaires sur le matériau, la géométrie, le type de défaut etc. Les techniques d'évaluation et le recueil de ces données sont connus et prouvées en ce qui concerne les matériaux homogènes.

Au niveau d'un joint soudé, plusieurs difficultés apparaissent, essentiellement dues à l'hétérogénéité du matériau et à la présence de contraintes résiduelles.

B-I-3-1 Le Mismatching

Le métal de base (MB), la zone fondue (ZF) et la zone affectée thermiquement (ZAT) ont souvent des caractéristiques mécaniques différentes, mises en évidence en première approximation par des filiations de dureté.

Ces différences de comportement peuvent être mises en évidence par des essais mécaniques.

Le rapport qui existe entre la limite d'élasticité de la ZAT et celle du MB est noté M est désigné par mismatching.

$$M = \frac{\sigma_{YMF}}{\sigma_{YMB}} \quad \text{I.60}$$

Quand M est supérieur à 1 on parle d'over-matching, et dans le cas contraire on parle d'undermatching.

Si en principe, il est donc nécessaire de disposer des caractéristiques d'éprouvettes de traction prélevées dans le métal de base, il est possible au moins en première approximation d'utiliser les résultats d'une filiation de dureté [41].

Actuellement les codes ne tiennent pas compte de l'effet de mismatching. Ils considèrent le joint soudé comme un matériau homogène prenant en compte les caractéristiques les plus pénalisantes parmi celles constituant la soudure. Cela conduit en général à des résultats conservatifs.

Le mismatching est pris en compte afin de l'intégrer dans l'évaluation de la nocivité des défauts.

La détermination de la ténacité de la zone fondue est influencée par l'effet de mismatching, la largeur de la ZF par rapport à celle de l'éprouvette, le mode de chargement (flexion ou traction), la position de la pointe de la fissure par rapport au cordon et de la plasticité dans le ligament.

La zone adjacente au métal déposé, zone affectée thermiquement par le soudage (ZAT), mesure quelques millimètres d'épaisseur et présente un gradient de propriétés, dû aux différents cycles thermiques vus par le matériau au cours du procédé de soudage. Celui-ci s'effectue en plusieurs passes. Au niveau métallurgique, la ZAT peut être divisée en plusieurs sous-zones. La zone la plus fragile est celle qui se situe du côté du métal fondu. De plus elle se situe en surface, au niveau du pied du bourrelet de soudure à savoir là où se concentrent les contraintes.

B-I-3-2 Effet de mis-matching sur les évolutions des paramètres J et CTOD

Des investigations expérimentales effectuées par HAESLER et al [42-43] pour étudier l'influence de mis-matching sur les paramètres énergétiques J et CTOD, en modélisant le joint soudé par une éprouvette CCP, les conclusions suivantes ont été tirées :

- Le mis-matching n'a aucun effet sur les évolutions des paramètres énergétiques J et CTOD dans la partie élastique.
- Dans la partie plastique, la plasticité se développe :
 - du côté du MF (cas d'under-matching).
 - du côté du MB (cas d'over-matching).

L'éprouvette CCP utilisée pour ces investigations, est une plaque à fissure centrale de longueur « $2a$ », présentant une zone caractérisant le MF de largeur « $2h$ ». Pour les fissures longues, l'effet de la singularité l'emporte sur celui du taux de mis-matching, mais pour le cas contraire cas des fissures courtes, l'influence du taux de mis-matching sur les paramètres énergétiques dépend principalement du rapport « h/a » :

- les évolutions des paramètres J et CTOD deviennent plus importantes lorsque le rapport « h/a » augmente (cas d'under-matching).
- les évolutions des paramètres J et CTOD diminuent dans le cas contraire (cas d'over-matching) (figure I-23).

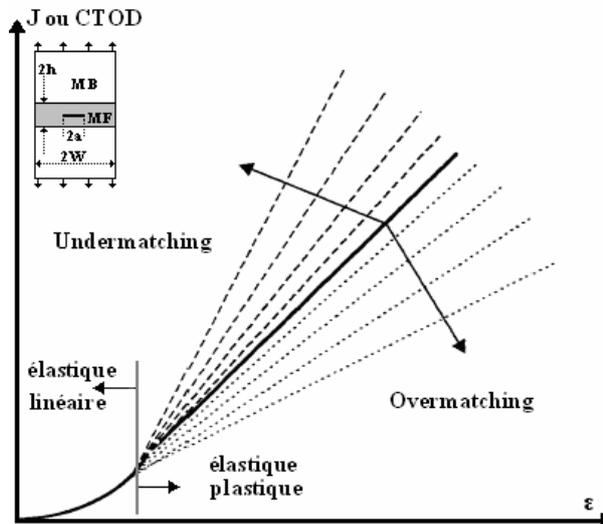


Fig I-23 : Effet de mis-matching sur les évolutions des paramètres J et CTOD :

KRUPP [44] a proposé une méthode permettant de quantifier l'effet du mis-matching sur l'ouverture au fond de la fissure (CTOD), consiste à décrire un rapport δ_R des « forces actives de fissuration » par l'expression suivante :

$$\delta_R = \left[\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{e(B)}} \right]^{\frac{n_{(MB)}}{n_{(MF)}}} M \left(1 - \frac{1}{n_{(MF)}} \right) \quad \text{I.61}$$

Avec:

$$\delta R = \delta MF / \delta MB \quad I.62$$

δMF : CTOD dans le cas d'un joint soudé

δMB : CTOD pour le MB

n : coefficient d'écroutissage

M : le taux de mismatching

(ϵ_e) MB : Déformation élastique dans le cas du MB, correspondant à σ_e

ϵ : Déformation correspondant à la contrainte appliquée

B-I-3-4 Les contraintes résiduelles

On définit les contraintes résiduelles comme étant les contraintes existant dans une structure mécanique alors qu'aucune sollicitation extérieure n'est appliquée. Elles s'autoéquilibrent donc mais s'additionnent au chargement extérieur. Dans le cas d'un joint soudé, elles proviennent du procédé de soudage. Elles résultent des dilatations thermiques différentielles, des changements de phase, des conditions de bridage des tôles et du mismatch. Il existe plusieurs techniques pour les mesurer :

- _ Les méthodes non-destructives : ultrasons, rayons X, diffraction des neutrons,
- _ Les méthodes destructives : méthode du trou, de la flèche.

Ces contraintes sont rarement connues avec précision. En outre, elles peuvent varier d'un joint à l'autre de manière significative. La règle R6 propose des profils de contraintes résiduelles surestimés en traction (donc non-équilibrés), de manière à garder une analyse conservative.

Pour des soudures de raboutage de tube, elle s'appuie notamment sur les travaux de FISSOLO [45 et 46]. D'après ces profils, les contraintes résiduelles peuvent être suffisamment grandes pour écrouir le matériau.

Dans le cas d'une structure fissurée, les contraintes résiduelles influent sur le confinement de la plasticité en pointe de fissure. Dans le cas de la déchirure ductile, il est possible de vérifier cet effet par une approche J-Q (MATEO A [47]), le paramètre Q permettant justement de quantifier le confinement. Dans le cas de la rupture fragile, il est également nécessaire de tenir compte de ce changement de confinement car une simple addition des contraintes résiduelles et des contraintes appliquées peut se révéler non conservative [48]. En revanche, les contraintes résiduelles sont modifiées et redistribuées par une déformation plastique importante. Elles n'ont

donc que peu d'effet en cas de ruine par plasticité généralisée, voire en cas de rupture par déchirure ductile.

C-I APPROCHE LOCALE DE LA DECHIRURE DUCTILE

C-I-1 Introduction

La compréhension des mécanismes de ruine du matériau à l'échelle microscopique a permis de développer une approche prenant en compte l'endommagement calculé localement en pointe de fissure. Cette démarche, appelée approche locale, constitue une alternative totalement différente à d'autres approches puisqu'elle ne s'appuie pas sur une grandeur quantifiant l'énergie liée à la propagation mais cherche à modéliser la manière dont cette énergie est dissipée.

Cette approche, basée sur la connaissance des mécanismes microscopiques intervenant lors de la rupture nécessite le choix d'un modèle adéquat mettant en évidence les diverses phases de cette rupture ductile.

Ce modèle s'exprime à partir des contraintes et des déformations à la pointe de la fissure, calculées en utilisant la méthode des éléments finis. Il s'agit ensuite de confronter les paramètres locaux, obtenus par le modèle, avec leurs valeurs critiques, pour évaluer les conditions de propagation de la fissure.

C-I-2 Mécanisme de rupture par déchirure ductile

Les mécanismes d'endommagement sont habituellement divisés en trois étapes (figure I-31) qui sont :

- Amorçage de cavités à partir de la décohésion (la formation de cavités sur des particules).
- Croissance de ces cavités, contrôlée par la déformation plastique et la contrainte hydrostatique.
- Coalescence des cavités qui conduit à la rupture du matériau [49].

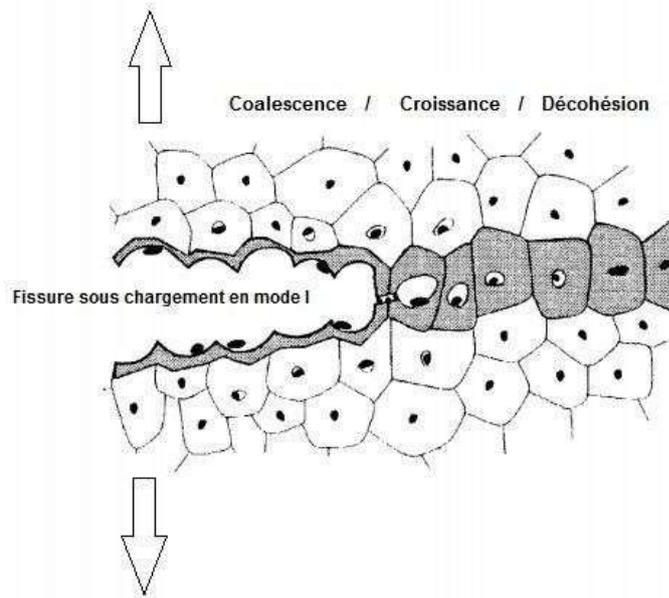


Fig I-24 : Mécanismes de la déchirure ductile

C-I-2-1 Germination (nucléation) des cavités

Les inclusions et les particules de seconde phase sont en général à l'origine des cavités du fait de l'incompatibilité de déformation entre ces particules dures et la matrice métallique.

L'amorçage est soit lié à la décohésion de l'interface entre ces particules et la matrice soit à la rupture de ces particules [50]. DEVAUX et al [51] supposent que la contrainte interfaciale pour une particule cylindrique est à peu près égale à la somme de la contrainte équivalente σ_{eq} et de la contrainte hydrostatique σ_m . La décohésion intervient lorsque celle-ci atteint une valeur critique σ_c :

$$\sigma_c = \sigma_{ml} + \sigma_{eq} = \left(\frac{\sigma_{kk}}{3} \right) + \left(\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij} \right)^{\frac{1}{2}} \quad \text{I.63}$$

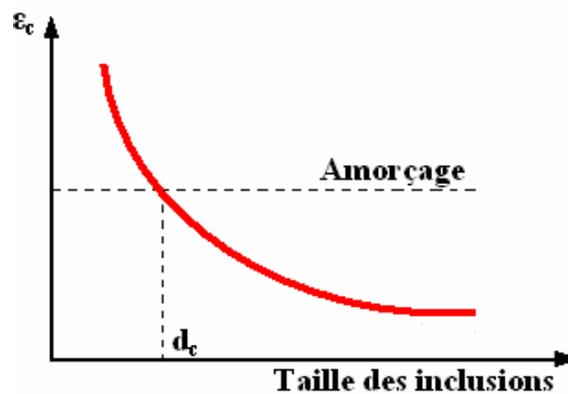
D'autres modèles existent, en particulier à partir de la modélisation de l'interaction dislocations-inclusions. Cependant, en général pour les matériaux qui nous intéressent (aciers de construction et inoxydables), cette phase est *négligée* dans les modélisations parce que considérée comme étant instantanée. Dans le même matériau, cette phase dépend de la nature, de la forme et de la taille des inclusions.

Plusieurs critères ont été élaboration par des conditions de formation de cupules à partir de particules. Ces critères sont basés, soit sur la notion de contrainte critique soit sur le critère énergétique. F. Mudry [52] a récapitulé ces différents critères dans le tableau (I-1).

Tableau I-1 : Différents critères germination des cavités.

Types de critère	Auteur	Formulation
Critère Energétique	Brown et Stobbs	$\varepsilon_{eq} > 3\gamma_{\alpha F}/\mu B$
	Tanaka Mori Nakamura	$\varepsilon_{eq} \geq (B/r)^{1/2}$
Contrainte Critique	Tanaka Mori Nakamura	$\sigma_c = \sigma_m + (E_{eq}^{pl}/\delta)$
	Argon, Safoglu	$\sigma_c = \sigma_m + \sigma_{eq}$
	Argon	$\sigma_c = \sigma_m + K\sigma_{eq}$
	Brown et Stobbs	$\sigma_c = \sigma_m + \alpha\mu\sqrt{30b\varepsilon_{eq}/r}$

Les cavités prennent généralement naissance sur des inclusions. La germination est alors le résultat soit de la rupture de ces inclusions par clivage, soit de leur décohésion avec la matrice. En écrivant qu'à la germination la contrainte locale doit être au moins égale à la contrainte de rupture de l'inclusion et l'énergie libérée égale à l'énergie de rupture de l'inclusion, on obtient une déformation critique décroissante lorsque la taille des inclusions augmente (Figure I-25).

**Fig I-25** : Evolution de la déformation critique à l'amorçage de cavités

Dans la pratique, la taille critique d_c est de l'ordre de quelques microns, de telle sorte que pour la majorité des inclusions qui ont une taille supérieure, il suffit de se préoccuper du critère associé à la contrainte dans l'inclusion et à l'interface, égale à la contrainte de rupture. La condition d'amorçage s'écrit alors [53] :

$$\sigma_d = \sigma_1 + \lambda (\sigma_{eq} - \sigma_Y) \quad \text{I.64}$$

σ_1 La plus grande contrainte principale

σ_Y Limite d'élasticité

σ_{eq} Contrainte équivalente au sens de Von Mises

λ Facteur de forme

C-I-2-2 Croissance des cavités

Les cavités croissent sous l'effet combiné de la déformation plastique et de la triaxialité des contraintes. Des travaux basés sur des modèles mathématiques et expérimentables ont montré que cette croissance résulte de la combinaison de deux mécanismes simultanés :

- L'augmentation de la taille des cavités.
- L'augmentation du nombre de cavités par germination

Cette phase, purement mécanique, représente la plus grande part dans la durée de vie d'un matériau. Ainsi de nombreux modèles mathématiques ont été proposés pour décrire la croissance des cavités [54].

C-I-3 Modélisation de la déchirure ductile

Dans le domaine de transition fragile-ductile, l'évolution de la ténacité en fonction de la température et la dispersion de la ténacité n'est pas correctement prédite avec les modèles locaux de description du clivage.

En particulier les valeurs expérimentales basses sont sous estimées par les modèles. Des effets de la déchirure ductile, de la déformation plastique ou encore de la température sont invoqués pour expliquer les insuffisances des modèles de rupture par clivage.

Deux types de modèles locaux sont utilisés pour simuler le comportement à rupture du matériau dans le domaine de la transition fragile-ductile : les modèles couplés qui décrivent simultanément l'endommagement ductile et l'endommagement par clivage et les modèles non couplés qui reposent sur les modèles de clivage « aménagés ».

C-I-3-1 Modèles de croissance des cavités

C-I-3-1-1 Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey

Rice - Tracey [55] considèrent une cavité sphérique de rayon R dans un massif infini, de comportement rigide parfaitement plastique sous un chargement axisymétrique obéissant au critère de plasticité de Von Misès (figure I-26). Ces auteurs proposent une relation entre la taille

de cette cavité (via un rayon moyen) et les champs de contraintes et de déformations de la forme :

$$\frac{dR}{R} = 0.283 \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) \cdot d\varepsilon_{eq} \quad I.65$$

La rupture est supposée intervenir lorsque la cavité atteint un rayon critique R_c défini par Beremin [64], et dans le cas du modèle de Rice et Tracey étendu à un matériau écrouissable, on obtient :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon_{décohésion}^p}^{\varepsilon_{eq}^p} 0.283 \cdot \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p \quad I.66$$

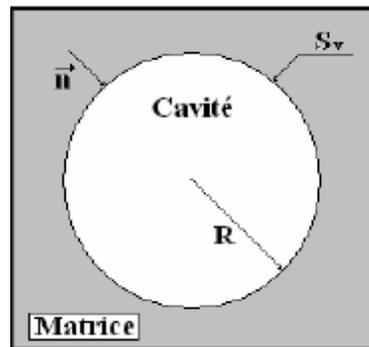


Fig I-26 : Cavité sphérique isolée

La triaxialité joue ici un rôle prédominant. Cette approche est dite « découplée » car le comportement mécanique du matériau n'est pas affecté par l'endommagement, qui peut être évalué en post-traitement des calculs numériques.

La coalescence apparaît lorsque le rapport R/R_0 atteint une valeur critique $(R/R_0)_c$. Une relation similaire est proposée par Huang [56] pour les forts taux de triaxialité (à la constante x près, qui vaut 0.427). Pour un taux de triaxialité inférieur à 1, il propose une relation menant à des déformations à la rupture plus importantes que le modèle de Rice et Tracey :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon} 0.427 \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)^{\frac{1}{4}} \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p \quad I.67$$

C-I-3-1-2 Vérification expérimentale du Modèle de Rice - Tracey

La méthodologie de vérification expérimentale du Modèle de Rice - Tracey consiste à mesurer la croissance des cavités sur des éprouvettes cylindriques de traction entaillées circulairement

ayant subies différents taux de déformation [57, 58 et 59]. Cette méthodologie a été appliquée par :

- Marini et al [60], dans le cas des aciers contenant des particules d'alumine de différents diamètres, servant à initier les cavités ($f_0 = 5.10^{-3}$ et 3.10^{-2}). volumique d'inclusion
- Mudry [52] sur l'acier A 508 Cl 3 (fraction ns de sulfures de manganèse $f_0 = 3.10^{-4}$).

La figure (I-27), montrant les taux de croissance mesurés en fonction de la triaxialité des contraintes, met en évidence le fait que :

- la loi de croissance est correctement modélisée par une dépendance exponentielle vis-à-vis du taux de triaxialité des contraintes, du type :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \alpha \varepsilon_{eq}^p \exp\left(\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad \text{I.68}$$

La valeur $\beta=1.5$ donnée par Rice - Tracey semble en bon accord avec les résultats expérimentaux de divers auteurs sur une plage de porosité allant de 3.10^{-4} à 3.10^{-2} . Par contre le coefficient (a) dépend fortement de la fraction volumique initiale de vides : plus la fraction volumique est grande, plus la valeur de (a) est importante dans tous les cas sa valeur excède largement 0.283, donnée par Rice - Tracey. En extrapolant les résultats expérimentaux de Marini et al, Licht et Suquet [61] ont trouvé une valeur de 0.5 environ correspondant aux très faibles porosités. La différence constatée entre les valeurs expérimentales et théoriques du coefficient (a) est attribuée à l'effet des interactions entre inclusions voisines et à la formation d'une seconde population de micro-cavités.

Il faut noter que ces divers modèles considèrent le cas d'une cavité isolée dans un milieu infini où les interactions entre trous et les effets de la porosité ne sont pas prises en considération [62].

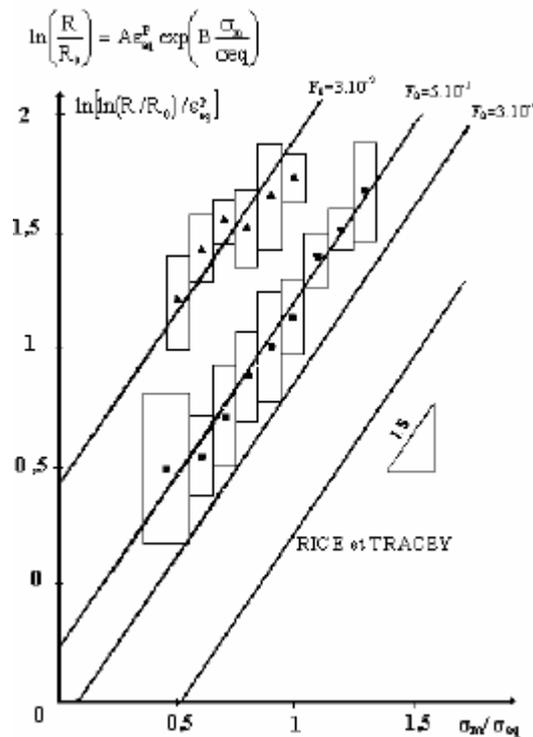


Fig I-27 : Dépendance de A vis-à-vis de la fraction volumique initiale de cavités [60]

C-I-3-1-3 Modèle de croissance de cavités de Mc Clintock

Mc Clintock [63] calcule la croissance de cavités cylindriques dans un matériau parfaitement plastique non linéaire, qui s'allonge dans la direction de l'axe de la cavité et qui est soumis à un chargement axisymétrique. La loi de croissance obtenue est donnée par :

$$\frac{R}{\varepsilon_{eq}^p R} = \frac{1}{2} + \frac{\sqrt{3}}{2} \sinh \frac{\sigma_m \sqrt{3}}{\sigma_{eq}} \tag{I.69}$$

Cette loi a été étendue au cas d'une cavité ellipsoïdale dans un milieu tridimensionnel sous la forme [64] :

$$\frac{R}{R} = \frac{\varepsilon_{eq}^p \sqrt{3}}{2(1-n)} \sinh \frac{(1-n) \sigma_m \sqrt{3}}{\sigma_{eq}} \tag{I.70}$$

Où

n : le coefficient d'écrouissage du matériau

R : le rayon moyen de la cavité

C-I-3-2 Modèles de décohésion locale

C-I-3-2-1 Modèle de décohésion de Rousselier

Dans le cadre d'une approche thermodynamique des matériaux standard généralisés, Rousselier [65, 66 et 67] a développé une théorie en considérant l'endommagement comme une variable interne. Le modèle repose sur deux hypothèses principales :

- les variables d'écoulement p et d'endommagement β sont des scalaires (hypothèse d'isotropie); les « forces » associées à p et β sont notées respectivement P et B , - le potentiel plastique F est de la forme : $F = \sigma_{eq} / \rho + P(p) + B(\beta)g(\sigma_m)$.

Avec ρ : rapport de la masse volumique actuelle sur la masse volumique initiale.

L'expression du potentiel plastique est alors la suivante :

$$F = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R(P) + \frac{\sigma_1 f_0 \exp(\beta)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)} D \exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho \sigma_1}\right) = 0 \quad 1.72$$

(écrouissage) (endommagement)

Avec

R : contrainte d'écoulement du matériau non endommagé

β : paramètre d'endommagement, $\beta = p \exp(\sigma_m / \rho \sigma_1)$

D : constante d'intégration comprise entre 1,5 et 2. Elle est considérée indépendante du matériau, du moins pour une faible porosité initiale, $f_0 < 10^{-3}$.

σ_1 : résistance de la matrice à la déchirure ductile. Généralement la contrainte σ_1 est environ égale au 2/3 de la contrainte d'écoulement soit $\sigma_1 = (R p_{0,2} + R_m) / 3$.

Ce potentiel est identique à celui de Von Mises lorsque la fraction volumique est nulle ($f_0 = 0$). Le matériau perd toute résistance pour une porosité égale à 1. Pour accélérer la rupture, Howard et al. [68] ont défini une valeur de paramètre d'endommagement critique β^c , qui correspond à une valeur de porosité critique (f^c) pour laquelle le matériau perdrait toute résistance :

$$f^c = \frac{f_0 \exp(\beta^c)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta^c)} \quad 1.72$$

En définitive, les paramètres du modèle sont au nombre de quatre : la constante d'intégration D , la résistance de la matrice à la déchirure ductile σ_1 , la fraction volumique initiale de cavités f_0 et la taille de maille qui représente le volume élémentaire représentatif. La taille de maille vaut usuellement (500 μm).

C-I-3-2-2 Modèle de décohésion de Gurson

Gurson [69] à partir d'un modèle microstructural définit pour différentes géométries de microcavités des potentiels plastiques. Dans son approche, la matrice est rigide et parfaitement plastique. Pour des cavités sphériques il montre que le potentiel plastique (ϕ) a pour expression :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cdot \cos h \left[\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_0} \right] - [1 + f^2] = 0 \quad I.73$$

Avec

f : fraction volumique de cavité

σ_0 : contrainte d'écoulement de la matrice

Pour une porosité nulle ($f=0$), le potentiel se réduit au potentiel de Von Mises. Pratiquement, ce modèle surévalue la ductilité, ce qui est attribué au fait que l'interaction entre les cavités n'est pas prise en compte. Pour tenir compte de cette interaction, Tvergaard [70] estime qu'une meilleure représentation est obtenue si on introduit dans le potentiel de Gurson trois paramètres q_1 , q_2 et q_3

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cdot q_1 \cdot \cos h \left[\frac{3}{2} \cdot \frac{q_2 \sigma_m}{\sigma_0} \right] - [1 + q_3 f^2] = 0 \quad I.74$$

Avec l'appui de calculs par éléments finis, Tvergaard aboutit aux valeurs suivantes des paramètres q : $q_1 = 1,5$; $q_2 = 1$ et $q_3 = q_1^2$ ce qui revient à multiplier la proportion des cavités par q_1 . Perrin et Leblond [71] ont montré que le paramètre q_1 est fonction de la porosité f . Pour une porosité tendant vers 0, le paramètre q_1 est égal à 4.

Mais si ce modèle décrit convenablement le comportement global, il ne peut rendre compte de l'accélération de la déformation qui se produit juste avant la coalescence des cavités.

Tvergaard et Needleman [72] introduisent ainsi une fraction volumique effective :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f^* \cdot q_1 \cdot \cos h \left[\frac{3}{2} \cdot \frac{q_2 \sigma_m}{\sigma_0} \right] - [1 + q_3 f^{*2}] = 0 \quad I.75$$

La fonction veut représenter l'étape de la coalescence des cavités pour des matériaux avec des fractions volumiques faibles :

$$f^* \begin{cases} f^* = f \\ f^* = f_c + \delta(f - f_c) \end{cases} \quad \begin{cases} f \leq f_c \\ f > f_c \end{cases} \quad \text{avec } \delta = \frac{f_u - f_c}{f_F - f_c} \quad I.76$$

δ représente la pente « d'accélération » de la croissance de porosité. f_c est la valeur du début de la coalescence, f_F correspond à la porosité pour laquelle le matériau perd toute résistance.

Pour f^* égale à $1/q_1$, on montre que la contrainte équivalente σ_{eq} est nulle.

Les paramètres du modèle de Gurson sont au nombre de 6 : la porosité initiale (f_0), δ , q_1 , q_2 , f_c et la taille de maille qui définit le volume élémentaire représentatif.

Avec les modèles couplés, comme ceux de Rousselier et de Gurson, il n'est pas nécessaire de définir une valeur critique de la variable d'endommagement pour obtenir l'amorçage et ensuite la propagation de la fissure. L'amorçage et la propagation se produisent naturellement lorsque l'adoucissement dû à la croissance des cavités l'emporte sur l'écroutissage du matériau. Il en résulte une instabilité mécanique qui se traduit notamment par un effondrement des contraintes transmises par la zone fortement endommagée.

CHAPITRE II

**GENERALITES SUR LES FACTEURS
INFLUENÇANT UN CORDON DE SOUDURE**

A-PRECOMPRESSION

A-II-1 Introduction

Les contraintes résiduelles induites par le soudage sont généralement créées par la contraction du métal d'apport lors de la solidification et du refroidissement qui est restreinte par le matériau froid environnant. Dans le cas des aciers possédant une faible température de transformation de phase, la transformation de l'austénite en martensite lors du refroidissement, qui s'accompagne par une expansion volumique, contribue en plus à l'établissement des contraintes résiduelles [14]. Le champ de contraintes internes ainsi créé est auto-équilibré et présente des zones de tension et de compression. La Figure II.1 montre le profil de contraintes résiduelles longitudinales le plus classique pour un joint bout-à-bout à une seule passe. On voit bien que la zone soudée est en tension, que la zone affectée thermiquement est le siège de gradients importants de contraintes résiduelles, et que des zones en compression de part et d'autre de la zone soudée sont présentes pour équilibrer la zone en tension.

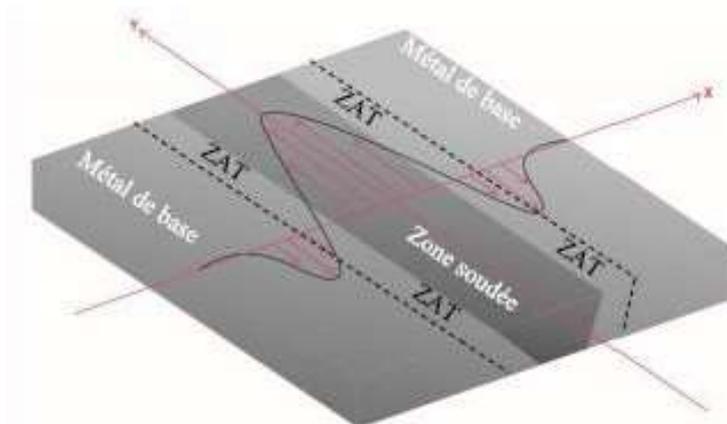


Fig.II.1 : Champ de contraintes résiduelles longitudinales typique d'un joint bout-à-bout.

A-II-2 Relaxations des contraintes

Compte tenu de leurs effets possibles, il est souvent utile et parfois obligatoire de faire disparaître les contraintes résiduelles, au moyen d'un traitement dit de *relaxation*. Que ce traitement soit thermique ou mécanique, il procède du même mécanisme, qui consiste à permettre l'écoulement plastique nécessaire à la relaxation des parties sous contrainte :

✓ La *relaxation thermique* utilise le fait que la limite d'élasticité d'un matériau, en particulier de l'acier, diminue lorsque la température augmente, de sorte que les zones qui se trouvent

sous contrainte à l'état élastique à la température ambiante se plastifient progressivement au fur et à mesure que la température augmente, amenant ainsi une relaxation plus ou moins complète selon la température atteinte.

✓ La relaxation mécanique implique une déformation à froid. Celle-ci peut être obtenue par une mise sous contrainte de l'ensemble de la pièce soudée à un taux susceptible de provoquer la plastification, au moins là où existent des « pics » de contraintes. On peut ainsi traiter des appareils à pression à l'état brut de soudage par une mise en pression hydraulique.

Une autre pratique, moins répandue, est celle de la *relaxation par vibration* : les pièces soudées sont soumises à une sollicitation vibratoire, soit dans leur ensemble, soit localement au moyen de pulsateurs, de telle sorte qu'un état de résonance s'établisse au niveau des zones où existent des pointes de tension et y provoquent la réduction nécessaire des contraintes résiduelles.

Pour remédier à cet inconvénient on peut avoir recours à l'un des deux procédés suivants :

- pré-compression locale du ligament de l'éprouvette comme l'a proposé Dawes [24] (figure II.2)
- fissuration en fatigue avec un rapport

$$R = \frac{\sigma_{\min i}}{\sigma_{\max i}} \quad \text{au moins égal à } 0,5 \quad \text{II.1}$$

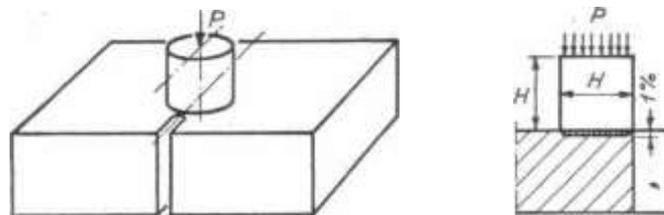


Fig.II.2. Méthode d'élimination des contraintes résiduelles par pré-compression locale.

Dans le cas de la pré-compression locale il faut limiter la déformation plastique à quelques pour cent de l'épaisseur sous peine de modifier la ténacité. La figure II.3 donne des exemples de dimensions de poinçons à utiliser pour la pré-compression, ainsi que les formules de calcul de la charge pour chacun d'eux.

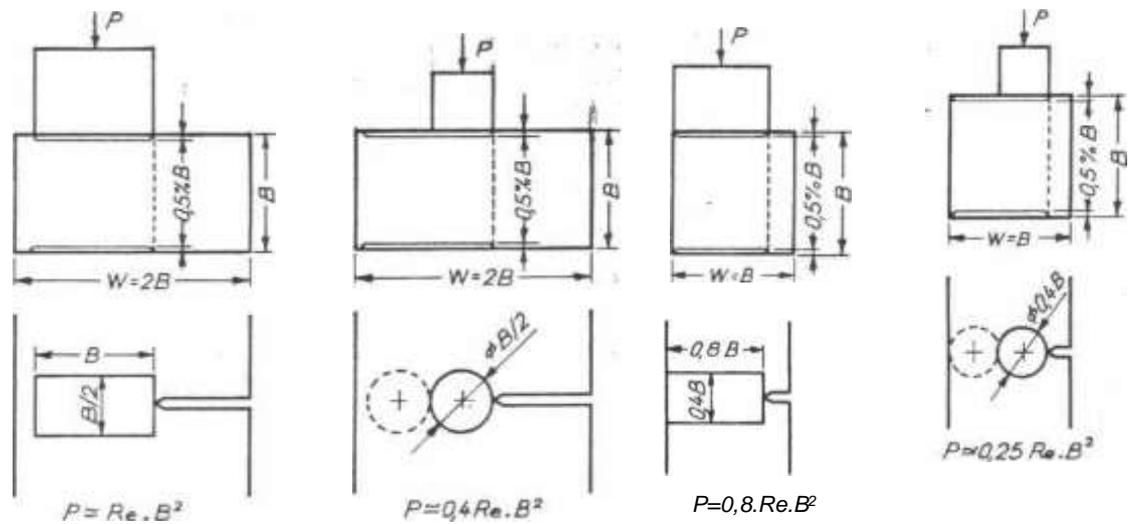
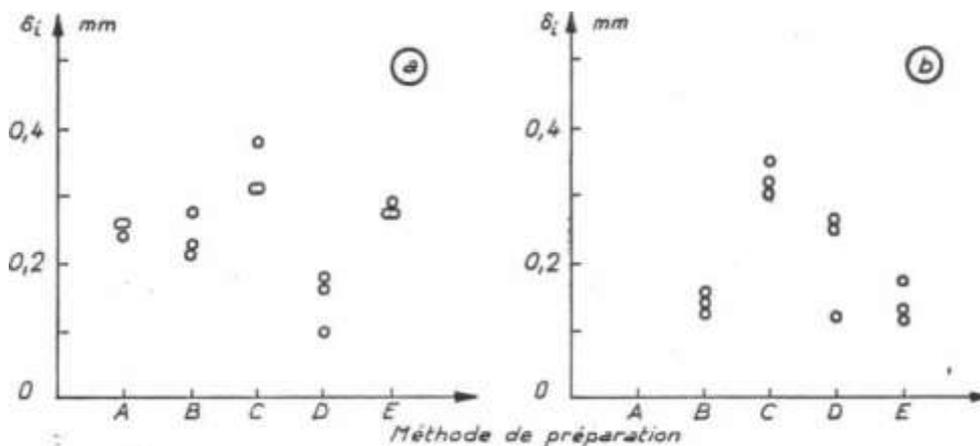


Fig.II.3. Formules de calcul des efforts de pré-compression.

Re : limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 %.

Toutefois on peut se poser la question de savoir si ces différentes méthodes de préparation n'ont pas d'influence sur la ténacité du joint. La figure II.4 donne les résultats obtenus sur deux types d'assemblages différents. On remarque d'une part une dispersion importante des résultats et d'autre part que ceux-ci ne mettent pas en évidence de différences significatives de comportements



Etat brut de soudage à l'arc sous flux en poudre. a. chanfrein en V - b. chanfrein en X.

Fig.II.4. Influence de la méthode d'élimination des contraintes résiduelles sur δ_1 .

Méthodes de préparation : - **A** : $R = 0,1$, - **B** : pré-compression 1 % B sur un côté, $R = 0,1$,

- **C** : pré-compression 0,5 % sur chaque côté, $R = 0,1$ - **D** : $R = 0,5$ - **E** : $R = 0,5$

sans arasage de la surépaisseur

A-II-3 Améliorations de la tenue à la fatigue

A-II-3-1 Optimisation de la conception

Un assemblage à l'état brut de soudage ne peut être exempt de contraintes résiduelles et de concentrations de contraintes, responsables de sa faible tenue en fatigue. En revanche, ces contraintes peuvent être en grande partie amplifiées suivant la configuration de l'assemblage soudé et des défauts qu'il peut comporter. Ce n'est donc pas tant le choix du procédé de soudage, mais bien plus encore la configuration de l'assemblage soudé et les conditions de soudage qui affectent le plus la tenue en fatigue de l'assemblage. Il est donc crucial de porter un intérêt tout particulier à optimiser la position, la forme et la qualité des soudures fortement sollicitées en fatigue, et ce, avant même la prescription d'un éventuel traitement de parachèvement.

Un assemblage soudé de qualité supérieure sera d'autant plus facile à obtenir que la soudure soit accessible au moment de l'assemblage. Une bonne visibilité au moment des inspections préventives favorisera de plus la détection et le suivi d'anomalie par contrôle non destructif. Par ailleurs, on positionnera autant que possible les liaisons soudées aux endroits les moins sollicités vis-à-vis de la fatigue.

Les profils de cordons convexes responsables de fortes concentrations de contraintes sont aussi à proscrire. Afin de réduire le facteur théorique de concentration de contrainte, des formes concaves, dans le cas de soudure en angle, et de faibles surépaisseurs, pour les soudures bout à bout, sont recommandées. Pour cela, des électrodes à mouillabilité améliorée sont parfois utilisées pour le raccordement au pied de cordon ou pour l'exécution de la totalité de la soudure, ainsi que le soudage en position gouttière.

Par ailleurs, les soudures à pénétration partielle sont à éviter au profit de soudure à pénétration totale dans le cas où elles transmettent les efforts. En plus d'une tenue en fatigue plus faible en pénétration partielle, l'amorçage de fissure en racine¹ présente un risque supplémentaire par sa difficulté à être détectée.

Enfin, une qualité supérieure à celle prescrite dans les normes actuelles est généralement conseillée avec la présence d'un rayon de raccordement en pied de cordon visible à l'œil nu. Cette qualité est à appliquer uniquement aux zones les plus chargées.

A-II-3-1-1 Utilisation des traitements de parachèvement

Une fois l'optimisation de la conception effectuée, l'exécution d'un traitement de parachèvement peut alors être envisagée et prescrite pour une tenue en fatigue améliorée.

Remarque. L'utilisation de tels traitements ne s'avère pas forcément bénéfique pour l'amélioration de la tenue en fatigue de joints soudés initialement mal conçus ou mal réalisés.

A-II-3-1-2 Localisation des effets

Les différents traitements de parachèvement se concentrent généralement sur une amélioration localisée en pied de cordon. La racine peut alors devenir un site préférentiel d'amorçage de fissure en fatigue. Or, il est naturellement conseillé de favoriser l'amorçage des fissures à l'extérieur de la soudure pour en faciliter la détection. Les traitements de parachèvement sont alors à appliquer de façon modérée, de sorte que l'amorçage se fasse toujours en pied de cordon. Ils peuvent même devenir inutiles si l'amorçage préférentiel de fissure était déjà localisé en racine.

A-II-3-1-3 Les différents types de traitements

On distingue deux catégories de parachèvements selon qu'ils agissent sur la forme du joint ou sur l'état des contraintes résiduelles. Les différentes méthodes existantes (Figure II.5) peuvent éventuellement être combinées dans le but d'obtenir une amélioration optimale, en tenant compte toutefois des coûts qu'elles impliquent.

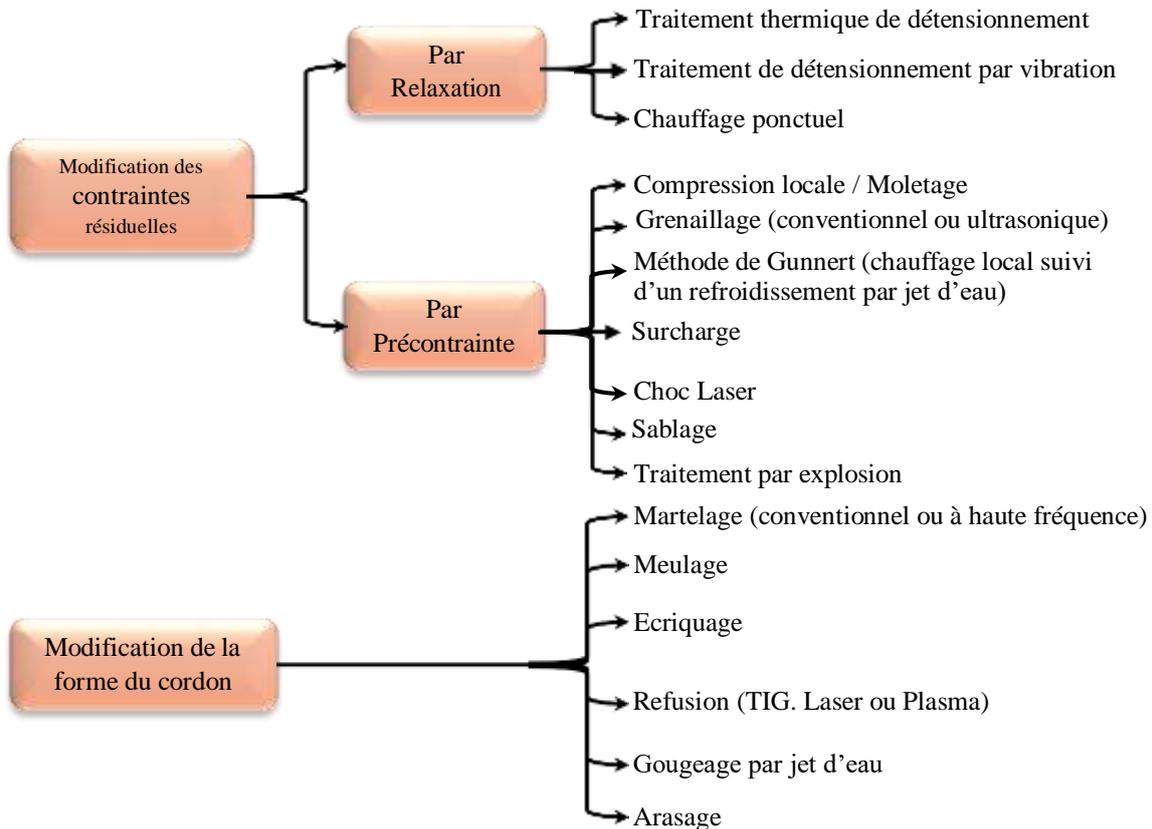


Fig.II.5 : Classification des méthodes de parachèvement.

A-II-3-1-4 Intérêt vis-à-vis de la résistance mécanique du matériau

Il a été vu précédemment que la résistance mécanique n'a que peu d'influence sur la tenue en fatigue des joints bruts de soudage. Dans le cas d'un assemblage soudé ayant subi un traitement de parachèvement, R_m redevient un paramètre prédominant dans la tenue en fatigue [134]. La configuration du joint (position, forme, qualité) garde cependant toute son importance, l'efficacité de tels traitements y étant particulièrement sensible.

A-II-3-2 Principaux procédés de parachèvement par impacts

A-II-3-2-1 Le martelage conventionnel

Le martelage conventionnel est une technique datant des années 1940 qui est effectuée à l'aide d'un outil pneumatique, hydraulique ou électrique dont l'extrémité arrondie vient marteler la surface de la pièce à traiter. Les impacts répétés à une fréquence généralement comprise entre 20 et 100 Hz induisent la création d'un sillon qui peut être plus ou moins prononcé suivant le nombre de passes (Figure II.6).

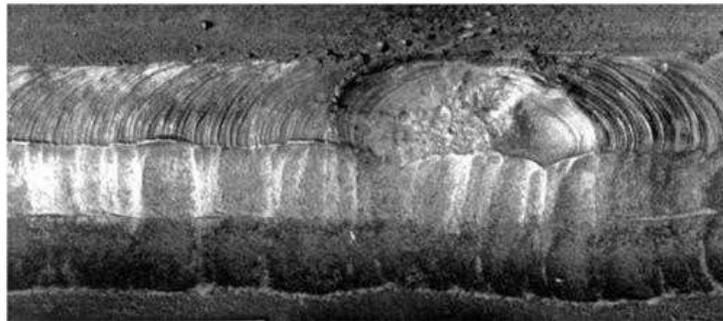


Fig.II.6 : Exemple d'un pied de cordon traité par martelage conventionnel [127].

Les contraintes résiduelles émanant de ces déformations plastiques locales atteignent généralement entre 2 et 5 mm de profondeur. Les modifications apportées par cette technique en font l'une des plus efficaces pour le post-traitement des joints soudés. Cependant, ce procédé reste fastidieux et bruyant. De plus, la surface relativement lisse obtenue peut parfois dissimuler des défauts de type repli (Figure II.7) conduisant à l'amorçage prématuré de fissures.

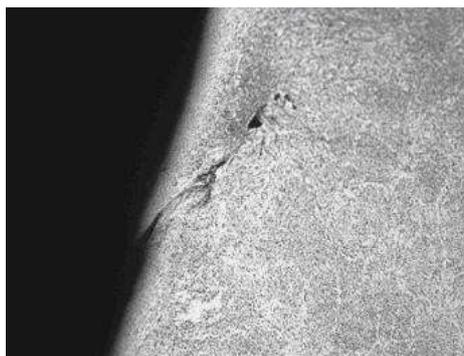


Fig.II.7 : Défaut de type repli observé après martelage conventionnel [127].

A-II-3-2-2 Le grenailage

Le grenailage de précontrainte est une autre forme de martelage assurée par la projection à grande vitesse (20 à 150 m/s) sur la surface à traiter de particules (le plus souvent sphériques) dont le diamètre est communément compris entre 0,1 et 2,5 mm. Les contraintes résiduelles de

compression créées en surface atteignent généralement une profondeur de l'ordre de 0,2 mm [128]. Cette technique a été préconisée pour le traitement d'éléments mécaniques sollicités en fatigue suite aux observations faites, à la fin des années 1920, sur des ressorts dont la durée de vie se voyait allongée pour les spécimens nettoyés par grenailage (sans toutefois en comprendre aussitôt l'origine). Elle est aujourd'hui relativement bien maîtrisée et largement répandue, particulièrement dans les industries aéronautique et automobile.

De nombreuses études ont montré que plusieurs facteurs intervenaient sur l'efficacité du grenailage suivant les pièces à traiter, à savoir les caractéristiques mécaniques des projectiles, leurs tailles, la vitesse de projection, l'angle d'attaque, le débit de la grenaille et le temps d'exposition. L'intensité du traitement se mesure alors via la déformée d'éprouvettes de type « Almen » et par évaluation du taux de recouvrement (ou couverture). Par ailleurs, il est indispensable d'assurer un tri des projectiles déformés ou cassés au cours du traitement.

A-II-3-2-3 Le choc laser

Le choc laser est une technologie émergente dans le domaine des traitements de précontraintes et fait actuellement l'objet de nombreuses études et simulations. Tout comme le cas du martelage ou du grenailage, ce traitement induit de fortes contraintes résiduelles en surface qui se traduisent par une amélioration significative de la tenue en fatigue des éléments traités.

Le principal bénéfice de ce traitement concerne les contraintes résiduelles de compression qui atteignent 2 à 3 fois les profondeurs habituellement observée en grenailage. De plus, leur relaxation thermique semble être significativement plus faible que dans le cas de traitements mécaniques [128].

A-II-3-2-4 Configuration des indenteurs

A-II-3-2-4-1 Configuration générale

Comme pour le martelage conventionnel, les indenteurs utilisés sont couramment de forme cylindrique (Figure II.8). L'extrémité martelante est arrondie tandis que la face opposée présente une planéité de qualité supérieure pour un meilleur contact avec la sonotrode.

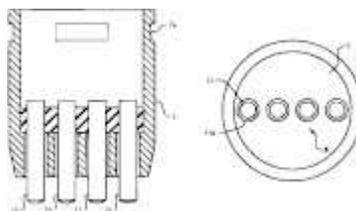


Fig.II.8 : Présentation d'un support amovible d'indenteurs pour UltraPeen [131].

En fonction de l'application, différentes terminaisons interchangeables sont habituellement proposées comportant un ou plusieurs indenteurs, à disposition variable et aux diamètres compris généralement entre 3 et 5 mm (Figure II.9).



Fig.II.9 : Exemple d'indenteurs interchangeables proposés pour l'UltraPeen [132].

A-II-3-2-2 Effets du martelage à haute fréquence sur les joints soudés

A-II-3-2-2-1 Modifications géométrique et de l'état de surface

Le MHF d'un pied de cordon entraîne la création d'un sillon au passage de l'indenteur (Figure II.10). Suivant les conditions de martelage (taux de recouvrement, stabilité de l'outil, dimension des indenteurs, etc.), l'état de surface de ce sillon peut être de très bonne qualité, caractérisé par un aspect lisse et brillant (Figure II.11) particulièrement propice à une meilleure tenue en fatigue. Par ailleurs, cette modification géométrique peut être assimilée à un rayon de raccordement qui contribue à diminuer significativement les concentrations de contraintes en pied de cordon [136] et tend ainsi à expliquer en partie l'amélioration de la tenue en fatigue des assemblages soudés traités. Enfin, en fonction de la configuration de l'assemblage soudé et de l'intensité du traitement, des déformations après martelage peuvent être observées. Suivant le cas, elles pourront même compenser les déformations initiales dues au soudage (Figure II.10).

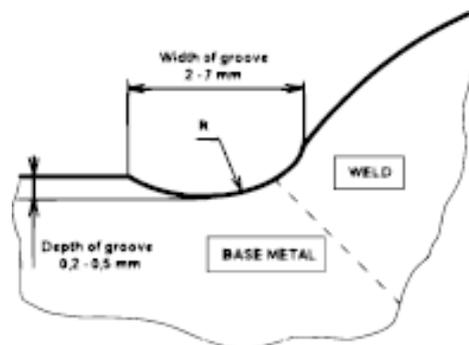


Fig.II.10 : Géométrie d'un pied de cordon traité par martelage à haute fréquence [132].

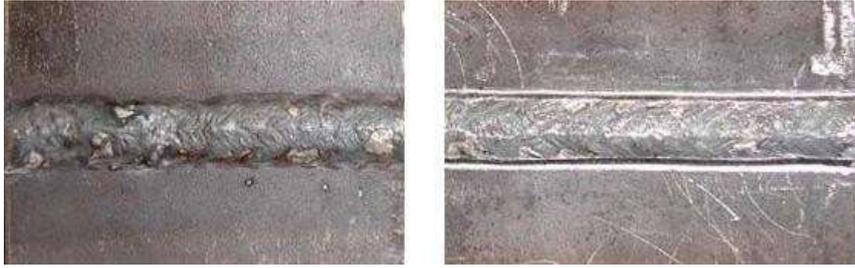


Fig.II.11 : Comparaison d'un joint soudé brut de soudage (à gauche) et après traitement par martelage à haute fréquence (à droite) [132].

CHAPITRE II

B - Traitements Thermiques

B- TRAITEMENTS THERMIQUES

B-II-1 Objet et mise en œuvre des traitements thermiques [83]

B-II-1-1 classification selon l'objet

L'opération de soudage se traduit par des modifications métallurgiques locales du métal de base et, selon les procédés et les modes opératoires, par la création d'une zone fondue dont la structure et les propriétés sont plus ou moins différentes de celles du métal de base. D'autre part, l'opération de soudage établit un état de contraintes résiduelles dont la répartition et l'amplitude sont, elles aussi, fonction des procédés et des modes opératoires.

Qu'elles soient à caractère métallurgique ou thermomécanique, ces modifications sont souvent tolérables vis-à-vis du comportement en service et les ensembles soudés sont utilisés à l'état brut de soudage. Dans certains cas, cependant, il est jugé préférable ou nécessaire ou bien encore il est obligatoire d'intervenir par un traitement thermique après soudage. dont l'objet principal peut être d'améliorer ou d'obtenir les propriétés jugées importantes vis-à-vis des conditions de service, ou d'éliminer (ou simplement de réduire) les contraintes résiduelles. En réalité, compte tenu des rôles multiples que joue tout cycle d'échauffement et de refroidissement, le premier type de traitement, destiné à jouer un rôle métallurgique, agit aussi sur l'état de contraintes. Le second, à finalité mécanique, a cependant des conséquences métallurgiques. C'est donc en gardant à l'esprit cette interaction que l'on étudiera successivement, ci-dessous, dans le cas des aciers, les types de traitements suivants sans entrer dans le détail de la nature des sources d'énergie mises en œuvre :

- Traitements de relaxation (ou de détente) et de revenu.
- Traitements de normalisation.
- Traitements de trempe et revenu.

B-II-1-2 modes de mise en œuvre

On peut classer et décrire (Figure II.12) [83] comme suit la façon dont les traitements thermiques concernant des soudures ou des ensembles soudés sont pratiqués.

a) Le traitement peut être global, c'est-à-dire affecter la ou les soudures constitutives de l'ensemble, en même temps que la totalité du métal de base. Une telle action peut être simultanée (figure II.12 - A1). c'est-à-dire que tout l'ensemble soudé est soumis en même temps au même cycle de traitement ; ou bien le traitement a lieu de proche en proche (figure II.12 - A2) mais pour chaque position qu'elle occupe, la source de chaleur agit simultanément et selon le même cycle

sur la soudure et le métal de base non affecté. Comme exemple de traitement global simultané (figure II.12 - A1), la figure II.12.A1 illustre le cas du recuit des bouteilles à gaz liquéfiés, qui défilent après soudage dans un four tunnel. Le traitement global de proche en proche (figure II.12 - A2) est illustré par un schéma emprunté à la fabrication des tubes soudés par résistance ou par induction : la source de chaleur, immobile, traite une section entière du tube qui défile, aussi bien le métal de base que la soudure qui vient d'être faite.

Dans la pratique, le traitement global simultané peut être appliqué à tous les objectifs de traitements mentionnés plus haut et à toutes les formes et encombrement d'ensembles soudés compatibles avec les capacités des sources de chaleur mises en œuvre. Le traitement global de proche en proche, qui requiert un profil constant du produit à traiter, est essentiellement pratiqué pour la fabrication de tubes, pour la normalisation ou l'hypertrempe, selon qu'il s'agit d'acier noir ou d'acier inoxydable.

b) Le traitement local simultané (figure II.12 - B1) consiste à opérer en même temps sur la totalité d'une soudure et de ces abords et donc sur une partie seulement du métal de base encadrant la zone affectée. Le traitement se distingue du traitement local de proche en proche (B2) en ce sens que ce dernier est pratiqué au moyen d'une source de chaleur se déplaçant par rapport à la soudure ou l'inverse (l'une immobile, l'autre mobile), pour assurer de proche en proche l'effet recherché dans le métal fondu et une partie du métal de base incluant la zone affectée.

Le traitement local simultané est essentiellement destiné à des soudures circulaires, pour lesquelles il assure un effet métallurgique (normalisation ou revenu), ainsi que de relaxation, en raison de la symétrie qu'il assure. Tel n'est pas le cas du traitement local de proche en proche qui, s'il assure une action métallurgique (essentiellement de normalisation), n'est pas à conseiller pour obtenir la relaxation, car il ne fait que remplacer un état de contrainte dû au soudage, par un autre, dû au traitement lui-même.

En ce qui concerne les traitements thermiques locaux, qu'ils soient simultanés ou de proche en proche, ils ne peuvent être pratiqués sans inconvénient que moyennant deux conditions, toutes deux relatives au métal de base, sur lesquelles on reviendra plus loin ;

- Lors des traitements de normalisation, la vitesse de refroidissement, donc d'éloignement de la source de chaleur, doit être réglée de sorte que la zone traitée, qui est momentanément austénitisée, ne prenne pas la trempe.
- Tout traitement thermique local crée sa propre zone affectée qui remplace la ZAT de la

soudure que l'on traite. Du fait de l'inévitable gradient de température qui y règne, cette zone comporte, sur ses bords, une bande où le traitement appliqué n'a pas complètement été réalisé, mais où il a créé une modification du métal de base par rapport à son état initial, en particulier un adoucissement si le métal de base est lui-même à l'état initial trempé et revenu.

A / TRAITEMENT GLOBAL	1 SIMULTANE	
	2 DE PROCHE EN PROCHE	
B / TRAITEMENT LOCAL	1 SIMULTANE	
	2 DE PROCHE EN PROCHE	

Fig.II.12 : mise en œuvre des traitements thermiques [83].

B-II-2 Traitement de relaxation (détente) et/ou de revenu

B-II-2-1 objet

Le traitement thermique de relaxation, ou encore de détente, a pour objet d'annuler – où d'atténuer - les contraintes résiduelles présentes dans un ensemble soudé après son achèvement, ou en cours de construction s'il apparaît nécessaire d'intervenir sur l'état de contraintes avant de poursuivre les opérations de soudage en toute sécurité. Compte tenu du domaine de température, en tous cas inférieure à celle du point A_1 , dans lequel se pratique le traitement de relaxation, il entraîne aussi un effet de revenu, lorsque les soudures contiennent des constituants de trempe, dans la zone fondue comme dans la zone affectée. Cet effet est parfois l'objet principal du traitement qui reste alors pratiqué selon les mêmes techniques. Malheureusement, ce rôle métallurgique supplémentaire n'est pas toujours bénéfique, car des effets défavorables peuvent intervenir, en affectant les propriétés mécaniques ou en provoquant le phénomène de fissuration dit « au réchauffage ».

B-II-2-1-1 mécanisme de la relaxation

la relaxation thermique des contraintes résiduelles est obtenue grâce à la diminution de la limite d'élasticité provoquée par l'élévation de la température : il résulte de cette diminution que toute région d'une pièce ainsi réchauffée qui était le siège d'une contrainte résiduelle à l'ambiante (contrainte évidemment élastique) se plastifie au fur et à mesure de l'échauffement, ce qui fournit l'allongement nécessaire à l'obtention d'un taux de relaxation croissant avec la température du traitement.

Une représentation simplifiée de ce mécanisme peut être obtenue en confrontant sur un même graphique (Fig. II.13) le cycle thermique $\theta = f(t)$ du traitement, la variation $R_e = f(\theta)$ de la limite d'élasticité en fonction de la température et enfin la courbe $\sigma = f(t)$ donnant la variation de la contrainte résiduelle durant le cycle du traitement.

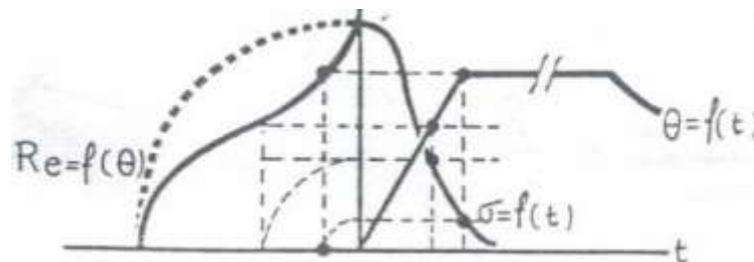


Fig.II.13 : cycle thermique $\theta = f(t)$ du traitement

Selon le fascicule de documentation faisant l'objet de la Norme A36-200, le taux de relaxation, en première approximation fonction de la seule température de traitement, est très faible jusqu'à 200°, atteint 50 à 60 % à 500°, 70 à 85 % à 575° et 90 à 95 % pour une température de 625°, le résultat étant obtenu dès que la température maximale est atteinte. Il n'en reste pas moins que tout traitement thermique doit être spécifié non seulement en termes de température, mais aussi en termes de durée, pour tenir compte, en fonction de l'énergie disponible pour assurer le traitement, de la masse du produit traité et de la nécessité d'homogénéiser la température pour éviter la création de nouvelles contraintes au refroidissement. D'autre part, un certain temps de maintien à la température fixée pour le traitement assure un pourcentage complémentaire de relaxation dans les régions où existent initialement des pointes de contraintes.

Finalement, pour définir un traitement thermique en fonction de la température et du temps, et pour en évaluer les effets, du point de vue des contraintes ou surtout de celui des propriétés mécaniques, on fait appel à un paramètre dit de Hollomon.

$$H = T (20 + \log t) 10^3$$

où T est la température de traitement (en degrés K) et t la durée du traitement (en heures).

Ce paramètre est utilisé dans la norme précitée pour rendre compte de l'effet du traitement sur les propriétés mécaniques, dont il est fait état dans le paragraphe suivant. La norme indique à cet effet les valeurs de H (Figure.II.14) correspondant aux diverses combinaisons température/temps.

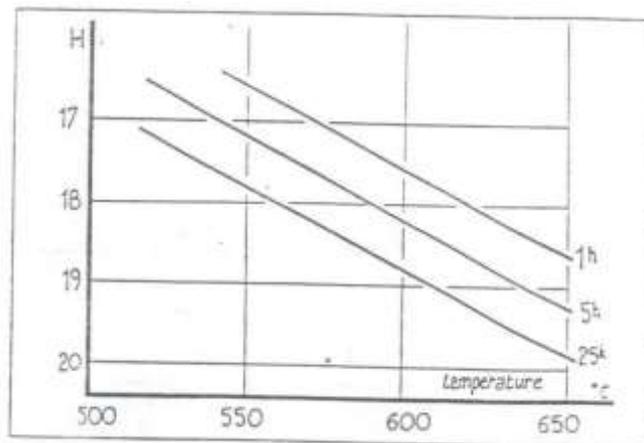


Fig.II.14 : valeurs de H correspondant aux combinaisons température/temps. [83].

B-II-2-1-2 effets métallurgiques du traitement

Le cycle thermique d'un traitement de relaxation étant assimilable à celui d'un traitement de revenu, il n'y a dans l'ensemble pas d'effet sur le métal de base lorsque ce dernier est lui-même mis en œuvre à l'état normalisé et revenu ou trempé et revenu, sauf si le traitement a lieu à une température supérieure à celle du revenu initial ; à cet effet on se tient en général à une température inférieure d'une trentaine de degrés au-dessous. Il faut cependant signaler que certains aciers alliés (au Mn-Mo, au Mn-Ni-Mo ou encore au Cr-Mo) peuvent être sensibles au phénomène dit de fragilité de revenu, qui se produit au cours d'un traitement à 450-550° ou durant le refroidissement au cours d'une traversée trop lente de cet intervalle de température. Ce phénomène, qui semble être associé à l'effet des impuretés, est moins sensible en présence de vanadium.

Par contre, pour les aciers utilisés à l'état normalisé, le traitement thermique de relaxation a une action à la fois sur les caractéristiques de traction (à l'ambiante ou à chaud) et sur la température de transition de résilience ; cette action est fonction du paramètre H du traitement, défini comme indiqué ci-dessus. Ce comportement se produit pour les aciers au C, au C-Mn, au C-Mn additionnés de Ni et pour les aciers à haute limite d'élasticité à dispersoïdes. Par exemple, pour un acier au C-Mn, la norme A36 200 donne (Figure II.15) pour diverses valeurs du paramètre H l'ordre de grandeur de la réduction de la limite d'élasticité et de l'augmentation de la température de transition à laquelle on peut s'attendre dans le métal de base.

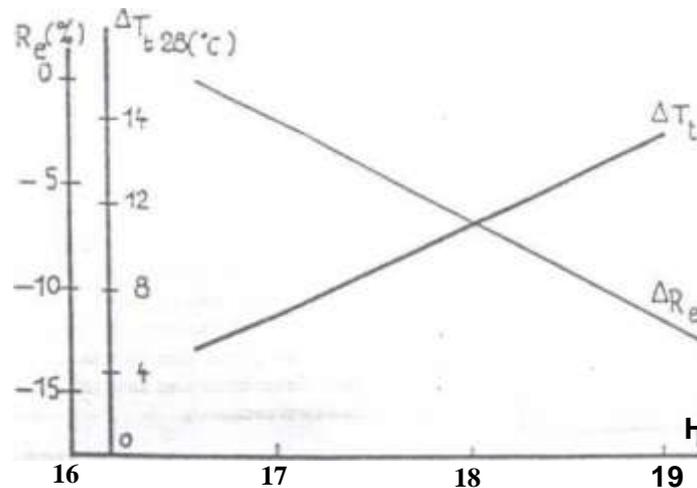


Fig.II.15 : l'ordre de grandeur de la réduction de la limite d'élasticité et de l'augmentation de la température de transition en fonction de H. [83].

En ce qui concerne l'effet du traitement de relaxation sur les propriétés mécaniques du métal fondu, il est bénéfique en ce qui concerne la restauration à partir de l'état vieilli par l'effet thermo-thermique que l'on peut rencontrer dans les soudures multi-passes sur produits épais. Il peut par contre avoir un effet fragilisant pour certaines compositions sensibles à la fragilité de revenu, essentiellement au cours d'un refroidissement trop lent ; la température maximale atteinte et la durée du séjour ne sont pas en cause dans ce phénomène.

En conclusion, il apparaît qu'en tout état de cause, on doit, au moment du calcul d'une construction devant être soumise à un traitement thermique de relaxation, tenir compte des propriétés mécaniques réelles, telles qu'elles résultent de l'effet métallurgique de ce traitement. Pour ce faire, la valeur H du paramètre de ce traitement doit être fixée au minimum compatible d'une part avec les conditions technologiques indiquées plus haut, d'autre part avec le taux de relaxation recherché ou imposé, cependant que la vitesse de refroidissement doit être réglée au maximum possible, tout en maintenant l'homogénéité thermique des pièces traitées.

B-II-2-2 Fissuration au réchauffage

L'explication simplifiée du mécanisme de la relaxation qui a été donnée dans ce qui précède suppose un état de contraintes et un état structural homogènes. En réalité, un ensemble soudé, à l'état brut, n'est homogène à aucun de ces deux points de vue : d'une part le joint soudé et ses

abords n'ont pas la même structure que le métal de base et réagissent donc différemment vis-à-vis du réchauffage nécessaire à la relaxation des contraintes, d'autre part, l'état de contraintes n'est pas uniforme, en raison de cette hétérogénéité de structure et aussi des particularités géométriques de la construction. Pour ces deux raisons, on peut craindre que l'allongement plastique nécessaire à la relaxation soit mal supporté au niveau des soudures au cours du cycle de réchauffage, en raison de la structure initiale qui y règne et des modifications que ce cycle y engendre. Ce risque se trouve accentué au niveau des zones où se manifestent des pointes de contraintes. Si tel est le cas. L'allongement plastique imposé risque de n'être obtenu qu'au risque d'une fissuration qui a été appelée < fissuration au réchauffage >.

La fissuration au réchauffage peut affecter non seulement des ensembles sondés, mais aussi des pièces rechargées, en particulier les parois intérieures d'appareils à pression revêtues d'une couche d'acier austénitique déposée par soudage sous flux en passes larges, surtout avec apport en feuillard. Dans ce cas. la fissuration, qui est transversale, se produit dans l'étroite zone de revenu du métal de base comprise entre deux passes voisines. Ce cas pose un problème supplémentaire associé à la différence de coefficient de dilatation entre le dépôt austénitique et le métal de base, qui intervient aussi bien durant le soudage qu'au cours du traitement thermique ultérieur.

Ce phénomène, qui ne se produit pas pour la plupart des aciers, en particulier les aciers au C-Mn ou à haute limite d'élasticité à dispersoïdes, est caractéristique de certains aciers alliés contenant des éléments d'addition carburigènes, c'est-à-dire susceptibles de produire des carbures, tels que, par exemple, les aciers au Cr-Mo-V. L'examen métallographique des fissures montre qu'elles s'amorcent volontiers dans la zone affectée, au raccordement des cordons de soudure, où l'effet d'entaille accentue localement la contrainte résiduelle initiale et se propagent le long des joints de grains de l'austénite mère, qui avait donné naissance au refroidissement après soudage à de la martensite ou de la bainite (Figure II.16). Ce parcours de la fissuration, qui a lieu à température croissante, s'explique par la précipitation des carbures dans les anciens grains d'austénite, d'où un durcissement qui entraîne la localisation de la déformation au niveau des joints de ces grains, affaiblis par la ségrégation des impuretés qui s'y produit. Le risque de fissuration au réchauffage est donc essentiellement associé à la composition chimique de l'acier (éléments d'alliage et impuretés) et, d'autre part, aux conditions d'exécution du traitement.

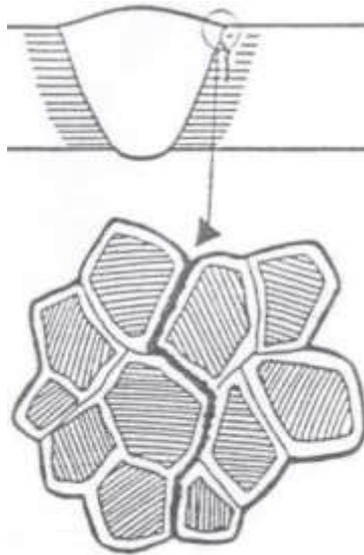


Fig.II.16 : propagation des fissures le long des joints de grains de l'austénite. [83].

B-II-2-3 Traitement avant ou après refroidissement

Normalement, il n'y a pas d'inconvénient à procéder au traitement de relaxation d'un ensemble soudé aussitôt après l'exécution de la dernière soudure, avant refroidissement complète, même, si le programme de soudage prescrit un post chauffage : en effet, le traitement de relaxation se pratique à une température supérieure aux températures usuelles du post chauffage, dont il ne peut que compléter les effets. Cependant, si on est en présence de plusieurs pièces identiques à souder et à traiter, on peut avoir intérêt à les stocker après refroidissement pour leur faire subir ultérieurement et simultanément le traitement thermique prévu. Mais il faut, pour opérer ainsi en toute sécurité, veiller à ce que la température et le temps de post chauffage permettent un refroidissement complet sans risque de fissuration à froid.

De même, lorsqu'une opération de soudage de longue durée doit être interrompue par exemple aux fins de contrôle, la température de préchauffage doit être maintenue pendant un temps suffisant pour assurer un refroidissement sans risque, ou alors il faut procéder " traitement intermédiaire de relaxation. Une autre solution consiste à procéder au contrôle non destructif à chaud, mais cela implique des difficultés techniques non négligeables.

B-II-3 Traitement comportant une austénisation

B-II-3-1 recuit – normalisation

En matière d'acier, le recuit ou la normalisation ont tous deux pour objet d'obtenir, au moyen d'un chauffage au-dessus du point A_3 provoquant l'austénitisation complète de cette zone ou de la pièce traitée, suivi d'un refroidissement relativement lent, une structure constituée de ferrite et de perlite qui remplace, quelle qu'elles aient été, la constitution et la structure à l'état brute de soudage. La normalisation, qui comporte un refroidissement aussi lent que le recuit, produit une perlite dont l'espace inter lamellaire est plus facile, donc dure que ne le fait le recuit. Pour certains aciers faiblement alliés, la normalisation peut évoquer une trempe du type bainitique et requérir de ce fait un traitement ultérieur de revenu.

Du point de vue du mode de mise en œuvre, le traitement global simultané est le complet car il affecte tout l'ensemble traité, sans gradient de température ; il produit uniformément l'effet métallurgique recherché aussi bien dans la zone fondue et thermiquement affectée que dans le métal de base, qui bénéficie de la même régénération thermique s'il a été déformé à froid ou à haute température (emboutissage à froid ou à chaud). S'il s'agit d'un ensemble important et lourd ; le traitement global peut poser des problèmes pratiques difficiles de déformation ou d'encombrement. On peut être amené à étayer les pièces pour éviter leur déformation et, pour les pièces trop importantes pour être normalisées en une seule fois, telles que de longues viroles, on peut traiter successivement chaque moitié que l'on introduit dans le four cependant que l'autre dépasse à l'extérieur. On peut aussi normaliser séparément chaque élément de virole, dont la soudure longitudinale, placée verticalement dans le four bénéficie du traitement sans risque de déformation ; on assemble ensuite les viroles entre elles et on termine alors par un traitement de relaxation global, sans normalisation des soudures circulaires.

Le traitement local simultané (B1 ne pose pas ce problème, puisque le refroidissement peut être réglé pour compenser l'effet du gradient de température. Par contre, ce gradient se traduit inévitablement par la création, de part et d'autre de la région traitée, d'une zone d'austénisation partielle entre A_1 et A_3 , où un adoucissement se produit, plus au moins marqué selon l'état initial du métal de base.

Enfin, le traitement local de proche en proche ne peut être utilisé que pour des soudures d'acier ne risquant pas de prendre la trempe au cours du refroidissement qui suit. D'autre part, il s'accompagne de contraintes résiduelles qui en rendent l'emploi déconseillé pour des

applications où intervient un risque de corrosion sous contrainte.

B-II-3-2 traitements thermiques après soudage

Parmi les traitements thermiques, les recuits sont des traitements fondamentaux. On définit souvent les recuits comme traitements réduisant la dureté ou modifiant la structure des grains de l'acier, mais cette définition reste incomplète, car il est nécessaire de préciser le but recherché afin de fixer les paramètres caractéristiques de l'état initial avant recuit et de la structure à obtenir.

Pratiquement le recuit se définit par deux points principaux :

- La température de chauffage
- La durée du traitement

Mais il ne faut pas négliger deux autres éléments très importants qui sont :

- La vitesse de chauffage
- La vitesse de refroidissement

Les méthodes de traitements thermiques après soudage incluent le plus souvent, le recuit de normalisation et les recuits de dégazage et surtout de détente.

B.II.3.2.1 cycle thermique du recuit

- Chauffage jusqu'à la température de recuit.
- Maintient isotherme à cette température déterminée, d'une durée variable ou avec des oscillations autour de cette température
- Refroidissement généralement lent, le plus souvent à l'air ou dans un four ou parfois dans le sable.

B-II-3-2-2 recuit de normalisation

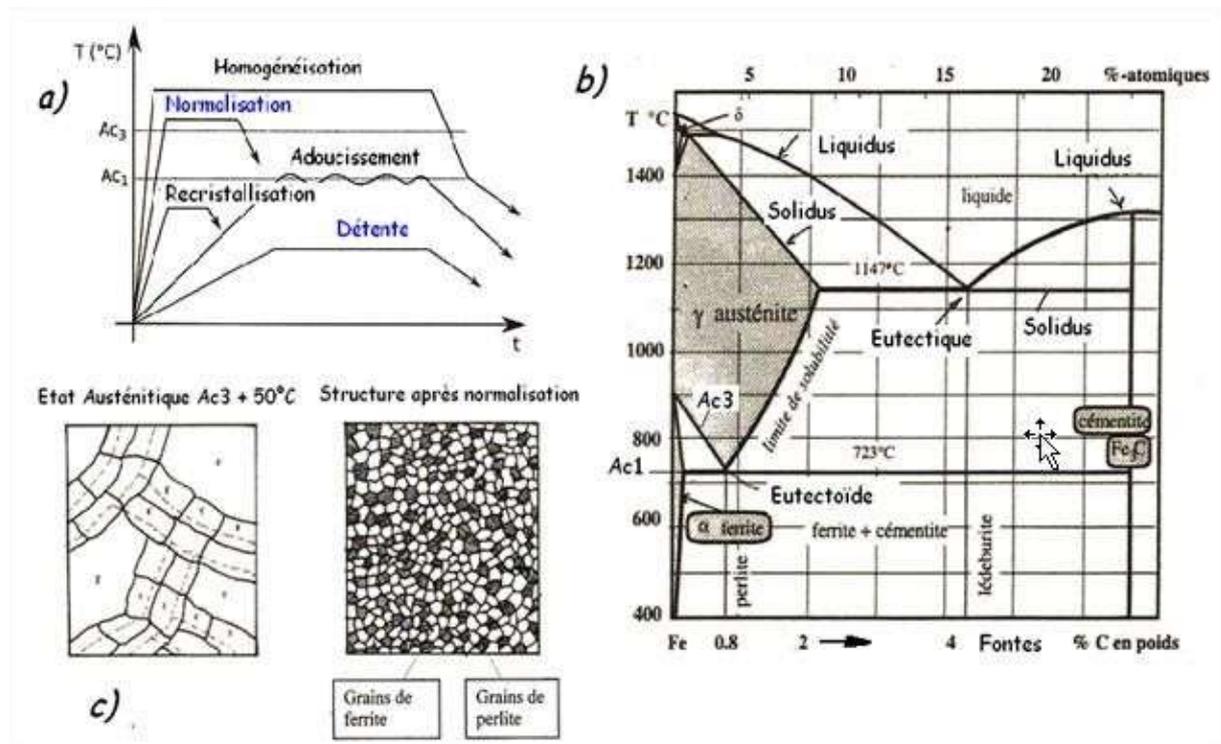


Fig.II.17 : Recuit de normalisation

Également qualifié de recuit de régénération ou de perlitisation, il sert à affiner les grains (les rendre plus petits Figure II.17- c) pour les pièces ayant subi un grossissement des grains parce qu'ils ont été exposés à une température élevée lors d'une opération de soudage. Il sert également à supprimer les tensions internes et de recuit ainsi que supprimer les zones de trempe et améliorer les propriétés mécaniques (augmentation du coefficient de sécurité). Le traitement s'effectue, pour une durée de quelques minutes, entre 40 et 50 $^{\circ}\text{C}$ au-dessus de la limite inférieure Ac_3 du domaine austénitique (Figure II.17. a et b).

Puis on laisse refroidir à l'air libre.

B-II-3-3 Le recuit de détente (ou de relaxation)

Il a pour but de supprimer les contraintes internes provenant de la solidification des pièces au refroidissement, après soudage.

Pour réaliser un recuit de détente, on chauffe progressivement la pièce de 120 à 150 °C/h, jusqu'à une température inférieure à AC1 en fonction de la nuance d'acier.

Refroidir à une vitesse de 100 à 150 °C/h (pour les aciers) jusqu'à une température proche de 150 °C puis on laisse refroidir à l'air libre. Le recuit de détente est largement utilisé en chaudronnerie et en tuyauterie industrielles et en particulier pour les aciers 13CrMo44 ou 15Mo3.

Remarques :

– Les valeurs exprimées sont théoriques. Il est important de se référer aux diverses normes européennes.

– En général, la plupart des soudures peuvent refroidir à l'air libre, mais il faut les protéger des courants d'air. Lorsque les pièces sont plus épaisses ou que la soudure doit être de plus grande qualité, on peut recouvrir la pièce d'une toile pour ralentir le processus de refroidissement. Il faut être particulièrement prudent lors du refroidissement des structures ayant un rôle dynamique (c'est-à-dire soumises à des tensions d'utilisation, par exemple un pont roulant). Dans ce cas, le danger ne provient pas seulement des tensions internes créées dans la soudure, mais de celles présentes dans l'ensemble de la ZAT.

B-II-3-4 Recuit de dégazage

Il permet d'améliorer les caractéristiques mécaniques, augmente l'allongement et permet l'amélioration de la teneur en hydrogène (Fish-eyes). Pour effectuer ce recuit, on chauffe la pièce jusque 250 °C (suivant la qualité d'acier) et on maintient cette température durant 8 h environ.

Remarque générale :

Tous ces traitements thermiques ne suppriment aucun défaut de soudage.

Effets thermiques du soudage (déformations)

B-II-4 Conséquences sur les assemblages

Une des conséquences de l'application de cycles thermiques à un assemblage réside dans les déformations et les tensions internes qui en résultent (quand la température augmente => Re diminue ; E diminue et A augmente (fluage)).

Ces déformations sont dues à la différence de dilatation entre le métal chaud et ce même métal lorsqu'il est refroidi. Cette dilatation négative est le **retrait**. Il est d'autant plus important que le coefficient de dilatation est plus grand (ex. aciers austénitiques). Toute tentative pour le

limiter, que ce soit volontairement ou non, donne naissance à des tensions internes qui, si elles sont trop élevées, peuvent provoquer des fissurations. Cet empêchement du retrait constitue le bridage. Il peut être créé artificiellement ou résulter de l'action des autres parties de la structure c'est l'anti-bridage.

Théoriquement, lors du dépôt d'un métal liquide dans un chanfrein, le retrait se manifeste suivant 2 directions et 1 rotation.

- **Retrait longitudinal** : très important sur les tôles minces et donne naissance à un effet de cintrage ($\pm 1,2$ mm par mètre).
- **Retrait transversal** : il est fonction du nombre de passes et de la façon dont elles sont effectuées donne naissance aux effets de serrage et de pliage ($\pm 1/10$ de e pour $e < 40$ mm et $1/20$ de e pour $e > 40$ mm).
- **Retrait angulaire** : très important dans le cas d'une disposition dissymétrique du dépôt, est influencé de la même manière que pour le retrait transversal ($\pm 1^\circ$ par passe).

B-II-4-1 Règles générales :

B-II-4-1-1 Déformations en soudage

Pièces libres ==> déformation maximale => faibles contraintes

Pièces bridées ==> déformation minimale => contraintes élevées

Nous connaissons maintenant les effets. Compte tenu que les dimensions des pièces sont imposées, il y a lieu, pour le soudeur, d'agir afin de minimiser les tensions et les déformations, c'est-à-dire définir une certaine ligne de conduite.

- a) Adopter des joints ayant un minimum de soudure réalisés par rapport à la symétrie de la pièce.

Exemple : Lorsque cela est possible, adopter un chanfrein en X pour la répartition du métal et parce qu'il représente, en volume, la moitié d'un chanfrein en V.(figure.II.18.a)

- b) Eviter le renforcement de cordon de soudure, ce qui aurait comme résultat : la rigidité du joint avec risque de cassure, puisque les tensions créées viendraient s'ajouter à celles de la structure (RDM).

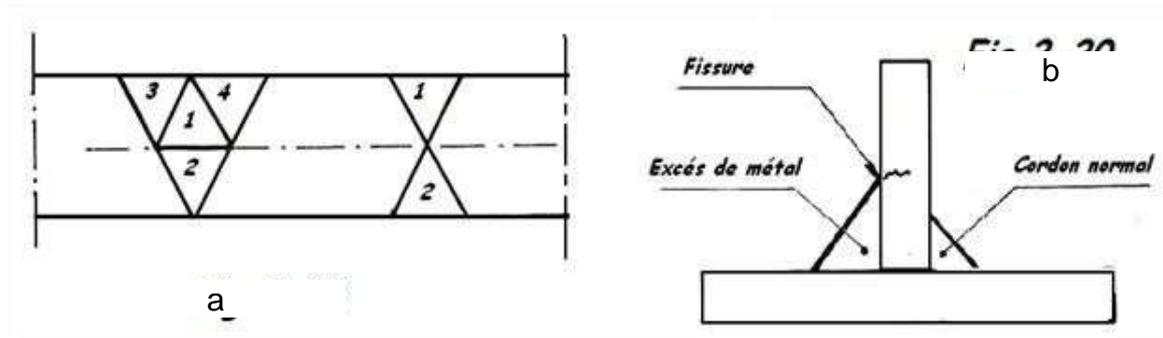


Fig.II.18 : a- chanfrein en V et K. b- défaut de soudure

- c) Adopter une séquence opératoire pour essayer de minimiser les tensions et surtout l'échauffement exagéré du joint.

Exemples : type de préparation ; régime soudo-thermique ; diamètre d'électrode approprié ; position de soudage.

- d) Réaliser l'accostage des pièces selon une technologie appropriée
- e) Recherche de création de zones élastiques permanentes permettant le libre retrait après soudage.

B-II-4-1-2 corrections des déformations

- Martelage des soudures. Attention toutefois, à l'écrouissage. Le martelage peut être réalisé au moyen d'un marteau pneumatique de 40 N avec air comprimé à 4 bars (16 s pour électrodes \varnothing 4 et 20 s pour électrodes \varnothing 5). Les pièces < 15 mm devront être supportées.
- Redressage à froid. Attention toujours à l'écrouissage
- Redressage par « Chaudes de retrait ». Le procédé des chaudes de retrait permet de redresser des pièces ou de corriger des déformations, notamment des déformations angulaires. Le procédé consiste à porter un endroit précis d'une pièce au rouge vif afin que le métal se contracte au moment du refroidissement (figure II.19.20.21.22). Un chauffage et un refroidissement rapide donnent de meilleurs résultats, car la chaleur reste très localisée.

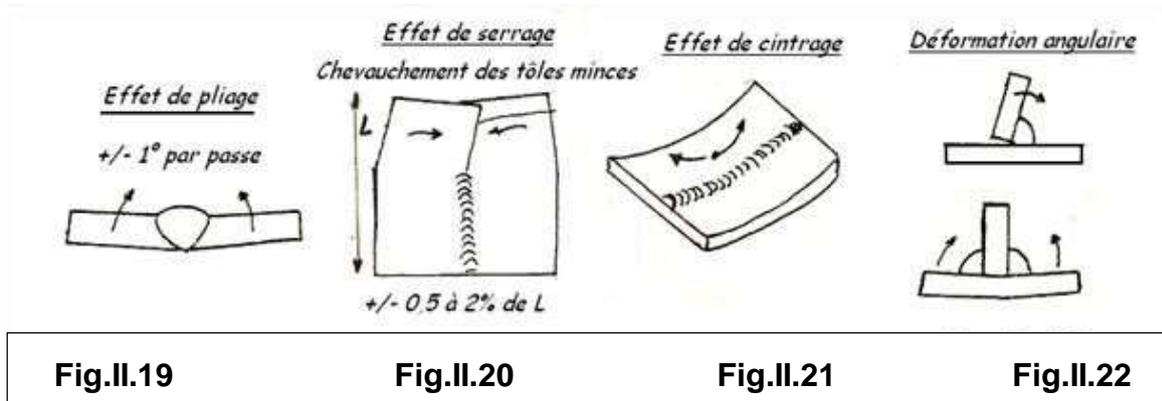


Fig.II : (19.20.21.22). déformations en soudage

CHAPITRE II

C - MICROSTRUCTURE

C-MICROSTRUCTURE

C-II-1 INTRODUCTION A L'EXAMEN MÉTALLOGRAPHIQUE DES SOUDURES

C-II-1-1 Généralités [83]

L'examen métallographique, associé aux techniques d'investigation qui complètent les intonations qu'il fournit, est à la base de l'étude métallurgique des soudures. Aussi est-il nécessaire, en ce qui concerne la macrographie et la micrographie, d'examiner les particularités de ces deux techniques lorsqu'elles sont appliquées à l'examen des soudures, à des fins de recherche, de mise au point, de contrôle et aussi d'enseignement.

Sauf lorsqu'il a lieu de manière non destructive sur des répliques, rarement en macrographie, plus souvent en micrographie, l'examen métallographique s'effectue sur des prélèvements. Il est donc destructif ou au mieux semi-destructif. Chaque fois que cela est possible, on préfère que ces prélèvements comportent toutes les zones intéressantes de la soudure examinée, le seul obstacle sérieux surtout en micrographie, étant le poids et l'encombrement des échantillons (cas des produits épais). Dans le cas des soudures exécutées avec déplacement de la source de chaleur, les prélèvements le plus souvent examinés sont effectués perpendiculairement à la ligne de soudure (Fig.II.23. a.). Un tel prélèvement est représentatif de toute la portion de soudure où l'état quasi-stationnaire a été atteint durant l'opération de soudage. Le prélèvement d'échantillons dans d'autres positions ou orientations n'est cependant pas exclu ; en particulier, on obtient des informations très intéressantes sur des coupes longitudinales. (Fig.II.23. b.) surtout en ce qui concerne la morphologie des fissures éventuelles, on peut se prononcer qu'après avoir examiné les deux types de coupes transversale et longitudinale.

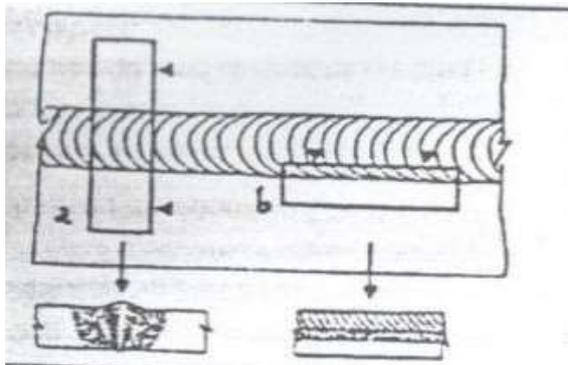


Fig.II.23 : soudage continu

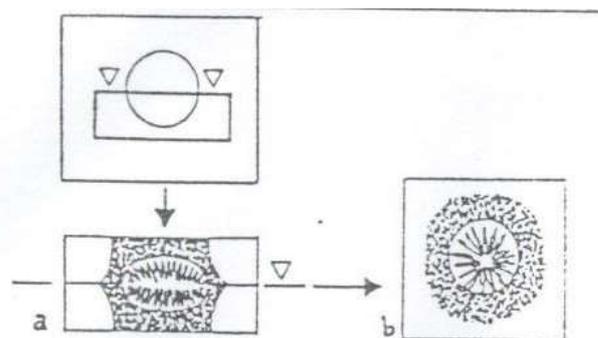


Fig.II.24 : soudage par point

Dans le cas de soudures sans déplacement de la source de chaleur, on prélève en général les échantillons selon un plan de symétrie ; tel est par exemple le cas pour un point de soudure par résistance, examiné suivant un plan méridien (Fig.II.24.a.) mais, ici encore, il peut être indiqué d'examiner une autre coupe, par exemple un plan équatorial (Fig.II.24.b.).

C-II-2 Régions de joint de soudure

La zone de fusion est décrite en tant que telle car il s'agit de la région où la fusion et la solidification se produisent pour former le joint, ou la soudure. Étant donné que tous les métaux sont de nature cristalline, beaucoup possédant des réseaux cristallins cubiques, il existe des phénomènes généraux de solidification communs à tous les métaux. Dans de nombreux matériaux, le comportement de solidification est très sensible à la composition. Par exemple, l'ajout de petites quantités de carbone et d'azote à certains aciers peut modifier leur comportement en matière de solidification de ferritique (CC) à l'austénitique (CFC). Des additions minimales de soufre aux aciers peuvent favoriser une fissuration par solidification importante dans la zone de fusion. Les alliages d'aluminium sensibles aux fissures peuvent être soudés avec un matériau de remplissage contenant plus de 6% de silicium afin d'éviter les fissures. [3]

La microstructure et les propriétés de la ZAT sont uniquement contrôlées par les conditions thermiques rencontrées lors du soudage et du traitement thermique après soudure (TTAS). Les alliages d'aluminium sont systématiquement durcis par précipitation ou durcis au travail pour augmenter la résistance ; le soudage peut éliminer complètement ces effets de renforcement dans la ZAT. L'acier subit une transformation de phase, ce qui peut aboutir à une ZAT ayant une microstructure et des propriétés radicalement différentes de celles du métal de base ou de la zone de fusion.

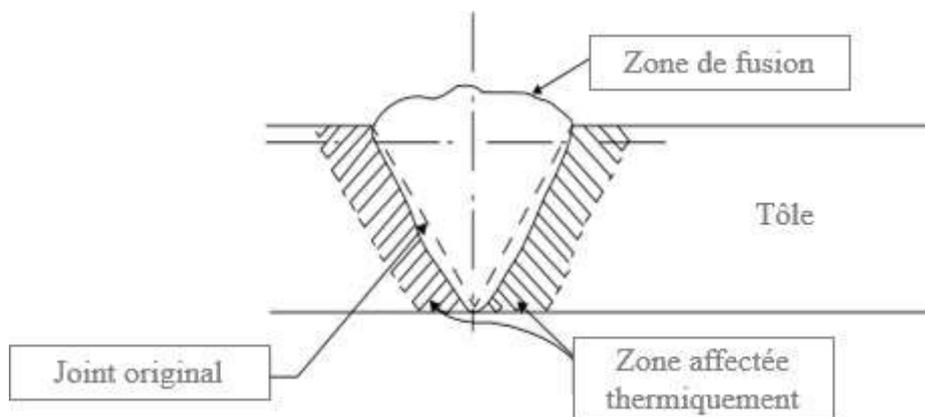


Fig.II.25 : Schéma fonctionnel d'évolution et de performance de la microstructure de soudure [8].

La compréhension des régions d'une soudure a énormément évolué depuis les années 1960. Auparavant, on pensait qu'une soudure par fusion ne comprenait que deux régions, la zone de fusion et une zone de zonage de zirconium environnante, comme le montre la Figure.II.25 [4, 5, 6].

En 1976, Savage et al. [5] ont proposé plusieurs modifications à la terminologie utilisée pour décrire les régions de microstructure de soudure par fusion, comme illustré à la figure II.26. La zone de fusion était considérée comme composée de deux régions. La région composite

représentait la partie de la zone de fusion où le métal de base et le métal d'apport étaient mélangés dans une composition «composite». Autour de cette région le long de la limite de fusion, ils ont défini une région appelée zone non mélangée (ZNM). ZNM est constitué de métal de base fondu et resolidifié qui ne se mélange pas avec le métal d'apport. Dans certains systèmes d'alliage, la ZNM peut présenter des microstructures et des propriétés très différentes de celles de la région composite, en particulier lorsque des métaux d'addition différents sont utilisés.

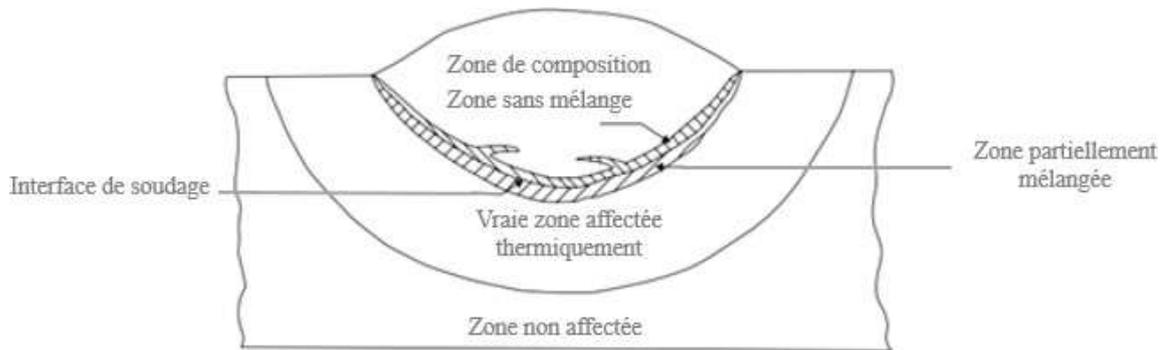


Fig.II.26 : Régions d'une soudure par fusion [9].

En 1976, Savage et al. [5] ont proposé plusieurs modifications à la terminologie utilisée pour décrire les régions de microstructure des soudures par fusion, comme indiqué dans La ZAT était subdivisée en deux régions, la zone partiellement fondue (ZPF) et la «vraie» zone affectée par la chaleur (V-ZAT). La ZPF existe dans toutes les soudures par fusion faites dans des alliages puisqu'un passage de 100% de liquide à 100% de solide doit avoir lieu à travers la limite de fusion. En outre, d'autres mécanismes ont été identifiés qui ont entraîné une fusion (ou une liquidation) locale dans une région étroite entourant la zone de fusion. Celles-ci incluent la fusion des joints de grains due à la ségrégation et un phénomène appelé «liquidation constitutionnelle» résultant de la fusion locale associée à une particule constitutive. La désignation d'une zone V-ZAT a été utilisée pour différencier la région de la zone dans laquelle toutes les réactions métallurgiques se produisent à l'état solide, c'est-à-dire qu'il ne se produit ni fusion ni liquation. [7].

Depuis 1976, peu de choses ont changé en ce qui concerne la terminologie utilisée pour décrire les régions d'une soudure par fusion, bien que des recherches approfondies aient été menées sur divers systèmes d'alliage afin de vérifier que ces régions existent réellement dans ces systèmes de matériaux. Des améliorations supplémentaires ont été apportées à cette terminologie originale. Par exemple, la V-ZAT dans les aciers a été subdivisée en diverses sous-régions, telles que les régions ZAT à grain grossier (ZATGG), ZAT à grain fin (ZATGF) et les régions inter-critiques ZAT (ZATIC).

Le seul ajout potentiel à la terminologie de la figure II.26 est une région de transition dans la zone de fusion. Dans les soudures hétérogènes, où le métal d'apport a une composition différente de

celle du métal de base, cela représenterait une transition de composition de la région composite à la zone ZNF. Dans certains systèmes d'alliage, cette zone de transition (ZT) peut présenter une microstructure distinctement différente des régions environnantes. Par exemple, dans les soudures entre les aciers inoxydables et les aciers faiblement alliés, une structure martensitique peut se former dans la région de transition, ce qui ne se produit pas ailleurs dans la soudure. [8].

Un nouveau schéma des régions d'une soudure par fusion est fourni à la Fig.II.27 pour une soudure hétérogène. Il est similaire à l'illustration de la Figure.II.26 mais contient une composition ZT pouvant être présente dans certains systèmes. Les sections suivantes passeront en revue les différentes régions définies précédemment de manière très détaillée et décriront les mécanismes impliqués dans leur formation.

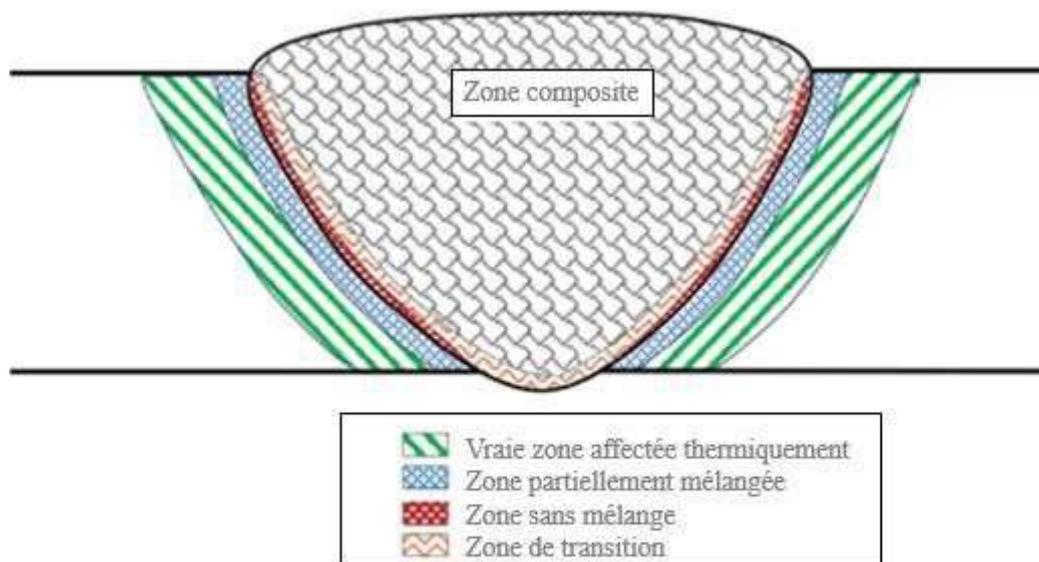


Fig.II. 27 : Schéma moderne montrant les régions d'une soudure par fusion

C-II-2-1 Zone de fusion

La zone de fusion représente la région d'une soudure par fusion où la fusion et la re-solidification sont complètes au cours du processus de soudage. La microstructure dans la zone de fusion est fonction des conditions de composition et de solidification. De petites différences dans la composition entraînent souvent de grandes variations dans la microstructure et les propriétés. Dans certains systèmes, la modification des vitesses de solidification et de refroidissement peut également altérer la microstructure, parfois de manière spectaculaire.

La zone de fusion est normalement très distincte de la ZAT et du métal de base environnants lorsque les échantillons sont préparés par métallographie. Ceci est dû aux fluctuations macroscopiques et microscopiques de la composition résultant du processus de solidification. [9,10].

Dans les soudures où le métal d'apport a une composition différente de celle du métal de base, il existe théoriquement trois régions. La plus grande d'entre elles est la zone composite (ZC), constituée de métal d'apport uniformément dilué avec du métal de base. Adjacent à la limite de fusion, deux régions supplémentaires peuvent exister. La zone non mélangée (ZNM) est constituée de métal de base fondu et resolidifié dans lequel un mélange négligeable avec le métal d'apport a eu lieu. Entre les ZNM et les ZC, une zone de transition (ZT) doit exister où un gradient de composition du métal de base au ZC est présent.

Trois types de zones de fusion ont été définis : autogène, homogène et hétérogène. Les classifications sont basées sur l'utilisation ou non d'un métal d'apport et sur la composition du métal d'apport par rapport au matériau de base. Les trois types de zones de fusion sont couramment rencontrés.

C-II-2-2 Techniques de prélèvement et de préparation

Sauf lorsqu'il a lieu dans le cadre d'opérations d'expertise, où il se pratique sur des prélèvements, l'examen macrographique a lieu sur des échantillons de soudure spécialement exécutés. ou encore sur des éprouvettes utilisées par ailleurs pour d'autres essais (essais de dureté, essais mécaniques ou encore essais de soudabilité). L'examen macrographique a aussi été utilisé autrefois comme moyen de contrôle avec les réserves que l'on trouvera plus loin mais l'obligation de mutiler la construction en cause pour en extraire des échantillons, ainsi que le développement de moyens de contrôle mieux adaptés, ont fait abandonner cette pratique. Néanmoins, il en est resté un mode de prélèvement, encore pratiqué aujourd'hui, au moyen d'un outil à fraise sphérique, d'échantillons « en forme de bateau » (Fig.II.28) ; le profil de la zone ainsi mutilée se prête mieux à l'indispensable réparation ultérieure par soudage que dans le cas d'échantillons cylindriques trépanés. Ce type de prélèvement est utilisé en complément au contrôle non destructif (radiographie ou ultrasons) lorsqu'il faut préciser la nature et la position des défauts détectés et s'il y a lieu, d'évaluer la possibilité de leur réparation.

Quel que soit l'objet de l'examen, il importe que la technique de prélèvement et de préparation mise en œuvre ne provoque pas un échauffement susceptible de modifier l'aspect macrographique ou micrographique des zones auxquelles on s'intéresse. S'il a été fait appel au coupage thermique pour obtenir une ébauche d'échantillon, la dimension de cette ébauche doit être suffisante pour permettre d'éliminer largement, par un moyen mécanique, la partie altérée par l'effet thermique du coupage.

La même précaution vaut pour le dressage et le polissage des échantillons, en tout cas le polissage mécanique, qu'il s'agisse de macro ou de micrographie : la différence entre les deux ne tient qu'au degré de polissage visé et à l'intensité de l'attaque nécessaire à la mise en évidence des variations de constitution et de structure recherchées. Le polissage électrolytique, pratiqué essentiellement pour la micrographie, permet d'obtenir un degré de polissage très poussé sans

aucune altération ni déformation à froid de la surface à examiner.

C-II-3 POSSIBILITÉS OFFERTES PAR L'EXAMEN MACROGRAPHIQUE

C-II-3-1 Présentation macrographique d'une soudure. Définitions.

L'attaque chimique d'un échantillon pour macrographie fait apparaître, entre autres, les zones constitutives de la soudure, qui se manifestent par des intensités d'attaque ou des colorations différentes les unes des autres. Ces différences traduisent les variations de constitution et de structure engendrée par l'opération de soudage. Si l'attaque est suffisante, elles sont visibles à l'œil nu ou à faible grossissement. Par exemple, dans le cas général d'une soudure bout à bout avec fusion en une passe, on verra apparaître les zones suivantes, repérées sur la Figure II.29 :

C-II-3-1-1 Zone fondue

C'est la région où l'état liquide a régné pendant l'exécution de la soudure. Elle a été obtenue par la fusion du métal de base, avec la participation plus ou moins importante d'un métal d'apport. Si la soudure est brute d'exécution, les grains résultant de la solidification y sont en général visibles sans grossissement. Le métal qui la constitue est appelé métal fondu. Le métal apporté à l'état liquide, c'est-à-dire avant dilution, est appelé métal déposé.

C-II-3-1-2 Zone de liaison

Cette zone correspond à la limite jusqu'à laquelle le métal de base a été porté à la fusion. Elle délimite ainsi la zone fondue et elle est mise en évidence par la différence de structure que l'on constate de part et d'autre. Si on y regarde de plus près, on doit tenir compte du fait que tout alliage (au sens large du terme, c'est-à-dire métal/métal ou métal/impureté) est caractérisé par un domaine de température dit intervalle de solidification dans lequel coexistent les deux phases liquide et solide. D'autre part, l'intérêt de cette zone est d'être le siège l'amorçage de la solidification du métal fondu.

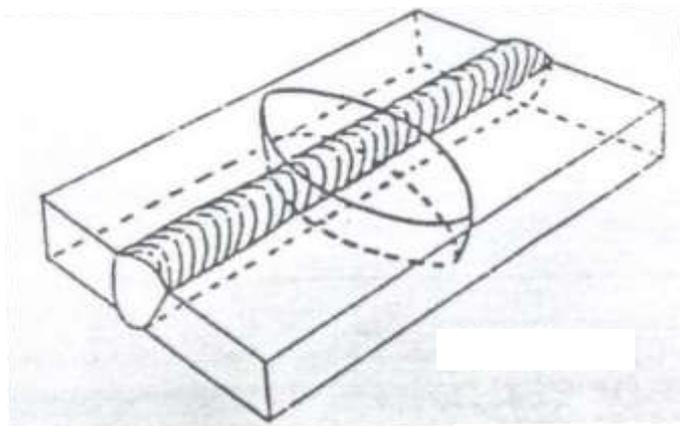


Fig.II.28 : échantillon en forme

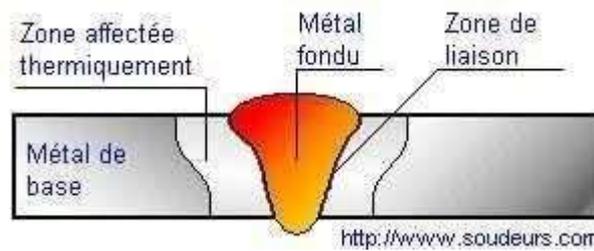


Fig.II.29 : Présentation macrographique d'une soudure

C-II-3-1-3 Zone affectée thermiquement (Z.A.T.)

Comme on l'a déjà vu, la Z.A.T. est celle au sein de laquelle le cycle thermique de soudage a provoqué à partir de l'état initial une ou plusieurs transformations à l'état solide intervenant à l'échauffement. Chaque transformation étant caractérisée par une température minimale, la limite extérieure de la zone affectée correspondante coïncide avec l'isotherme caractéristique de cette température : cette isotherme apparaît plus ou moins nettement selon que le phénomène est progressif ou non en fonction de la température. Ainsi, sur la Figure II.30 relative à l'acier, on distingue par une variation progressive de coloration l'entrée dans le domaine où la température dépasse le point A_1 , (dissolution progressive de la perlite), par une discontinuité nette l'entrée dans le domaine entièrement austénitisé à l'échauffement (isotherme A_1). Plus près de la zone fondue, le grossissement du grain d'austénite, phénomène progressif, a engendré une zone de surchauffe de plus en plus apparente, mais dont l'occurrence n'est pas jalonnée par une isotherme franche.

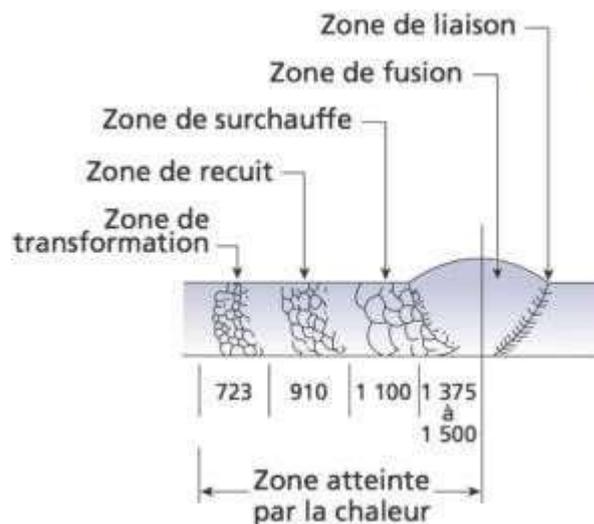


Fig.II.30 : Structure dans la Zone Affectée Thermiquement

C-II-3-1-4 Métal de base

Bien que cela soit évident, il est important de mentionner le métal de base comme faisant partie d'un échantillon de soudure destiné à l'examen macro ou micrographique. Tout d'abord, le

métal de base sert de référence pour l'appréciation des transformations qui interviennent au cours du soudage. D'autre part, certaines modifications ne sont pas révélées à l'échelle de la macrographie, parce qu'elles mettent en jeu des constituants et des structures trop fines ou trop dispersées pour que l'hétérogénéité correspondante soit révélée par l'attaque macroscopique ; ces structures sont à l'échelle de la microscopie optique ou même électronique. Il ne faut donc pas forcément conclure que le métal de base n'est pas affecté du fait que l'examen macrographique n'a rien révélé. Ainsi en est-il, par exemple, du vieillissement éventuel de l'acier provoqué par une opération de soudage au voisinage d'une zone déformée à froid.

C-II-3-1-5 Cas particuliers

Pour les procédés de soudage dans lesquels la fusion n'intervient pas et ceux où une phase liquide est éliminée, il n'y a évidemment pas de zone fondue et on n'observe qu'une zone de liaison de part et d'autre de laquelle n'existe que du métal qui est demeuré à l'état solide durant l'opération de soudage, mais qui garde éventuellement la trace de la déformation qu'il a subie, à chaud ou à froid, selon le procédé étudié. Ainsi en est-il par exemple, pour le soudage par étincelage ou par friction de l'acier (Fig.II.31), l'attaque macrographique mettant simultanément en évidence la zone thermiquement affectée et la déformation subie par le métal, marqué par la déviation de ses fibres. On pourrait citer aussi des particularités macrographiques relatives à d'autres procédés, tels que brasage ou soudo-brasage, soudage par diffusion, etc.

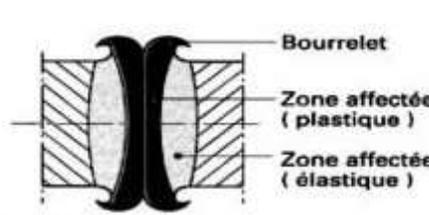


Fig.II.31 : soudage par friction

C-II-3-2 Interprétation des macrographies de soudures d'acier

Si on se limite au cas des soudures par fusion en une ou plusieurs passes, on peut énumérer et commenter comme ci-dessous, les informations fournies par l'examen macrographique, d'une part sur les anomalies géométriques ou physiques des soudures, d'autre part sur leurs conditions d'exécution.

C-II-3-2-1 les anomalies géométriques ou physiques observables,

Il est évident que seules sont décelables celles qui débouchent sur les coupes examinées. Dans ce cas elles sont d'ailleurs observables sans attaque sur des coupes qui peuvent être guidé par les résultats du contrôle non destructif, qui sont ainsi précisés et illustres.

Au titre des défauts géométriques, on peut citer ;

- La dénivellation des bords.
- La déformation angulaire (effet de toit).
- Le décalage des cordons endroit et envers.
- Les caniveaux.
- Les surépaisseurs excessives, ou le manque de métal.
- Les manques de fusion (défauts de pénétration)

Comme défauts physiques (ou d'homogénéité), citons ;

- Les soufflures.
- Les inclusions non métalliques (laitier).
- Les manques de liaison (collages).
- Les fissures.

Etant donné que seule est visible la partie de l'anomalie qui est traversée par la coupe examinée, l'examen d'une seule coupe ne permet pas de se prononcer sur la forme du défaut observée. Cette remarque vaut essentiellement pour les inclusions, les soufflures et surtout les fissures, dont la connaissance précise ne peut résulter que de l'examen de plusieurs coupes.

C-II-3-2-2 Les conditions d'exécution des soudures,

Peuvent être précisées par l'examen macrographique, en tous cas pour ce qui concerne les éléments suivants, valables pour les soudures par fusion sur acier ;

- Détermination du procédé de soudage : La question ne se pose que dans le cas d'une expertise, mais il est bon de rappeler que le procédé de soudage est identifiable, essentiellement par le profil de la zone fondue (s'il y en a une) sur coupes transversales et par l'étendue plus ou moins grande de la zone thermiquement affectée.

- Nombre, disposition et ordre des passes ; La macrographie renseigne sur ces données par l'observation des particularités suivantes, illustrées sur la Figure II.32 relatives à une soudure en six passes dont trois à l'endroit et trois à l'envers.

- au sein du métal fondu, les zones de liaison sont apparentes et tournent leur concavité du côté où les passes ont été exécutées. Par les recouvrements des passes, on distingue leur ordre et leur nombre.

- les zones du métal fondu d'une passe, thermiquement affectées par les autres passes, apparaissent par leur concavité et leur structure différente (elle est affinée), ce qui confirme le diagnostic précédent

- les limites des zones thermiquement affectées du métal de base, provenant de chaque passe, confirment, par leur orientation et leurs intersections, les observations faites sur le métal fondu, tout au moins à la périphérie de la zone fondue.

- le métal fondu des passes brutes de dépôt (marquées 2 ou 3 et 3 ou 2) se distingue par sa structure non transformée par l'effet de passes ultérieures.

- Des incertitudes peuvent cependant demeurer sur l'ordre des passes. Ainsi sur la macrographie de la figure II.38 on ne peut pas lire si la passe de reprise à l'envers a été faite avant ou après la dernière passe à l'endroit.

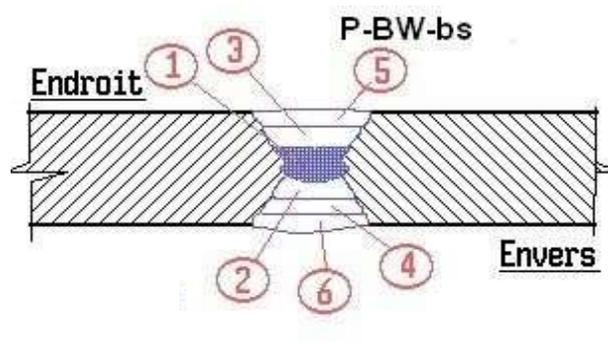


Fig.II.32 : représentation d'une soudure des deux côtés

C-II-3-2-3 Appréciation du taux de dilution,

D'après la définition déjà donnée du taux de dilution, il suffit, pour évaluer ce taux dans le cas d'un cordon déposé (Fig.II.33-a) ou d'un rechargement, de mesurer les surfaces (métal de base fondu) et S (métal fondu total) pour calculer ce taux, égal à $d\% = \frac{1}{s+S}$ d'où l'évaluation de la composition chimique du métal fondu à partir de celles du métal de base et du métal déposé non dilué. Cette mesure, très utile dans le cas des rechargements hétérogènes (par exemple acier inoxydable sur acier faiblement allié), suppose que les conditions d'exécution et par suite la pénétration soient constantes tout au long des dépôts.

La même mesure est possible dans le cas d'une soudure, à condition de connaître le profil initial et l'écartement des bords, que l'on reporte sur la macrographie (Fig.II.33-b).

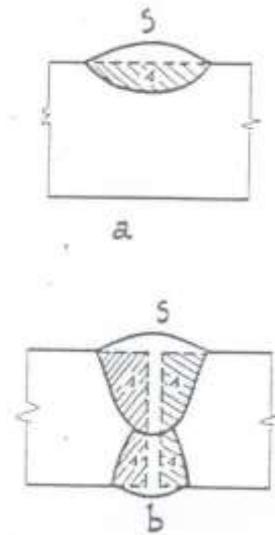


Fig.II.33 : micrographie d'une soudure

C-II-3-2-4 traitements thermiques avant, pendant ou après soudage,

La macrographie permet pour des soudures d'acier, de déterminer ou de vérifier si de tels traitements ont eu lieu ;

- Le soudage sur une pièce à l'état initial recuit provoque une zone thermiquement affectée, clairement délimitée par les isothermes A_1 et A_3 (Fig.II.34- a). Si l'acier a été traité avant soudage, par trempe et revenu, le cycle thermique exerce son effet au-delà de ces isothermes il y provoque un < sur-revenu > dans la zone qui a été réchauffée au-delà de la température du revenu initial. L'attaque macrographique marque cette zone par une auréole moins contrastée qui entoure la zone austénitisée (Fig.II.34-b.) - Le préchauffage entraîne une diminution du gradient de température, donc un étalement de la zone affectée thermiquement. Comparée à celle d'un cordon non préchauffé (Fig.II.34-c), la macrographie d'un cordon préchauffé et exécuté avec la même énergie (Fig.II.34-d), montre bien cet étalement en même temps qu'une diminution de contraste.

- Le recuit se pratique à une température supérieure à celle du point A_3 pour obtenir l'austénitisation complète. Si un tel recuit a été exécuté sur l'ensemble d'une pièce soudée ou sur une largeur suffisante autour du cordon, il a fait disparaître la ZAT qui est ré-austénisée en même temps que le métal de base, et provoque un affinage du grain de la zone fondue (qui est l'un des objets du recuit). Ces deux conséquences rendent très différentes les macrographies d'un cordon de soudure (Fig.II.34-e) et d'un cordon recuit (Fig.II.34-f) Cette observation vaut aussi pour les traitements de trempe et revenu d'ensembles soudés.

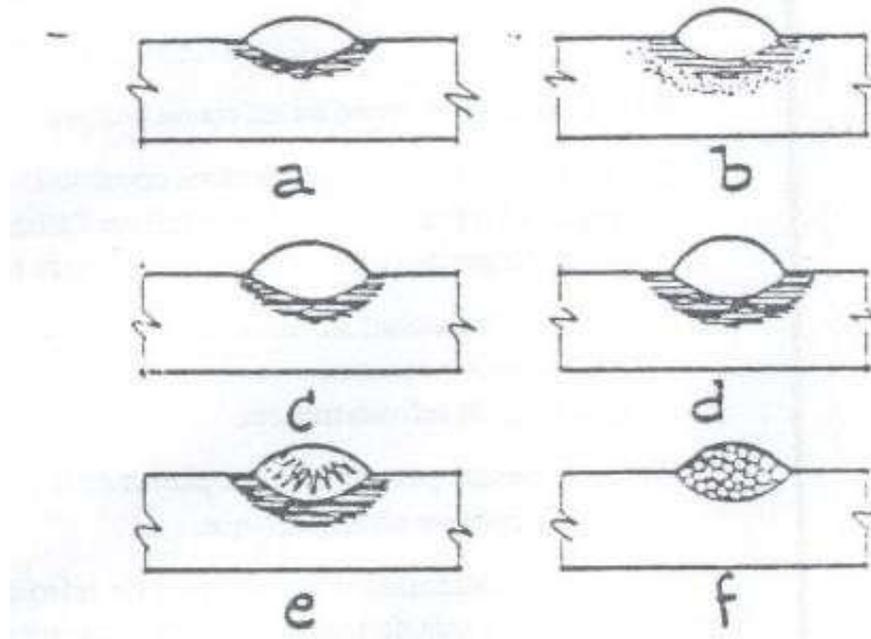


Fig.II.34. Traitements thermiques avant, pendant ou après soudage

- Lorsque le traitement est pratiqué à une température où l'austénitisation n'est pas recherchée, comme c'est le cas pour les traitements de relaxation des contraintes. La zone affectée n'est ni supprimée ni modifiée en dimensions, mais l'effet de revenu entraîné par l'opération se manifeste par un moindre contraste de coloration comparable à celui du cas d de la Figure II.30.

C-II-3-3 Remarques sur les divers usages de l'examen macrographique

Compte tenu des renseignements qu'il fournit, l'examen macrographique des soudures est utilisé pour divers usages, et quelques remarques peuvent être ajoutées selon ces usages.

Tout d'abord l'examen macrographique précédé et guide l'examen micrographique, quel que soit l'objet de ce dernier (recherche, expertise, contrôle ou enseignement) ; même si des opérations ultérieures complètent celle de l'échantillon macrographique, l'exploitation de ce dernier est indispensable pour localiser les examens micrographiques et de ce fait, en exploiter les conclusions. Souvent, d'ailleurs, les résultats d'une exploration micrographique de soudure sont présentés en même temps qu'une macrographie où sont situées les positions de deux points examinés.

De même, la macrographie est indispensable pour situer les éprouvettes d'essais, ou à tout le moins leurs ébauches. Ainsi en est-il des essais de dureté sous cordon ou sur soudures proprement dites, et des divers essais mécaniques, y compris les essais de résilience, pour lesquels l'attaque macrographique des ébauches elles-mêmes est indispensable pour préciser la position de l'entaille. Ainsi en est-il aussi pour les micro-analyses chimiques, en particulier à l'aide de la micro-sonde de Castaing. Les résultats de ces divers essais sont souvent présentés sous la forme d'une « filiation, superposée à la macrographie de la soudure examinée.

En tant que moyen de contrôle, mises à part les réserves exprimées plus haut, concernant le caractère mutilant des prélèvements nécessaires, on doit retenir que l'examen macrographique ne rend compte que des particularités qui débouchent sur les coupes examinées. Il en résulte que les anomalies aléatoires telles que la plupart des défauts énumérés plus haut ne peuvent pas être décelées avec certitude. On ne peut atteindre ces défauts, si on veut en préciser la nature, que sur des coupes localisées au moyen du contrôle non destructif. Par contre, les caractéristiques d'exécution qui se perpétuent tout au long d'une soudure ne peuvent être mises en évidence que par l'examen macrographique, et ce sur n'importe quelle coupe (en vertu de l'état quasi-stationnaire). D'où l'importance de l'examen macrographique pour la mise au point et l'agrément des modes opératoires ou pour la vérification de leur bonne application. Dans le premier cas, on pratique l'examen sur des assemblages représentatifs ; dans le second, on examine des sections pratiquées sur des coupons ou « appendices témoins » préparés en cours de fabrication en même temps que les soudures réelles, Dans ce cas, la plus grande attention doit être apportée au caractère réellement représentatif des coupons, du point de vue du cycle thermique qu'ils subissent (soudage et traitement).

C-II-4 COMPLÉMENTS SUR L'EXAMEN MICROGRAPHIQUE

Ainsi guidée par l'examen macrographique, l'investigation micrographique (optique ou électronique) ne pose pas de problème spécifique aux soudures concernant les techniques d'examen. Seules quelques indications pratiques peuvent être données.

En ce qui concerne la finition des échantillons, qui est conduite de la même manière pour la micrographie optique ou électronique par balayage, le polissage et l'attaque électrolytique offrent quelques difficultés si on veut obtenir un poli et une attaque uniforme sur l'ensemble des zones constitutives de la soudure, qui ont des vitesses de dissolutions inégales. Aussi se contente-t-on le plus souvent de plusieurs polissages locaux (chacun sur un diamètre de quelques millimètres) aux emplacements que l'on souhaite examiner, préalablement situés par une attaque macrographique.

Pour l'examen au microscope électronique par transmission, on met en œuvre des répliques, en général en carbone, qui sont-elles-même préparées à partir de répliques plastiques obtenues à partir des échantillons polis et attaqués. On peut aussi utiliser des échantillons très minces (amincis par dissolution électrolytique), dont la préparation est plus délicate, ainsi que la localisation. A cet égard, du point de vue de la continuité des observations sur la surface polie, la micrographie par balayage se prête mieux à l'examen des soudures que la micrographie par transmission.

L'examen micrographique peut parfois, moyennant l'équipement complémentaire nécessaire, être quantitatif. Citons par exemple l'évaluation de la ferrite delta dans le métal fondu des soudures austénitiques, de la proportion de martensite dans la ZAT des soudures sur acier, ou encore des inclusions dans la zone fondue.

C-II-5 Conclusion

Enfin, à des fins de recherche ou d'enseignement. L'examen micrographique peut être associé à la cinématographie, comme cela a été le cas à l'institut de Soudure pour l'étude du rôle de l'hydrogène dans la fissuration à froid et le dégagement de ce gaz à partir du métal fondu.

ETUDE EXPERIMENTALE

III- ETUDE EXPERIMENTALE

III-1 Introduction

Les différentes zones sont des sites privilégiés d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue qui sont les causes réelles des dommages de ces structures. Les facteurs affectant la durée de vie des structures soudées sont, l'hétérogénéité, les conditions de soudage et bien sûr le métal d'apport. Le bon choix de ce dernier améliore considérablement la tenue en fatigue des structures.

Cette partie de la thèse traite le couplage entre le traitement (thermique/ mécanique) et l'état microstructurale et leurs Influence sur le comportement en fatigue d'un cordon de soudure. Une démarche utile pour évaluer l'intégrité et la sécurité des soudures. D'autre part, les effets de la réduction des contraintes internes en utilisant la méthode de pré compression du ligament de l'avancée de fissure de fatigue ont également été analysées.

III-2 Expérimentation

III-2-1 Présentation du matériau

Notre étude porte sur l'acier API X60, utilisé pour la fabrication des citernes à gaz (Gaz de pétrole liquéfié GPL) et la construction de gazoduc. La soudure est obtenue par soudage automatique avec électrodes enrobées GMoSi. La composition chimique et les propriétés mécaniques de base des deux matériaux sont données respectivement par le tableau 1 et 2.

Tableau.III.1 : Composition chimique du MB et MF

	C%	Mn%	P%	Si%	S%	V%	Mo%
Métal de base (MB) API X60	0.22	1.4	0.03	-	0.03	< 0.01	-
Métal d'apport MF GMoSi	0.1	1.15	-	0.6	-	-	0.52

Tableau.III.2 : Propriétés mécanique du MB et MF

	Re (MPa)	Rm (MPa)	A %	k	n
Métal de base (MB) API X60	414	517	25	578	0.1
Métal d'apport MF GMoSi	460	560	22	836	0.3

III-2-2 Procédure de soudage

La qualité du joint dépend du soin apporté à la préparation des pièces à souder, en effet une bonne préparation ne doit pas altérer sensiblement ni les propriétés mécaniques ni les propriétés métallurgiques des pièces.

En amont d'une opération de soudage, la plaque doit être nettoyée de tout oxyde, huile, graisse, impureté ou autre matière déposée dessus pouvant provoquer des défauts lors de la solidification du métal fondu. Un nettoyage manuel avec une brosse en acier inoxydable ou un solvant chimique sont les plus utilisés dans les chantiers.

Le matériau utilisé dans notre étude est livré sous forme de tube utilisé dans la construction du gazoduc GPDF Bechar, le découpage et le soudage est assuré par la société algérienne de gestion du réseau de transport de gaz (GRTG) filiale de SONELGAZ.

Les plaques ont été soudées à l'arc électrique selon la norme API1104, ce mode de soudage a été qualifié selon une PQR (Procédure qualification record) qui englobe tous les tests et essais tels que (contrôle visuel, radiographie, dureté, macroscopie, traction, pliage, etc...).

La préparation des pièces a été faite selon les étapes suivantes :

- La mise à dimension est faite par : oxycoupage ou découpage au chalumeau
- Sciage
- Préparation des chanfreins est réalisée par : fraisage ou machine à chanfreiner à froid.
- Soudage
- Usinage des éprouvettes soudées pour avoir les dimensions et les formes des éprouvettes normalisées ;
- Rectification des éprouvettes usinées pour avoir un bon état de surface

Le principal contrôle qui a été appliqué est le contrôle par ressuage, qui permet de détecter des défauts de compacité, parfois très fins, débouchant en surface et non obstrués (fissures, porosités, replis, manque de liaison) sur des matériaux métalliques non poreux et non absorbants l'opération se base sur les étapes suivantes :

- Dégraissage de l'élément à examiner à l'aide d'un solvant et d'un chiffon propre et non pelucheux.

- Application du pénétrant rouge ou fluorescent suivant la sensibilité de l'examen, pour un temps d'imprégnation de 20 minutes.
- Nettoyage de l'excès de pénétrant par pulvérisation d'eau et séchage.
- Application du révélateur en fine couche uniforme. L'interprétation des indications se fait immédiatement et durant les 30 minutes suivantes.

Les soudures (figure III.1) ont été réalisées par des soudeurs homologué puis radiographie et interprété par un contrôleur CND certifié niveau 2.



Fig. III.1 : Exemple d'échantillon prélevé afin de réaliser les différentes éprouvettes

III-3 Examens micrographiques

Des examens micrographiques sur des coupes polies ($1\mu\text{m}$) puis attaquées au Nital 3%, ont été effectués à l'aide d'un microscope. Le but recherché est d'observer d'une manière très fine, les structures dans des zones très localisées en surface et transversale perpendiculaire au cordon de soudure dans les trois zones illustrées par la figure III.2.



Fig. III.2 : Orientation des coupes polies pour les examens micrographiques

Les transformations que subit la ZAT ne sont pas simulables aux traitements thermiques appliqués aux aciers. En effet après une opération de soudage, il y a apparition de la bainite et la ferrite intergranulaire dans la zone de jonction et les zones de transformations.

- Zone Z1 (MB) : L'observation montre la présence de la ferrite et de la ferrite-perlite (une structure alternée de ferrite et de perlite caractéristique des bandes de laminage (figure III.3- a)).
- Zone (Z3) MF : Dans la dernière passe, les dispositions des plages ferritiques et des constituants carburés assimilables à la ferrite présentent une disposition marquée liée à la solidification. L'observation montre la présence d'une structure dendritique avec des îlots (ferrite-perlite) et des grains assez gros (figure III.3-b).
- Zone ZAT : Cette zone présente une variation de structure hétérogène et une destruction progressive des bandes de laminage (figure III.3-c). Dans la zone près de la ligne de fusion, apparaît une structure surchauffée avec un aspect et une disposition assez particulière de la ferrite. On remarque la présence d'une nouvelle phase qui est la ferrite aciculaire (sous forme des aiguilles). Cette microstructure présente des îlots de bainite en lattes séparés par de la ferrite et de bonnes propriétés mécaniques. Des travaux récents [14-15] ont décelé pratiquement les observations similaires.

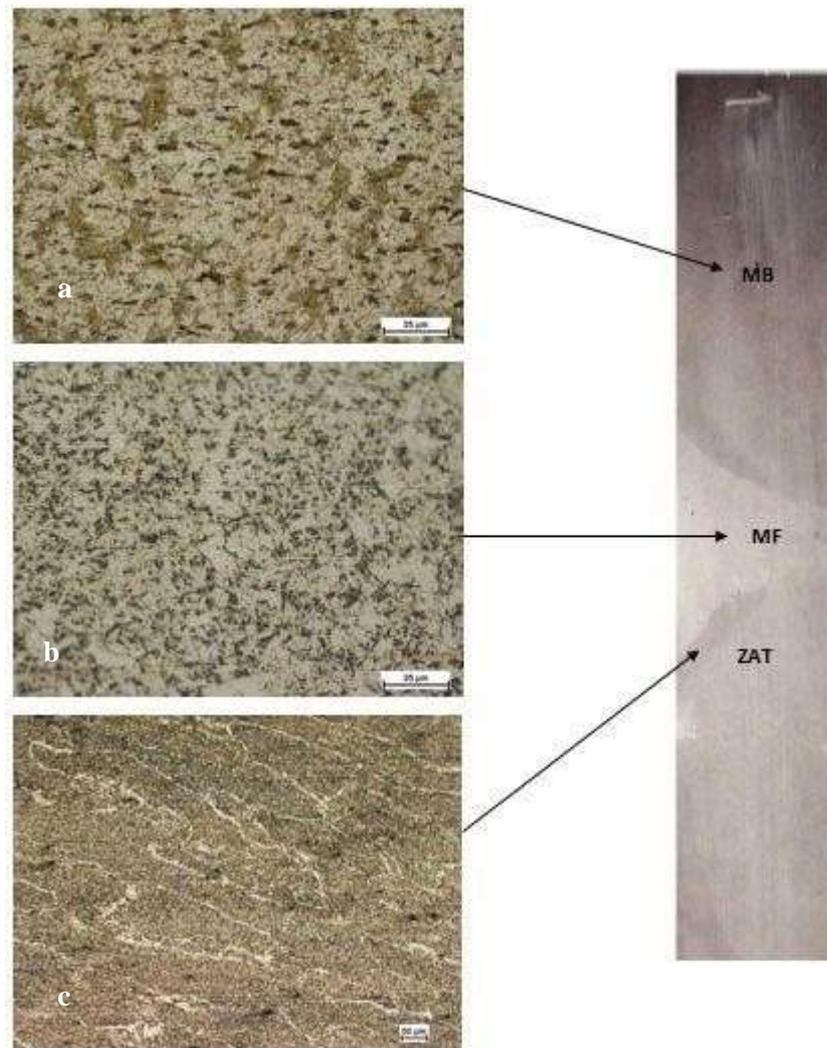


Fig. III.3 : Structure des trois zones avec différents grossissements :

a - MB, b - MF, c - ZAT

Les petites « tâches marron » ponctuelles réparties sur l'ensemble de la micrographie seraient des attaques chimiques localisées. La figure III.4 montre la jonction frontière entre les trois zones.

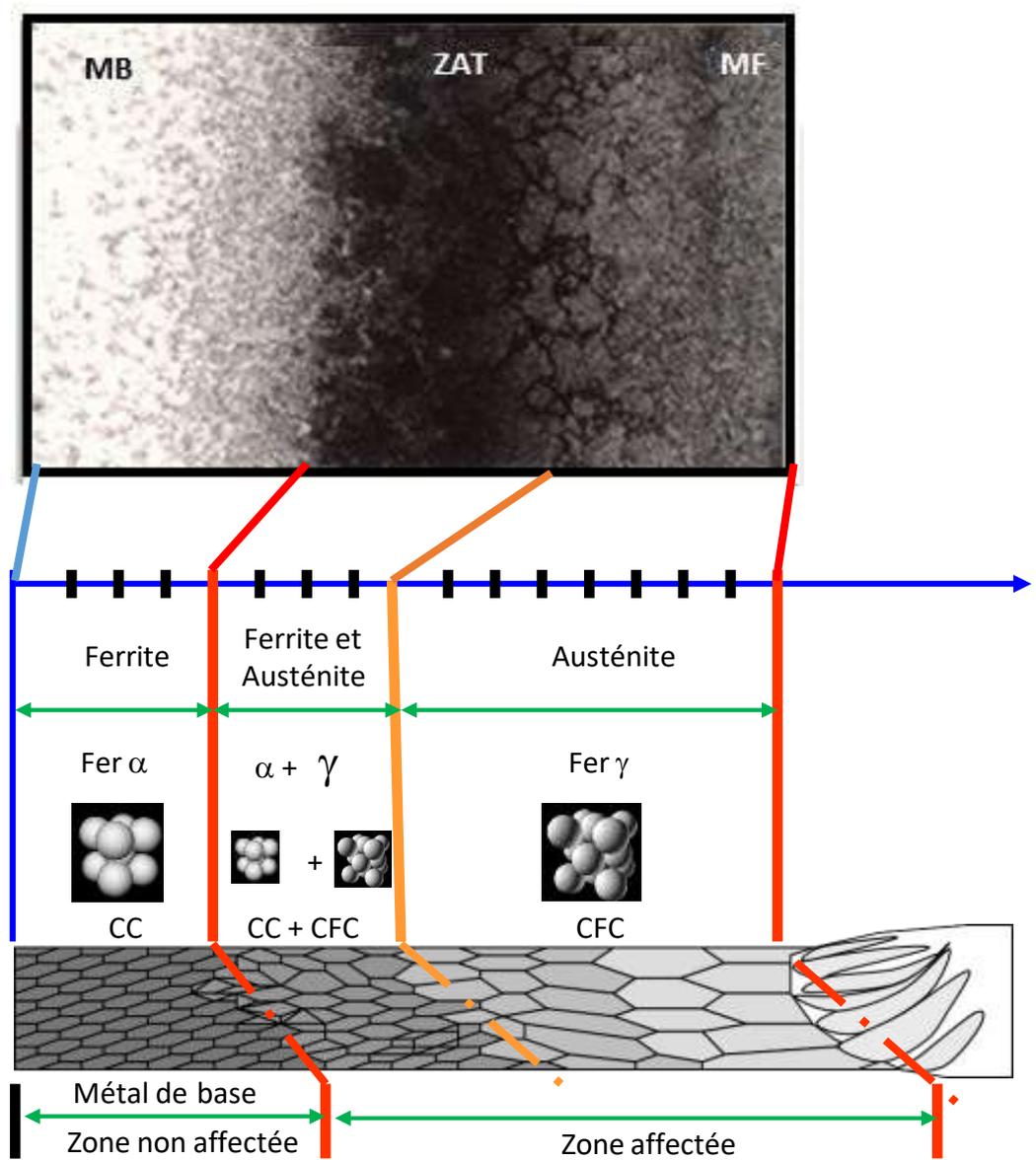


Fig.III.4 : Jonction frontière entre les trois zones

III-4 MESURE DE DURETE :

Pour la mesure de micro-dureté sur les différentes zones de soudures, des filiations de dureté Vickers sous 10 Kgf de charge, ont été effectuées à raison d'une mesure par millimètre, sur la ligne transversale de la face de l'éprouvette. Les essais ont été effectués sur une machine de type SHIMADZU HMV-2000 présenté dans la figure III.5 suivantes :



Fig.III.5 : Présentation du micro-duromètre SHIMADZU HMV-2000
et le détail de l'optique

La dureté est donnée par le rapport de la charge à la surface latérale de l'empreinte pyramidale, exprimée sans dimension :

$$HV = 0.102 \frac{2F * \sin(136^\circ / 2)}{d^2} = 0.189 \frac{F}{d^2} \quad \text{III.1}$$

Les résultats des mesures sont reportés sur la figure III.6.

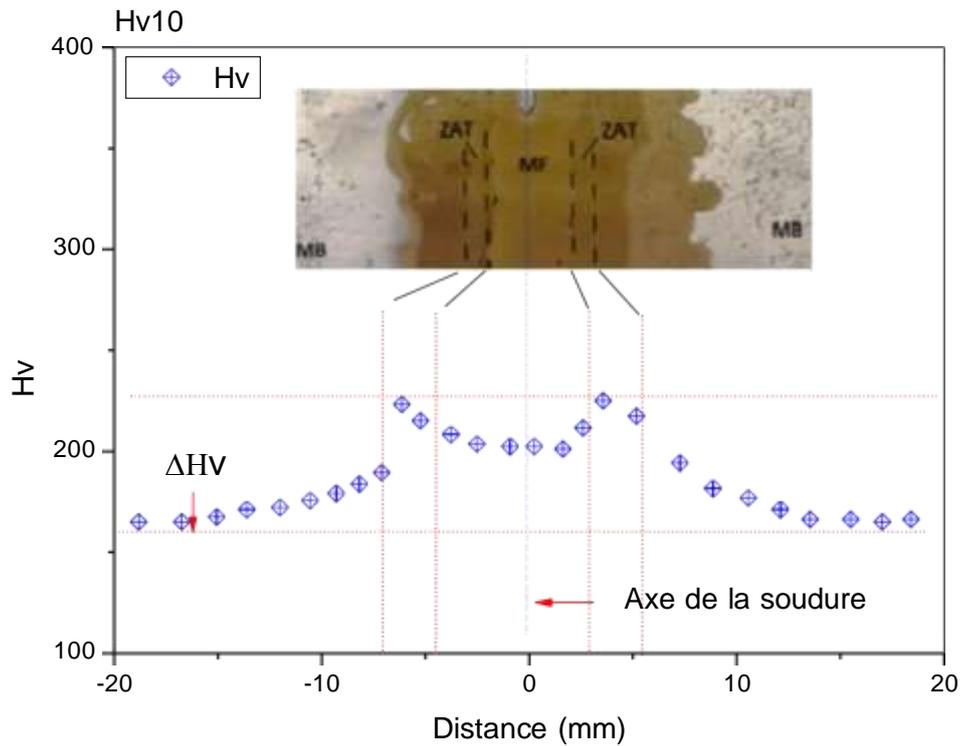


Fig.III.6 : Profil de mesure de microdureté

La dureté est plus élevée au niveau de la ZAT en raison de la microstructure transformée lors du soudage et plus particulièrement dans la zone de liaison. La dureté moyenne mesurée est de 65 à 70 Hv10.

III-5 Fissuration par fatigue

III-5-1 Conditions des essais et instrumentations

Le prélèvement des éprouvettes utilisées pour les essais de fissuration a été réalisé selon la figure III.7. Ces éprouvettes sont du type CT 50 d'épaisseur 07 mm conformes à la norme ASTM-E-647 (figure III.8).

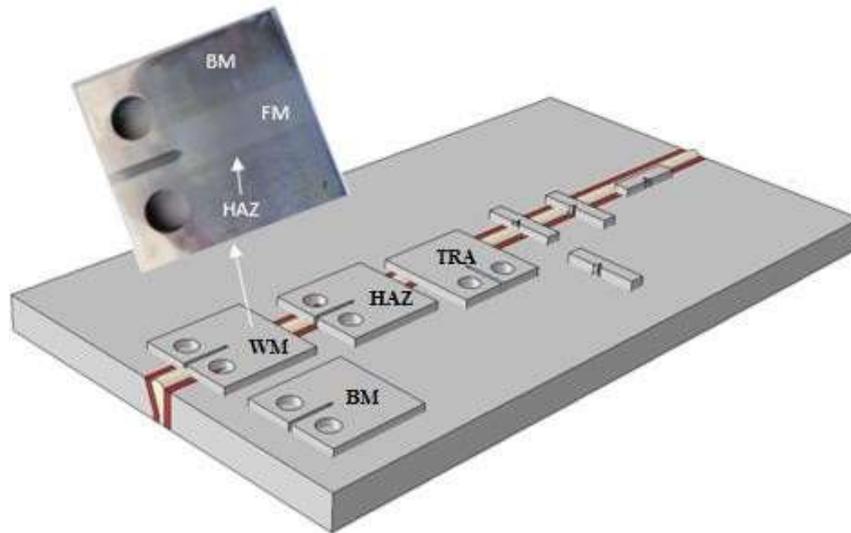


Fig.III.7 : Représentation schématique du prélèvement des éprouvettes.

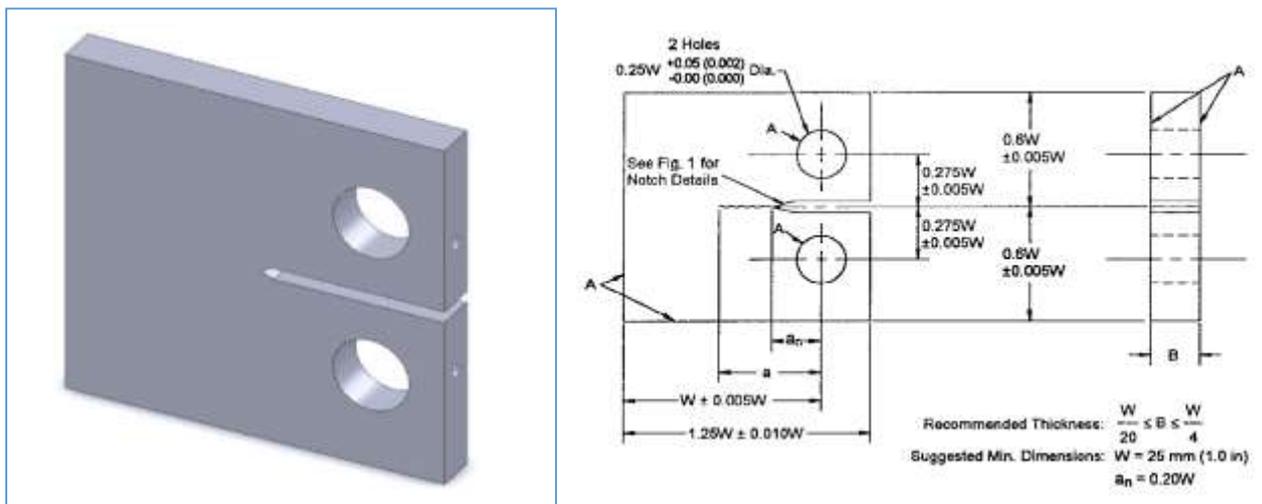


Fig.III.8 : Epreuve de fissuration par fatigue CT50.

Les essais de fissuration par fatigue ont été réalisés à l'université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbès (Laboratoire de matériaux et systèmes réactifs LMSR). La machine utilisée est une machine électro-hydraulique asservie INSTRON (Système d'acquisition MTS) de capacité 50 KN en statique et 100 KN en dynamique (Figure III.9).

Le suivi de la fissure a été effectuée à l'aide d'une lunette binoculaire optique grossissante (Détaille figure III.10) et un stroboscope monté sur un dispositif solide de la machine (Détaille figure III.10).



Fig III.9 : Machine électro-hydraulique asservie INSTRON



Fig.III.10 : Lunette binoculaire optique grossissante

Les graduations sur la lunette binoculaire optique permettent la mesure de l'avancée de fissure (figure III.10), par l'intermédiaire d'une vis micrométrique fixée sur le socle. Et le stroboscope permet de prendre des mesures sans arrêter la machine à cause de l'effet de fermeture. (Détaille figure III.11) et un stroboscope monté sur un dispositif solide de la machine

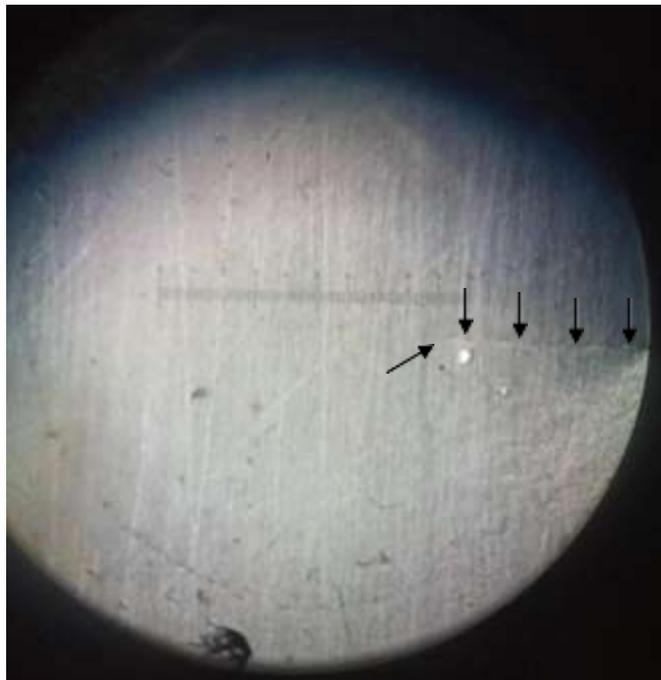


Fig III.11 : Détail d'amorçage de la fissure

Le facteur d'intensité de contrainte K dans le cas d'une géométrie CT est donné par la relation suivante (Norme ASTM E 399) [91]:

$$K = \frac{P}{B\sqrt{W}} f(\alpha) \quad \text{III.2}$$

P : est la charge appliqué [N].

W : est la largeur de l'éprouvette depuis l'axe de chargement [m].

B : est l'épaisseur de l'éprouvette [m].

$\alpha = a/w$: a est la longueur de fissure.

$f(a/w)$: est une fonction de complaisance qui prend une forme différente

$$f(a/w) = (\alpha)^{1/2} (0.199 - 0.41\alpha + 18.7\alpha^2 - 38.48\alpha^3 + 53.85\alpha^4) \quad \text{III.3}$$

III-5-2 Calcul de La vitesse de fissuration :

Généralement les données ou les résultats expérimentaux sont compilées, elles peuvent être manipulées pour supprimer ou réduire toute volatilité ou tout autre type de décalage, C'est ce qu'on appelle le lissage des données. Le lissage est une technique qui consiste à réduire les irrégularités et singularités d'une courbe expérimentale.

L'idée derrière le lissage des données est qu'il peut identifier des changements simplifiés afin d'aider à prédire différentes tendances et modèles. Il aide les chercheurs à examiner beaucoup de données qui peuvent souvent être compliquées à interpréter pour trouver des modèles qu'ils ne verraient pas autrement.

La méthode utilisée dans notre étude, est une méthode polynomiale incrémentale adaptée pour le traitement des données expérimentales. Cette méthode appelée méthode des sept points, utilise le lissage d'une série de points successifs par un polynôme dont la croissance est monotone dans cet intervalle de sept points. L'équation de la courbe lissée est de la forme :

$$a_1 = b_0 + b_1 \left(\frac{N_1 - C_1}{C_2} \right) + b_2 \left(\frac{N_1 - C_1}{C_2} \right)^2 \quad \text{III.4}$$

b_0 , b_1 et b_2 : Paramètres de régression déterminés par la méthode des moindres carrés dans un intervalle de sept points. Les paramètres C_1 et C_2 sont utilisés pour normaliser les données.

$$C_1 = \frac{1}{2} (N_{1-3} + N_{1+3}) \quad \text{III.5}$$

$$C_2 = \frac{1}{2} (N_{1+3} - N_{1-3}) \quad \text{III.6}$$

La vitesse de fissuration au point a_i est obtenue à partir de la dérivée de la première expression.

$$\frac{da}{dN} = \frac{b_1}{C_2} + 2b_2 \left(\frac{N_1 - C_1}{C_2^2} \right) \quad \text{III.7}$$

III-6 Résultats et discussion

III-6-1 Étude sur les trois zones

Les résultats obtenus concernent les différentes éprouvettes dans les trois zones (MB – MF – ZAT) représentés par la figure (III.3). Le tableau (3) englobe les valeurs de C et m de la loi de PARIS (formule 8) du domaine exploré présentant une allure quasi rectiligne.

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad \text{III.8}$$

Tableau.III.3. : Valeurs C et m de la Loi de Paris dans les différentes zones étudiées

Désignation	Loi de Paris	ΔK
MB	$da/dN=1,25e^{-11}\Delta K^{4,3}$	20 à 62 MPa \sqrt{m}
MF	$da/dN=9,76e^{-12}\Delta K^{4,6}$	28 à 64 MPa \sqrt{m}
ZAT	$da/dN=6,33e^{-12}\Delta K^{5,8}$	18 à 66 MPa \sqrt{m}

La figure III.12 représente la vitesse de fissuration da/dN par rapport à ΔK des 3 zones avec un rapport de charge $R = 0.1$. Les résultats montrent que pour les faibles taux de ΔK , la croissance des fissures de fatigue sont similaires. Cependant, pour des valeurs de ΔK supérieures à 30 MPa \sqrt{m} , cette croissance de fissure devient plus importante respectivement dans le MF et la ZAT.

- Pour les valeurs de $\Delta K > 50 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$, la vitesse de fissuration présente un écart important (15%) entre les 3 cas, ce qui signifie que :

- Dans ce domaine étudié, la vitesse de fissuration présente une allure presque similaire dans les trois zones.
- Même si les vitesses diffèrent dans les trois zones, mais aucune déviation de la fissure de son axe de propagation n'a été remarquée, contrairement à certains auteurs [21 - 23] qui ont montrés qu'au-delà d'une certaine valeur de ΔK la vitesse de fissuration s'accompagne généralement d'une déviation de la fissure de son plan initial vers le métal de base. Ce qui confirme que la soudure a été seise et le choix d'un métal d'apport à celle du métal de base est adéquat. Généralement la déviation est due à la différence des caractéristiques mécaniques entre les trois zones ; la fissure se dirige d'une microstructure plus dure vers une microstructure plus douce.

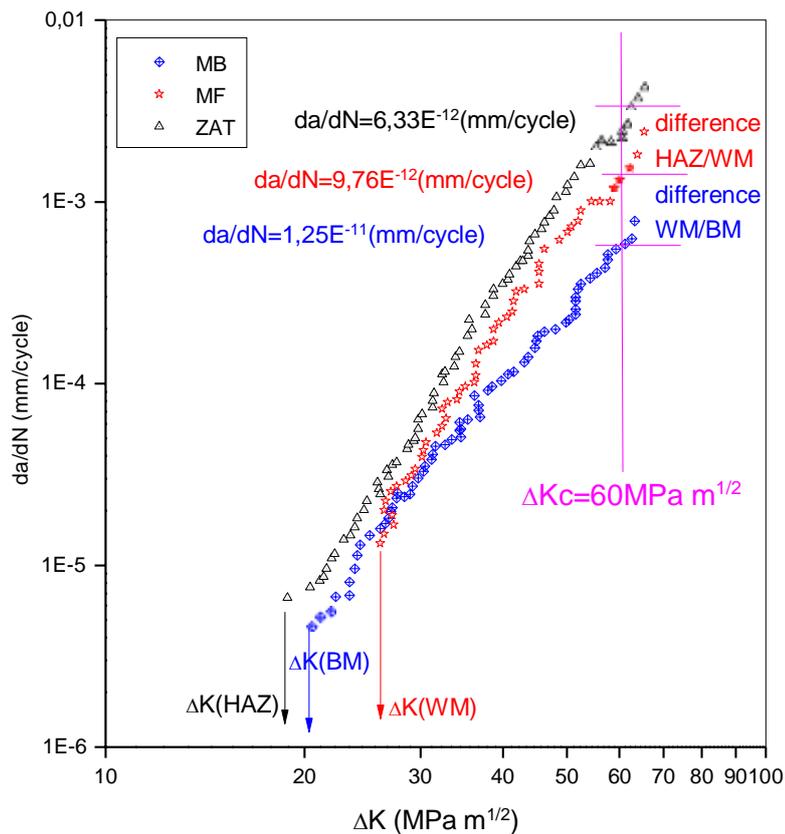


Fig III.12 : Evolution de la vitesse de fissuration $da/dN=f(\Delta K)$ dans les trois zones (MB, MF et ZAT)

Beaucoup de difficultés ont été enregistrées lors des essais de fissurations par fatigue sur la zone de soudure (MF), et cela due aux contraintes résiduelles contractées durant le cycle de soudage. Pour faciliter l'amorçage et l'initiation de la fissure, nous avons essayé deux techniques :

- Elimination des contraintes résiduelles par pré compression locale
- Traitement du ligament de l'avancée de la fissure

III-6-2 Elimination des contraintes résiduelles par pré compression locale

Au cours d'un essai de fissuration de fatigue sur un cordon de soudure, on remarque que la propagation de la fissure de fatigue est perturbée par le champ de contraintes résiduelles existant. Pour remédier à ce problème, on a eu recours à la méthode de pré compression locale pour limiter la déformation plastique à quelques pourcentages de l'épaisseur sous peine de modifier la progression de la fissure. La figure III.13 schématise le principe de la méthode avec les dimensions de poinçons à utiliser. La figure III.14 et III.15 représentent respectivement la machine utilisée pour la compression et la photo prise sur l'éprouvette étudiée.

La pression appliquée et la pénétration du poinçon dans le ligament sont données respectivement par les relations (III.9) et (III.10) :

$$p = 0,4 \cdot Re \cdot B^2 \quad \text{III.9}$$

Avec :

Re : limite élastique du matériau (MPa)

B : épaisseur de l'éprouvette (mm)

$$T = 0,5\% \text{ de } B \text{ (Totalisé des deux côtés)} \quad \text{III.10}$$

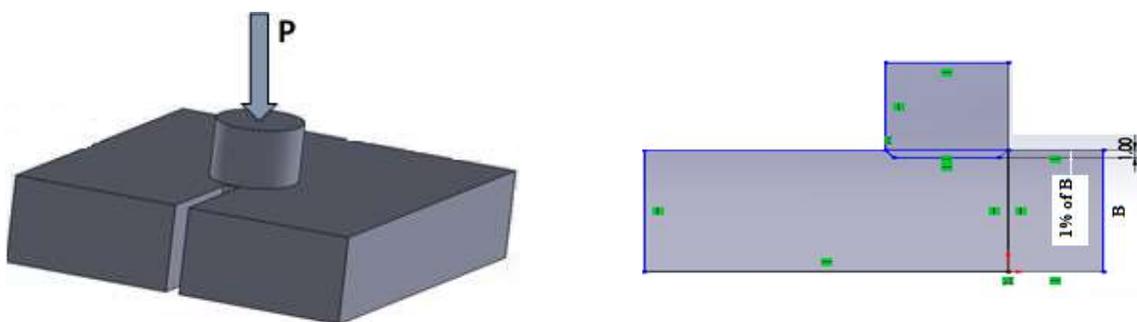


Fig.III.13 : Schématisation du principe de la méthode de pré compression



Fig.III.14 : Photo de la machine de compression

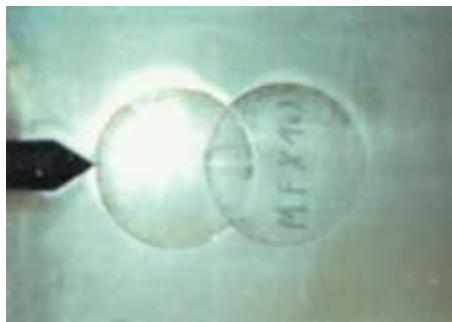


Fig.III.15 : Photo du ligament pré compressé

La figure III.16 représente l'évolution de la vitesse de fissuration après la relaxation des contraintes internes de soudage au point de fissure par pré compression. En effet ce comportement est en accord avec les contraintes résiduelles et l'évolution de la fermeture des fissures. Lorsque les contraintes résiduelles de traction agissent pour ouvrir complètement la fissure, l'éprouvette adopte un comportement de croissance de fissure comparable au métal de base mais avec un cumul important de nombre de cycles de fatigue.

Les résultats donnés par la figure III.16 et le tableau 4, montrent que la croissance de fissure est très importante après le retard enregistré due à la fermeture par contraintes internes, et présente un écart pratiquement constant durant l'avancée de la fissure. La pente m est augmentée et est comparable à la pente obtenue dans la ZAT. D'autres auteurs ont tiré les mêmes conclusions sur l'acier X70 [19-20].

Tableau.III.4. : Valeurs C et m de la Loi de Paris dans métal fondu avant et après compression.

Désignation	Loi de Paris	ΔK
MF	$da/dN=9,76e^{-12}\Delta K^{4.6}$	28 à 64 $MPa\sqrt{m}$
MF Après comp	$da/dN=6,77e^{-15}\Delta K^6$	22 à 50 $MPa\sqrt{m}$

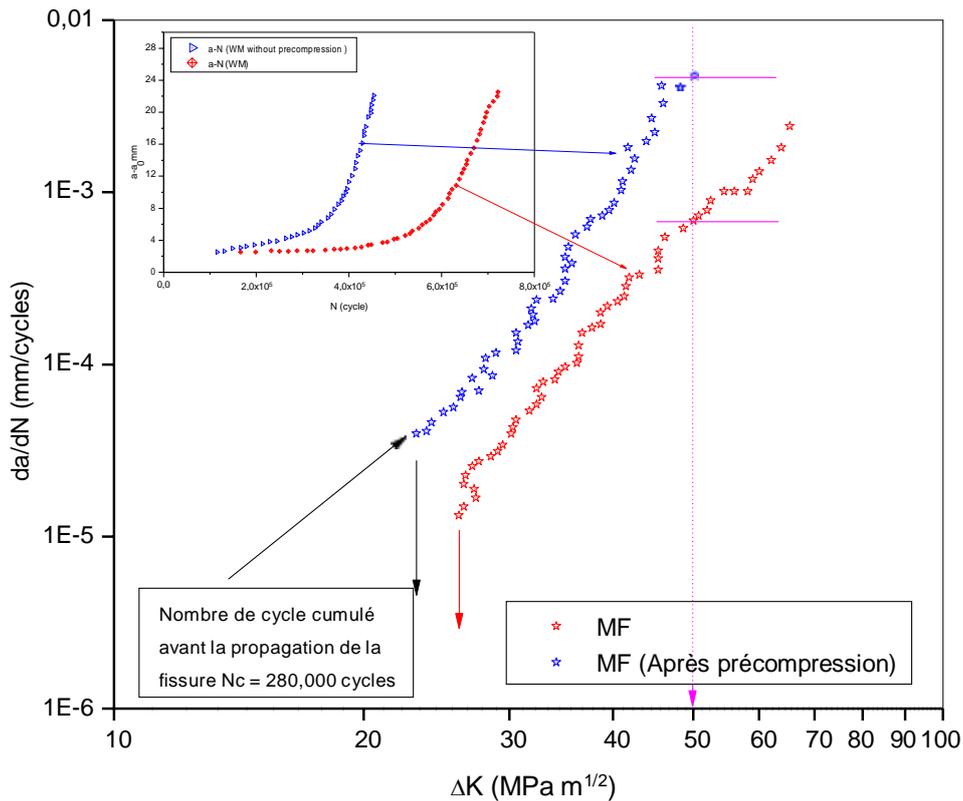


Fig. III.16 : Comparaison $da/dN=f(\Delta K)$ Du MF Avec et sans pré compression du ligament

III-6-3 Traitement du ligament de l'avancée de la fissure

Cette opération est passée par deux phases importantes, un préchauffage avant l'opération de soudage et un recuit de détensionnement consistant à baisser lentement la température. Ce traitement doit garantir une parfaite sécurité et fiabilité au niveau de la soudure en fonction des épaisseurs et de la qualité du matériau en réduisant les contraintes internes. En effet ce traitement a été réalisé dans un four à une température maxi de 580°C avec une durée de maintien de 2H00 suivi d'un refroidissement lent jusqu'à 320° C puis une exposition à une température inférieure à AC1. D'autres techniques et procédures sont aussi utilisées [17-18] Les figures III.17 et III.18 représentent respectivement le modèle de four utilisé pour le traitement thermique et les éprouvettes CT traitées. La vitesse de fissuration da/dN par rapport à ΔK dans le métal fondu après relaxation par traitement thermique ayant pour but la suppression des contraintes internes provenant de la solidification des pièces soudées refroidies, est présentée par la figure III.19 et d'après les résultats donnés par le tableau 5.

Les résultats montrent que pour la croissance de fissure est amorcée pour un niveau de ΔK plus faible que l'état sans traitement thermique. Et même pour des valeurs plus importantes de ΔK , une diminution de cette vitesse a été enregistrée avec une croissance régulière de la fissure par fatigue. Ce qui signifie une suppression des contraintes internes causées par la solidification après soudage. La figure III.18 représente les éprouvettes CT traitées



Fig.III.17 : Modèle de four utilisé pour le traitement de recuit



Fig.III.18 : Eprouvettes CT après opération de chauffage

Tableau.III.5. : Valeurs C et m de la Loi de Paris dans le métal fondu avant et après TTH.

Désignation	Loi de Paris	ΔK
MF	$da/dN=9,76e^{-12}\Delta K^{4.6}$	28 à 64 $MPa\sqrt{m}$
MF Après TTH	$da/dN=6,53e^{-10}\Delta K^{3.1}$	18 à 60 $MPa\sqrt{m}$

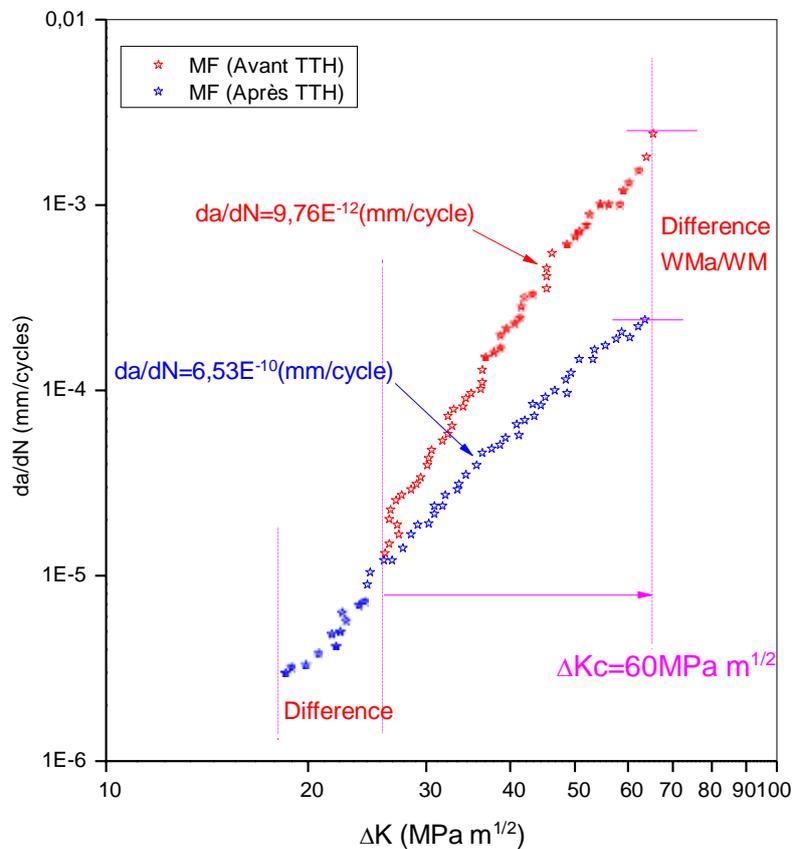


Fig.III.19 : Comparaison de l'évolution de $da/dN=f(\Delta K)$ Avant et après TTH

III-7 Position de soudure Transversale

Dans le but d'étudier la variation d'une fissure de fatigue à travers un joint de soudure transversal, l'entaille mécanique a été placée perpendiculairement à la soudure (figure III.20). Le but est de voir le comportement et la fissure à travers les différentes microstructures des différentes zones, et de voir l'influence de ces zones sur la vitesse de fissuration. Nous avons remarqué que la fissure n'a pas dévié de son plan de propagation jusqu'à la position critique, ce qui nous donne à conclure que les microstructures des différentes zones n'étaient pas très différentes, donc un bon choix du métal d'apport.

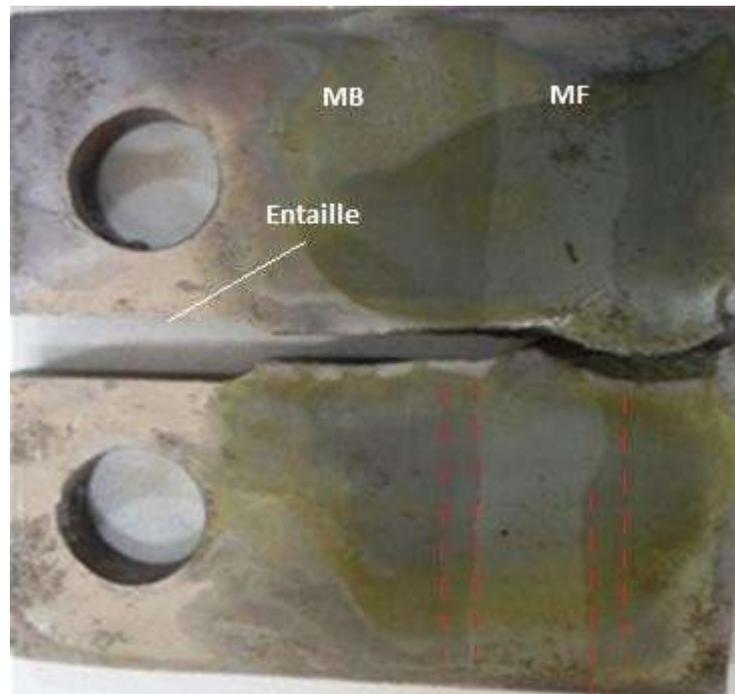


Fig. III.20 : Position de soudure Transversale

La variation da/dN dans la plaque contenant un joint de soudure transversal, suit une allure semblable à celle de MB, mais enregistre un retard dès que la pointe de fissure entra dans la deuxième zone (ZAT) puis elle progresse rapidement avec une pente m proche de 7.

Cette évolution est caractérisée par une perturbation due au changement répété de de microstructure. En outre, le cordon de soudure avait une résistance à la croissance des fissures manifestement plus élevée que le métal de base, en particulier dans la gamme basse ΔK . Au fur et à mesure que la fissure croissante se propageait à travers la ZAT et MF cette résistance a chuté (tableau 6), (figure III.21).

Tableau.III.6. : Valeurs C et m de la Loi de Paris d'un cordon de soudure transversal

Désignation	Loi de Paris	ΔK
MF	$da/dN=9,76e^{-12}\Delta K^{4.6}$	28 à 64 $MPa\sqrt{m}$
Cordon transversal	$da/dN=1,42e^{-14}\Delta K^{6.2}$	17 à 65 $MPa\sqrt{m}$

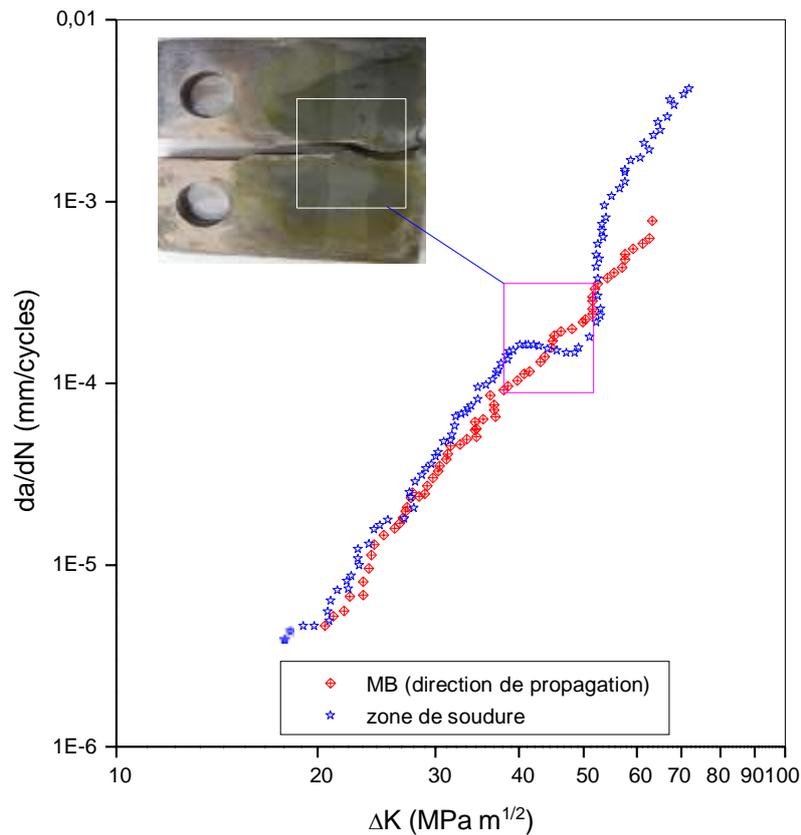


Fig.III.21 : Comparaison $da/dN=f(\Delta K)$ Du MF sens longitudinal et transversal

MODELISATION NUMERIQUE

IV- MODELISATION NUMERIQUE

IV-1 Introduction

L'objectif de cette partie est consacré à faire une modélisation en trois dimensions sur une éprouvette CT50, qui comporte de nouveaux concepts sur la modélisation des joints soudés.

Les calculs numériques ont été réalisés sur des configurations différentes en se basant sur la méthode des éléments finis dans une option de calcul en déformations planes du code de calcul " ABAQUS CAE ". Nous avons introduit dans les calculs les résultats des essais rationnels telle que les contraintes et déformations vrais et l'énergie de déformation élastoplastique. Cette étude a pour but de définir la direction de la fissure gouvernée par le modèle de Rice-Tracey [55] et qui présente le complément d'autres travaux [57, 58].

L'objectif principale est de déceler les paramètres locaux qui peuvent influencer l'évolution ($J-\Delta a$) et par la suite J_{IC} et $J_{0.2}$ (ténacité d'amorçage) dans le cas des joints soudés.

IV-2 Hypothèses de travail

Les simulations des essais de rupture mis en œuvre expérimentalement ont été réalisées à l'aide du code éléments finis « ABAQUS v.6.13-4 ». L'analyse est faite en déformations planes, nous avons choisi de mener une première 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 [70 et 71]. La méthode utilisée consiste en un changement des conditions aux limites : on laisse libre le déplacement en ouverture des nœuds précédemment bloqués dans le plan de symétrie. Pour une solution optimale, cette procédure impose le chemin et la forme de fissure, chose qui est imposé par un maillage adéquat. Dans le cas de l'éprouvette CT, la fissure reste dans le plan de symétrie de l'éprouvette. Pour notre cas, deux hypothèses simplificatrices sont donc faites sur la forme de la fissure simulée :

- On a simulé un front toujours rectiligne car on ne connaît pas l'évolution de la forme du front de fissure au cours de chargement.
- La longueur initiale du défaut est prise égale à la longueur de préfissuration obtenue par **ASTM E399-90** [16].

IV-3 Evaluation numérique de l'intégrale J

D'une part pour définir les paramètres des singularités élastiques ou plastiques, et d'autres part pour exprimer des variations d'énergie potentielle on utilise les intégrales de contour. Il a été démontré par des chercheurs [xx Eshelby] que l'intégrale de contour est indépendante du contour d'intégration. L'évaluation de cette grandeur noté J passe par l'intégrale de surface qui est dérivée de l'intégrale de de Rice [25].

L'intégrale J schématisé par la figure (IV.1) suivante, s'exprimer de la formulation suivante :

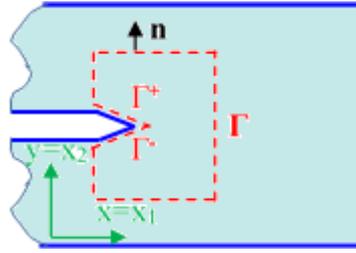


Fig IV.1. Contour d'intégration Γ .

$$J = \int_{\Gamma} \left(W n_s - \sigma_{ij} n_i \frac{\partial u_j}{\partial x_s} \right) v_s ds \quad \text{IV.1}$$

Où

Γ : est un chemin dans le plan autour de l'extrémité de l'entaille.

W : est la densité d'énergie de déformation,

v_s : est un vecteur unitaire dans la direction d'avancée de fissure,

n_i : est la normale au contour Γ ,

L'expression (1) peut alors s'écrire :

$$J = \int_{\Gamma+C_++C_+C_-} \left(W \delta_{is} - \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_s} \right) (-m_i) q_s ds - \int_{C_++C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_s} q_s ds \quad \text{IV.2}$$

Où t_j est la force d'extension sur les lèvres libres de la fissure :

$$t_j = \sigma_{ij} m_i \quad \text{IV.3}$$

Par le théorème de la divergence, on obtient :

$$J = \int_{\Gamma+C_++C_+C_-} \frac{\partial}{\partial x_i} \left[\left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_s} - W \delta_{is} \right) q_s \right] dA - \int_{C_++C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_s} q_s ds \quad \text{IV.4}$$

Finalement J peut s'écrire

$$J = \int_A \left[\sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_k} \frac{\partial q_k}{\partial x_i} - f_i \frac{\partial u_j}{\partial x_k} q_k - W \frac{\partial q_i}{\partial x_i} + \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}^m}{\partial x_k} q_k \right] dA - \int_{C_+ + C_-} t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_k} q_k ds \quad \text{IV.5}$$

IV-4 Comparaison de deux modélisations étudiées

cette partie, deux configurations de modélisation ont été explorés :

- Eprouvette modélisée et du type CT50 homogène, sur laquelle est configuré les différentes zones d'un joint soudé (figure IV.2- a).
- Eprouvette du type CT50 modélisée en fragment séparé, contenant les mêmes zones que la première configuration mais indépendantes puis assemblés (figure IV.2-b).

Les deux configurations ont été modélisées par la position de l'entaille dans le MF et puis dans la ZAT,(figure IV.3) conformément à la norme ASTM E 399.

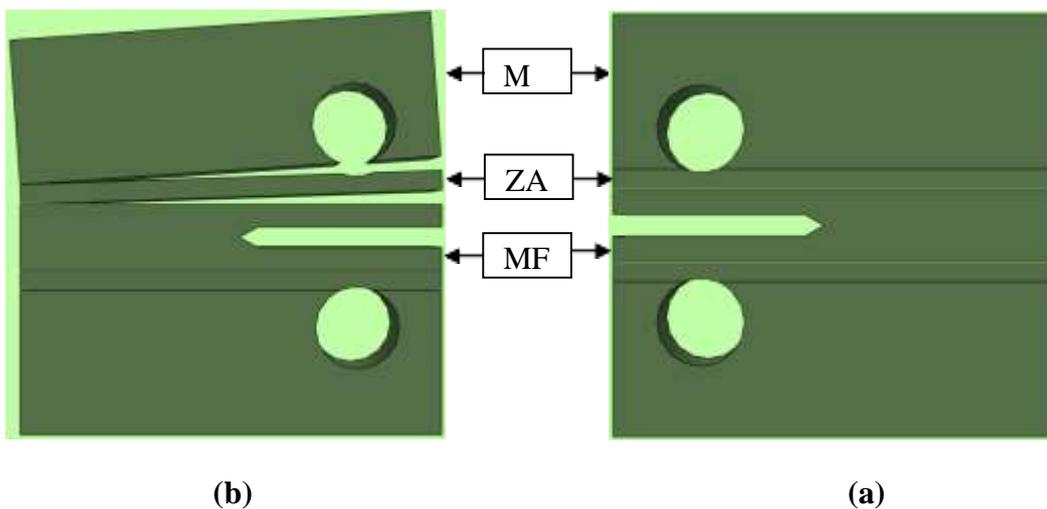


Fig.IV.2. Les deux modélisations d'une éprouvette hétérogène (cas de MF).

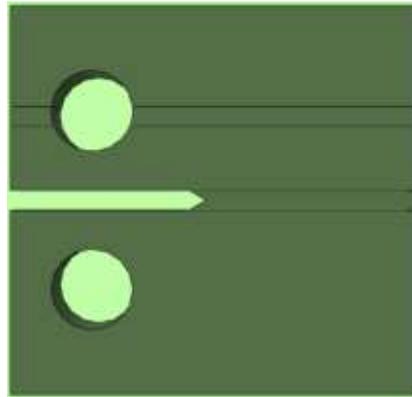


Fig.IV.3. Les deux configurations d'une éprouvette homogène et l'autre hétérogène(cas de ZAT).

L'épaisseur recommandée, B , de l'éprouvette est donné par le critère :

$$\frac{W}{20} \leq B \leq \frac{W}{4} \quad \frac{50}{20} \leq B \leq \frac{50}{4} \quad \text{IV.6}$$

$$2,5 \text{ mm} \leq B \leq 12,5 \text{ mm}$$

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

$$a_n \geq 0,2W \quad a_n \geq 10 \text{ mm} \quad \text{IV.7}$$

Nous avons choisi B est égale à 10 millimètres.

IV-3-1 Modélisation des Préfissures des éprouvettes

Les préfissures sont déclarées jusqu'à une extension relative (a/W) comprise entre 0,45 et 0,55.

Cette extension est donnée par :

$$a = a_n + a_f \quad \text{IV.8}$$

a_f est donné comme suite (ASTM E 647),

$$a_f \geq 0,025W \quad a_f \geq 1,25 \text{ mm} \quad \text{IV.9}$$

a est exprimé par la relation suivante :

$$0,45W \leq a \leq 0,55W \quad 22,5 \leq a \leq 27,5$$

Pour que l'éprouvette modélisée ne se déforme pas au niveau des trous pendant la simulation, nous avons pris $a_{f\text{entre}}$ 5 et 6mm, donc, la longueur a est égale à 23mm pour garantir $a/W=0,46$.

IV-3-2 Maillage

Nous avons choisi pour cette étude un maillage quadratiques de type C3D20R,(figure IV.4). Et afin d'éviter le passage brusque d'une section à une autre nous avons opté pour une régression de maillage régulières. Un raffinement particulier a été utilisé en pointe de fissure pour approuvé la modélisation en approche locale. Le rapport a_0/W est varié pour gouverne le fond de fissure.

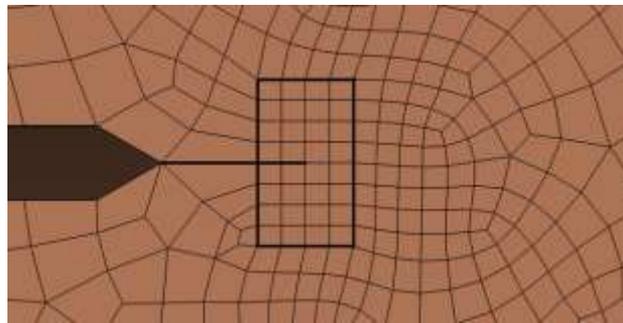


Fig.IV.4. Type de maillage utilisé.

IV-3-3 Conditions aux limites

Nous avons choisi un déplacement U_x nul pour les nœuds A_0 et A_1 , et nous avons imposé un déplacement pour la charge (+) au niveau du nœud A_0 et (-) au niveau du nœud A_1 suivant l'axe Y . Nous avons utilisé 10 pas de chargement également répartis jusqu'à l'ouverture de 1 mm de chaque côté donc un total de 2 mm.(figure IV.5)

La goupille (qui représente l'axe d'amarrage de l'éprouvette) est considérée comme parfaitement élastique avec un module d'élasticité longitudinale égal à celui du métal réel.

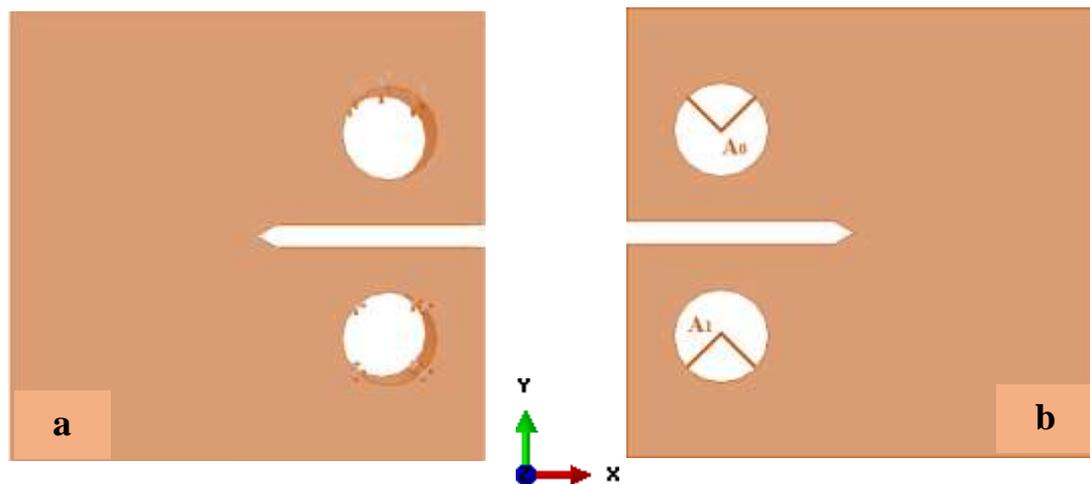


Fig.IV.5. Conditions aux limites.

IV-4 Résultats et discussion

IV-5-1 Ouverture au fond de la fissure (CTOD)

L'évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé $d=2\text{mm}$ dans le cas du MB et du joint soudé, présenté par la figure IV.6, montre que l'ouverture au fond de la fissure présente presque la même évolution dans les 3 configurations étudiées (MB, MF et ZAT). Cette constatation signifie que l'ouverture au fond de la fissure est gouvernée par le comportement du matériau ayant la plus faible limite d'élasticité.

On remarque dans la figure IV.6 qu'il y a un écart plus petit entre les modélisations **m1** et **m2** de chaque configuration des éprouvettes de tri-métal, ce qui signifie que la modélisation des géométries, l'identification des paramètres et la définition du contact sont entre les surfaces ajustées parfaitement avec le comportement réel de ces éprouvettes.

La forme d'ouverture de la fissure, dans le cas du MB et le joint de soudure, coïncide avec la forme de la zone plastique : - forme symétrique dans le cas du MB. - forme dissymétrique dans le cas du MF et la ZAT. Cette évolution présente un lien étroit avec le phénomène (Mismatching), rapport de la limite élastique du MB sur le MF ou la ZAT, ce qui justifier le développement important de l'ouverture de la fissure du côté MB par rapport au joint soudé à cause de la limite élastique qui est plus faible.

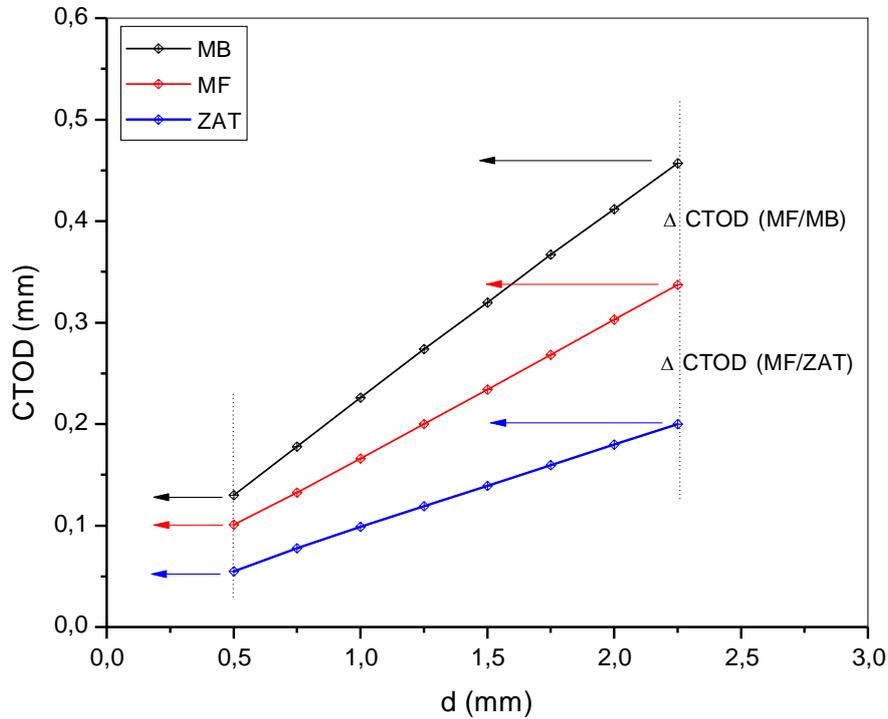


Fig.IV.6. Évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé
(Pour les différentes configurations).

Nous pouvons donc dire que l'évolution du paramètre CTOD est plus importante dans le cas d'Over-matching, et diminue dans le cas contraire (cas d'Under-matching). Ce qui signifie que, l'ouverture de la fissure dans la zone affectée thermiquement, possède deux côtés : - une ouverture vers le métal de base – une ouverture vers la zone de jonction avec le métal d'apport à cause de la dissymétrie.

IV-5 COURBE J- Δa

La figure IV.7 présente les points obtenus de l'intégrale J en fonction d'un pas d'avancement de la fissure, pour les différentes zones étudiées. Les points obtenus sont calculés loin du contour affecté par la singularité en pointe de fissure. Afin de se référer aux conditions expérimentales les résultats présentés sur la figure mettent en évidence deux décalages à gauche et à droite. Ces courbes mettent en évidence un écart relative entre les différentes zones pour les faibles valeurs de Δa par contre cet écart devient important vers la ligne de décalage supérieur. Les points représentant le paramètre J ont été déterminés pour chaque avancée de la fissure, et l'intersection de ces points avec la ligne de décalage inférieur représente le $J_{critique}$.

Ces conditions ont été respectées pour pouvoir faire une comparaison avec les résultats obtenus expérimentalement.

Les valeurs les plus faibles du paramètre J obtenues sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en ZAT, 38 kJ/m² environs. Par contre les valeurs les plus élevées sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en métal de base MB, 105 kJ/m² environs. On constate alors que la ténacité est trois fois plus importante que dans le cas de la ZAT. Le métal fondu présente une ténacité, exprimée par J d'environ 68 kJ/m², presque le double que pour la ZAT.

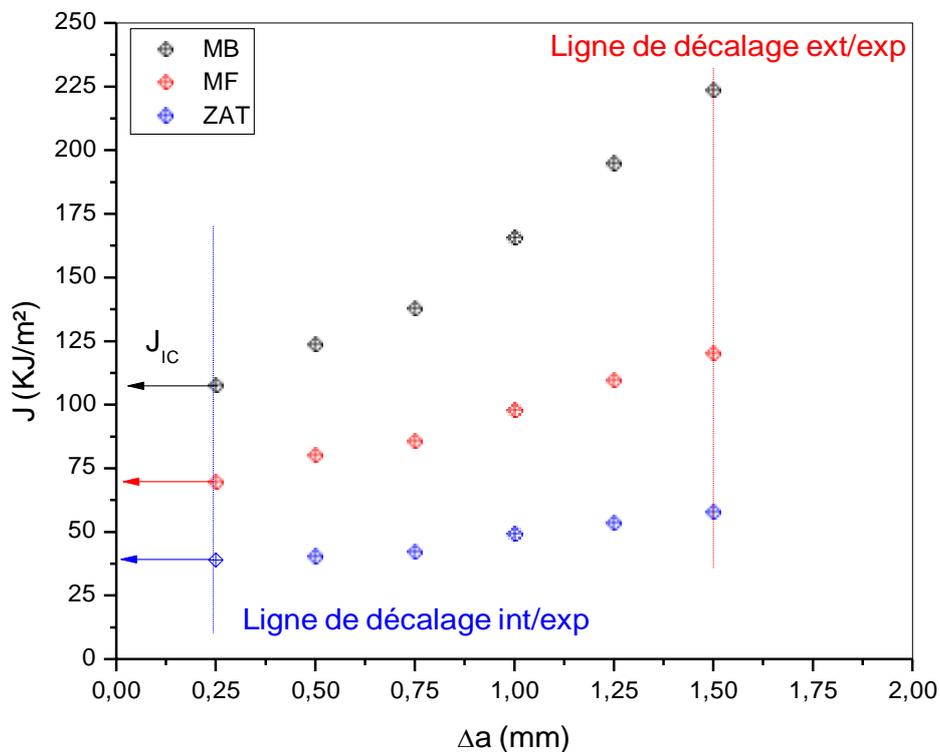


Fig.IV.7 Evolution de J en fonction de Δa dans les trois zones de soudure.

IV-6-1 Evolution de l'intégrale J

L'évolution de l'intégrale J pour les trois configurations (MB, MF et la ZAT), calculées sous Abaqus suivant le contour Γ_5 est présentée par la figure IV.8. On remarque que ces calculs de différentes modélisations et de mêmes dimensionnements donnent cependant une ténacité à l'amorçage identique pour des faibles valeurs des déplacements, et une évolution relative pour des déplacements plus importantes. L'écart de l'intégrale de contour J entre le Métal de base et

la zone affectée thermiquement ZAT pour $d=2\text{mm}$ est pratiquement le double, tandis que l'écart entre le métal de base et le métal fondu est nettement inférieur.

Il y a un écart faible entre les résultats au début des calculs pour les faibles valeurs de (d). Les mêmes résultats ont été obtenus avec une éprouvette modélisée par parties (chaque zone modélisée à part), cette constatation nous amène à la conclusion que l'intégrale J n'a pas été influencée par le changement de des paramètres du matériau et le contact des différentes zones.

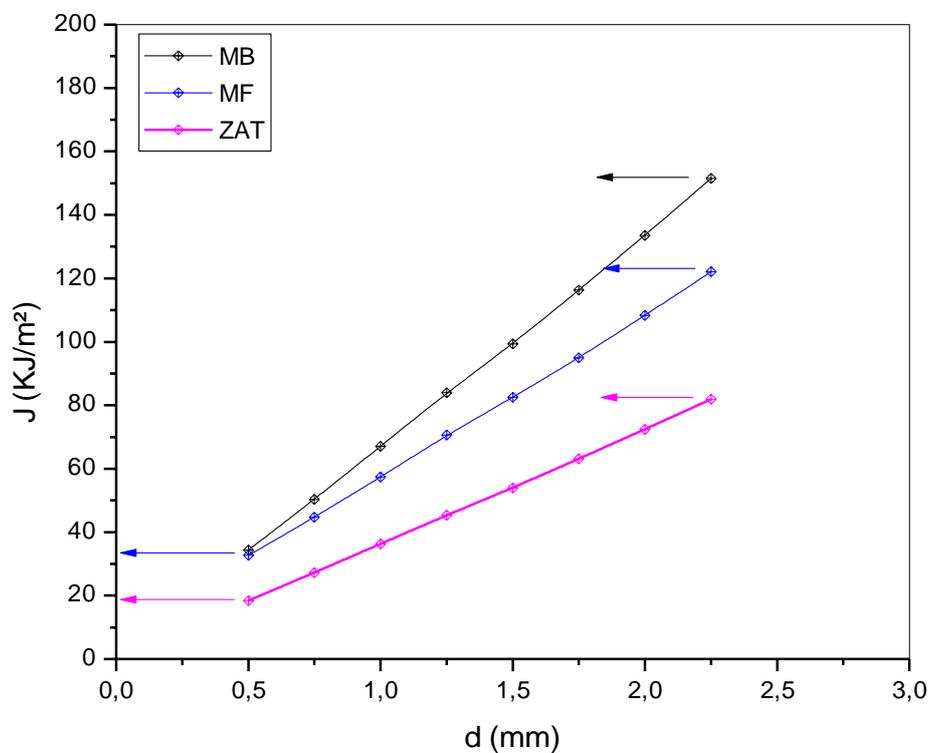


Fig.IV.8. Evolution de J en fonction du déplacement imposé.

L'évolution de la valeur de l'intégrale J en fonction du choix du contour d'intégration pour vérifier l'indépendance de l'intégrale J vis à vis des contours d'intégration, celle-ci est calculée selon plusieurs contours différents. Les résultats obtenus montrent l'existence de trois domaines :

- Lorsque le contour Γ (contour d'intégration) inclut l'ensemble de la zone de fissuration (propagation), la valeur obtenue est la valeur globale J .

- Lorsque le contour Γ (contour d'intégration) passe par la zone de décharge, qui correspond à la zone de sillage (Z_p zone plastique) existante à la pointe de fissure, les résultats obtenus divergent, car ce domaine est affecté par une contrainte de compression. On obtient des résultats sans aucun sens physique.

- Enfin, si le contour Γ (contour d'intégration) passe entre les deux pointes de fissures successives, sans traverser la zone de décharge, on obtient des valeurs plus faibles que la valeur obtenue pour J , d'où des résultats indépendants du choix de ce contour.

IV-6 Conclusion

Ce chapitre est consacré à la comparaison de deux modélisations des éprouvettes CT50 homogènes et hétérogènes pour caractériser numériquement la déchirure de l'acier API X60P, nous avons déterminé les paramètres des modèles à partir de la simulation numérique en utilisant le code de calcul ABAQUS.

L'ensemble des résultats a permis de montrer l'effet prépondérant des caractéristiques mécaniques des trois configurations. En effet, ces caractéristiques mettent en évidence le comportement global de J , CTOD et la zone plastique Z_p dans le cas d'un joint de soudure. En effet, dans le cas du trimétal, une forte dissymétrie peut être décomposée en ouverture du côté de MB et du côté de MF. Ce qui signifie que l'ouverture au fond de la fissure est gouvernée par la zone présentant la plus faible limite d'élasticité.

Dans les configurations hétérogènes (cas des joints de soudures), et à cause de la forte dissipation d'énergie liée à la plasticité loin du fond de la fissure, la validité d'un critère global basé sur le paramètre énergétique J pour décrire la progression d'une fissure dans les matériaux hétérogènes est compromise. En effet, l'énergie totale de déformation est alors décomposée en deux parties : la première contribue à la phase de plastification, la seconde étant l'énergie de la fissuration.

Un autre critère peut être utilisé pour prédire le comportement d'une fissure de fatigue numériquement est le taux de croissance des cavités, car il est sensible à tout changement dans les champs des contraintes et déformations au bout de la fissure. Ce qui signifie que ce critère est nécessaire dans le cas des joints soudés, comme approche locale pour l'étude de la déchirure.

IV-7 Essai de fissuration (ABAQUS)

IV-8-1 Introduction

Cette partie est consacré la modélisation la propagation de fissure par cycle (simulation de fatigue) dans la partie hétérogène d'un joint de soudure. Les trois zones constituant le joint de soudure ont été prises en considération.

Un joint soudé est constitué de trois zones de structure métallurgique et de propriétés mécaniques différentes, cette hétérogénéité remet en question :

- la validité des approches classiques de la mécanique de la rupture J proposée initialement pour les structures homogènes.
- La validité de la méthode classique qui prédit le comportement d'une soudure en l'assimilant à un matériau fictif équivalent ayant les propriétés mécaniques (limite d'élasticité, ténacité) les plus basses parmi celles des matériaux constituant le joint soudé.

Pour chaque zone (Métal de Base (MB), Métal Fondu (MF) et la Zone Affectée Thermiquement (ZAT)), nous avons pris en considération les lois de comportements rationnelles (élastoplastique) obtenus par des essais de tractions expérimentaux.

IV-8-2 Types d'éprouvettes utilisées

En se basant sur la méthode des éléments finis et dans une option de calcul en déformations planes par code de calcul " ABAQUS CAE ", la modélisation géométrique a été faite sur une éprouvette type CT 50 (Compact Tension) selon la norme ASTM E 399, nous avons pris (CT 50, $w=50\text{mm}$) dans les conditions représentées par la figure IV.9 pour reproduire les essais expérimentaux.

Le ligament ($w - a_0$) est relativement importante : il est 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 : $a / w \approx 0,5$.

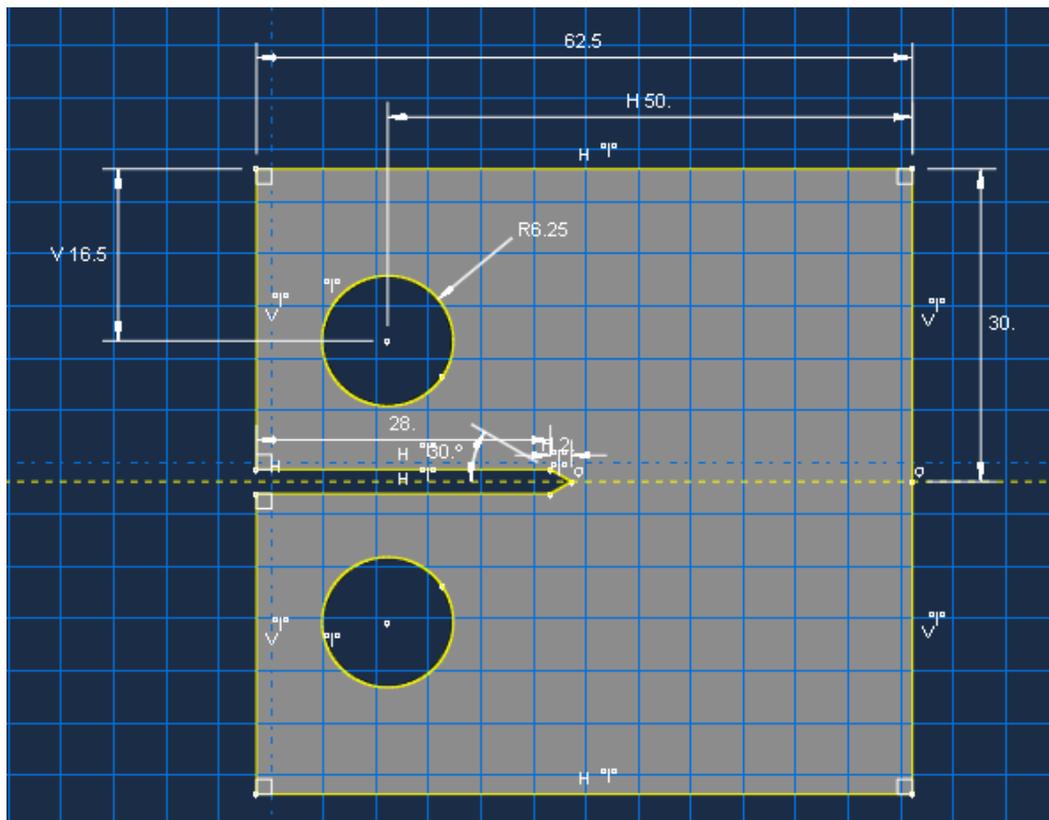


Fig.IV.9. Epreuve type CT 50 (Compact Tension) selon la norme ASTM E 399

L'épaisseur B recommandée de l'éprouvette (norme ASTM E 399) est donné par le critère :

$$\frac{W}{20} \leq B \leq \frac{W}{4} \quad \frac{50}{20} \leq B \leq \frac{50}{4} \quad 2,5 \text{ mm} \leq B \leq 12,5 \text{ mm} \quad \text{IV.10}$$

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

$$a_n \geq 0,2W \quad a_n \geq 10 \text{ mm} \quad \text{IV.11}$$

Pour dessiner l'éprouvette CT, nous avons pris B égale à 07 millimètres (pour rester dans la contrainte plane) et la longueur initiale de la fissure est de 9 millimètres (pour favoriser la propagation).

IV-8-3 Configurations des différentes éprouvettes.

Les différentes configurations d'éprouvettes modélisées sont présentées comme suite (figure IV.9):

- Une configuration homogène composée d'un seul matériau. Dans le cas du métal de base MB, cette configuration servira pour l'étude paramétrique,

- Une configuration homogène d'un seul matériau, dans le cas du métal fendu (MF)
- Une configuration homogène d'un seul matériau, dans le cas de la zone affectée thermiquement (ZAT).
- Une configuration hétérogène (MB ; MF ; ZAT) dont la fissure existe sur la partie du métal fondu (bimétal).
- Une configuration hétérogène (MB ; MF ; ZAT) dont la fissure existe sur la partie de la ZAT (trimétal).

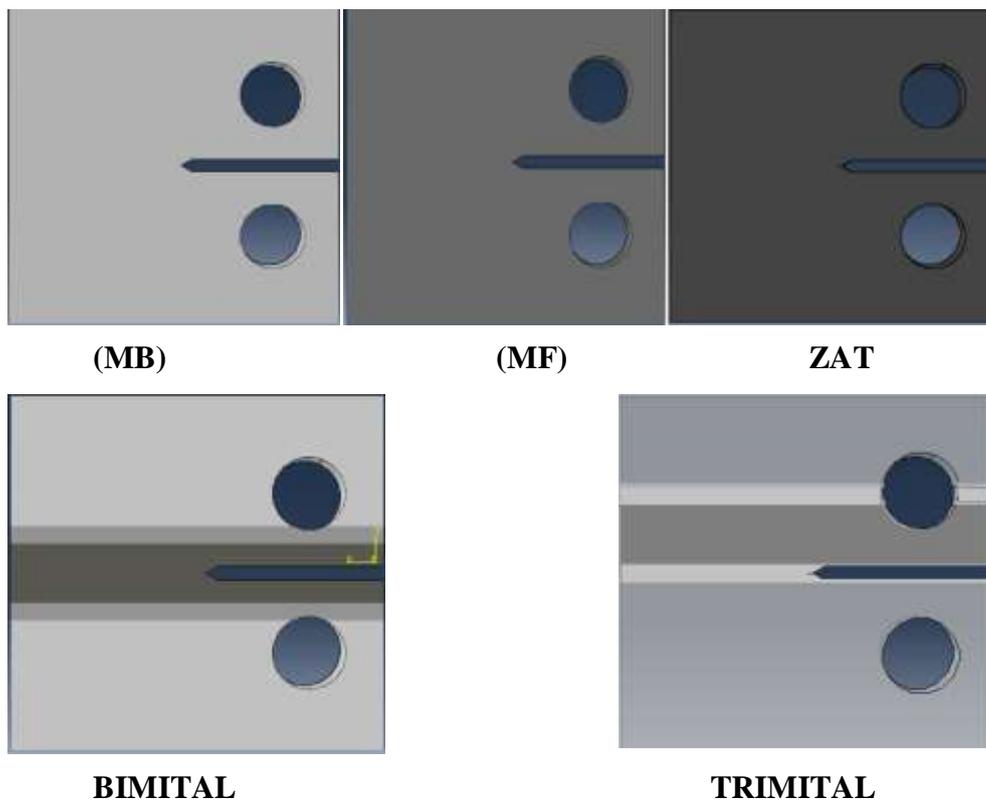


Fig.IV.10. Les différentes configurations pour la simulation numérique

IV-8-4 Les conditions aux limites (figure IV.11):

Le chargement est modélisé par un déplacement imposé du nœud suivant l'axe Y, dans le sens positif. Le calcul est accompli en 50 pas de chargement répartis jusqu'à $d_{\max} = 2\text{mm}$. Les nœuds de l'axe de symétrie qui se trouvent dans le ligament de l'éprouvette sont astreints à un déplacement U_X nul (élimination du mouvement du corps solide selon cet axe).

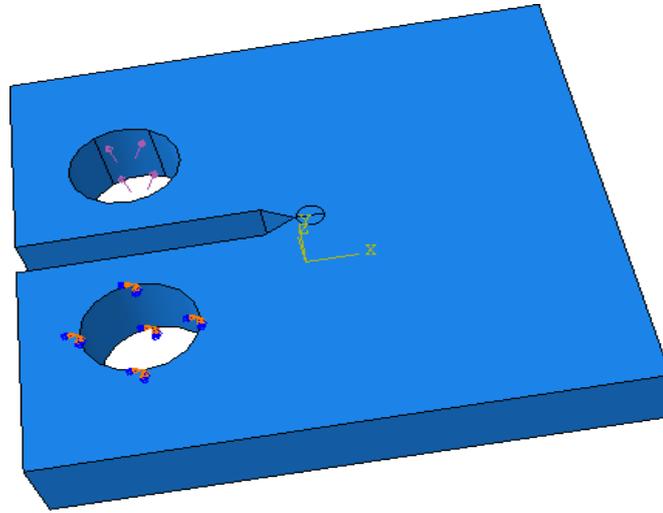


Fig.IV.11. Conditions aux limites.

IV-8 Propriétés des matériaux

Les propriétés mécaniques obtenus expérimentalement dans les trois zones, sont données par le tableau (IV.1) suivant. Ces résultats ont été introduits dans le code de calcul.

Tableau IV.1. Caractéristiques des trois zones du joint de soudure.

Matériau	E MPa	ν	J_{IC} (kJ/m ²)
MB	183000	0.3	125
ZAT	200000	0.3	38
MF	180000	0.3	80

IV-9 Maillage

Le maillage basé sur des éléments triangulaires à trois nœuds de type CPS3 a été utilisé. Afin d'éviter les éléments trop distordus et le changement brusque de taille de maille, nous avons opté pour une régression régulière de maillage. Le fond de fissure est indiqué par le rapport de deux grandeurs géométriques a_0 et W .

Pour la modélisation en approche locale en pointe de fissure le maillage est particulièrement raffiné, le maillage a été raffiné aussi dans les régions où l'on prévoit de forte concentration de contrainte (régions critiques). La figure IV.12, présente le type de maillage ainsi que les conditions aux limites.

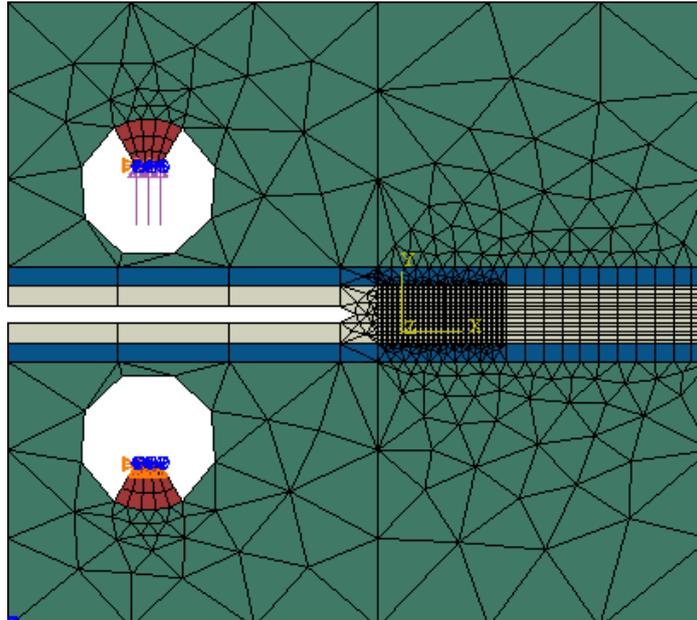


Fig.IV.12. Maillage de l'éprouvette

IV-10 Résultats et critique

Nous avons pu avoir une avancé de fissure (propagation) par la Technique de fermeture virtuelle de fissures (VCCT), mais sans pouvoir détecter le nombre de cycles ni de pouvoir lier la vitesse de fissuration avec le facteur d'intensité de contrainte afin d'obtenir la courbe da/dN via ΔK . Les avancées des fissures présentées dans les figures suivantes, ont été obtenus automatiquement avec des niveaux de contraintes, mais sans déceler le nombre de cycle.

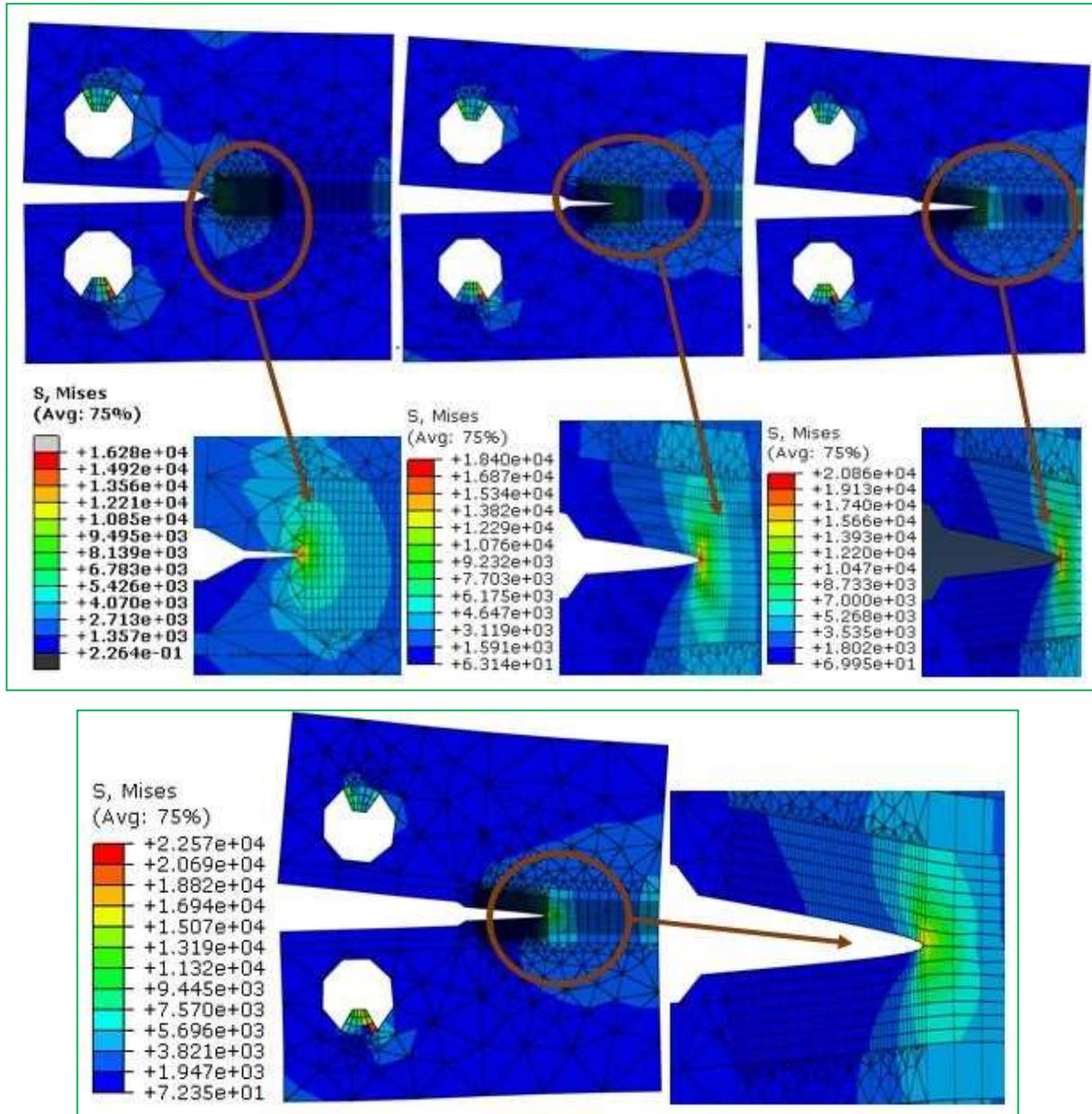


Fig.IV.13. Avancement de fissure, contrainte de Vom Mises

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

Cette étude sur le comportement en fatigue d'un cordon de soudure de l'acier API X60, qui repose sur une grande base de données expérimentale, a permis d'obtenir des résultats intéressants aussi bien en expérimentation qu'en modélisation.

(1) L'étude expérimentale nous a permis de déterminer expérimentalement les caractéristiques mécaniques à la température ambiante, du métal de base (MB), métal fondu (MF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) prélevés à partir d'un joint soudé réalisé dans des conditions représentatives des fabrications industrielles. Cette partie conduit aux conclusions suivantes :

Les fissurations par fatigue montrent que pour les faibles taux de ΔK , la croissance des fissures est similaire. Mais pour ΔK supérieures à $30 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$, cette croissance de fissure devient plus importante respectivement dans le MF et la ZAT. En s'approchant du troisième stade, la vitesse de fissuration présente un écart important (15%) entre les 3 cas, ce qui signifie que :

-Après l'amorçage et la sortie du sillage des contraintes résiduelles, la vitesse de fissuration présente une allure presque similaire dans les trois zones.

-Le choix adéquat du métal fondu MF et le traitement du ligament de la pointe de fissure ont évité la déviation de la fissure de son axe de propagation pour les différentes configurations.

- Pour la position de la soudure transversale, la fissure se propage perpendiculairement à la direction de soudage. Nous enregistrons une évolution caractérisée par une perturbation due au changement répété de microstructure. Ce cas permet d'avoir une allure semblable à celle de MB, mais enregistre un retard dès que la pointe de fissure entra dans la deuxième zone (ZAT) puis elle progresse rapidement. Les propriétés mécaniques chutent au fur et à mesure que la fissure se propageait à travers la ZAT et MF.

(2) L'influence du traitement local et les effets de la réduction des contraintes internes sur le comportement en fatigue d'un joint de soudure ont été traitées dans cette étude. Les conclusions suivantes sont tirées :

Apparition de la bainite et la ferrite intergranulaire dans la zone de jonction et les zones de transformations après une opération de soudage et avant traitement thermique.

-Loin du cordon de soudure, l'observation montre une structure alternée de ferrite et de perlite caractéristique des bandes de laminage. Mais sur le cordon et dans la dernière passe, l'observation montre la présence d'une structure dendritique avec des îlots (ferrite-perlite) et des grains assez gros. Cette phase est assimilable à la ferrite présentant une disposition marquée liée à la solidification.

-Dans la ZAT, nous avons remarqué une destruction progressive des bandes de laminage d'où une variation de structure hétérogène. Ce qui justifie les propriétés mécaniques obtenues.

(3) La modélisation numérique a mis en évidence l'effet prépondérant des caractéristiques mécaniques des trois configurations. En effet, ces caractéristiques mettent en évidence le comportement global de J,

CTOD et la zone plastique Z_p dans le cas d'un joint de soudure. Dans le cas de la ZAT, une forte dissymétrie peut être décomposée en ouverture du côté de MB et du côté de MF. Ce qui signifie que l'ouverture au fond de la fissure est gouvernée par la zone présentant la plus faible limite d'élasticité.

Nous avons pu avoir une avancé de fissure (propagation) par la technique de fermeture virtuelle de fissures (VCCT), mais sans pouvoir détecter le nombre de cycles ni de pouvoir lier la vitesse de fissuration avec le facteur d'intensité de contrainte afin d'obtenir la courbe da/dN via ΔK . Les avancées des fissures présentées dans les figures suivantes, ont été obtenus automatiquement avec des niveaux de contraintes, mais sans déceler le nombre de cycle.

REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **GRIFFITH .A.A**, The phenomena of rupture and flow in solids Transactions Royal Soc. London, Série A, p.163-198, 1920.
- [2] **IRWIN .G.R**, Analysis of stresses and strains Near the End of a Crack Traversing a plate. Journal Appl. Mech., 24 :361-364, 1957.
- [3] **WILLIAMS, M.L.**, "Analysis of Brittle Behavior in Ship Plates", *ASTM STP 158*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1953, pp. 11–41.
- [4] **IRWIN .G.R**, « Structural aspects of brittle fracture », Applied Materials Research, pp. 65-81, (Avril 1964).
- [5]**SHANK, M.E.**, "A Critical Survey of Brittle Failure in Carbon Plate Steel Structures other than Ships", in : *Symposium on the Effect of Temperature on the Brittle Behavior of Metals with Particular Reference to Low Temperatures*, *ASTM STP 158*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1953, pp. 45-108.
- [6]**RICE, J.R.**, "A Path Independant 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.
- [7]**BARSOM, J.M.** and **ROLFE, S.T.**, "Correlations Between K_{Ic} and Charpy V-Notch Test Results in the Transition-Temperature Range", in : *Impact Testing of Metals*, *ASTM STP 466*, American Society for Testing and Materials, 1970, pp. 281-302.
- [8] **SMITH, I.F.C.** and **HIRT M.A.**, "Fracture Mechanics in Structural Engineering", in : *Steel Structures, Recent Research Advances and their Applications to Design*, Edited by M.N. Pavlovic, chp. 20, 1986, pp. 381–402,
- [9] **ASTM**, *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*, ASTM Standard E 23.
- [10] **ESIS**, « Procedure for determining the fracture behaviour of materials », ESIS P2-92, January (1992).
- [11] **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.
- [12] **SCHWALBE K.H.** and **NEALE. B.**, « A procedure for determining the fracture behaviour of materialsthe unified fracture mechanics test method EFAM GTP 94 », *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* Vol. 18, No. 4.p.p, 413-424, (1995).

- [13] **ASTM**, *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*,
- [14] **SUMPTER. J.D.G.**, « Simple J_c estimation formulae for three-point bend specimens », *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* Vol. 15, No. 11, pp. 1071-1080, (1992).
- [15] **Standard test method for J_{Ic}** , a measure of fracture toughness » ASTM Standard, E 813- 89 (1989).
- [16] **ASTM**, *Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, ASTM Standard E 399.
- [17] **LANDES, J.D.** and **BEGLEY, J.A.**, "Test Results from J–Integral Studies : An Attempt to Establish a J_{Ic} Testing Procedure", in : *Fracture Analysis, ASTM STP 560*, American Society for Testing and Materials, 1974, pp. 170–186.
- [18] « **Recommandations d'essais de mesure de résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (Essais J-Ba)** » - Groupe Fragilité-Rupture, (1986).
- [19] **AMROUCHE. A.**, « L'étude de la déchirure ductile : Application aux cordons de soudure », Thèse, Université des sciences et technologies de Lille, (1987).
- [20] **G.P. GIBSON, S.G. DRUCE, C.E. TURNER**, « Effect of specimen size and geometry on ductile crack growth resistance in a C-Mn steel », *Internat. J. of Fracture* 32, pp. 219-240, (1987).
- [21] **BARSOM, J.M.** and **ROLFE, S.T.**, "Fracture Mechanics in Failure Analysis", *Fracture Mechanics : Eighteenth Symposium, ASTM STP 945*, D.T. Read and R.P. Read, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, pp. 443-467.
- [22] **NILSSON. F, FALESKOG. J, ZAREMBA. K and ÔBERG. H.**, « Elastic-plastic fracture mechanics for pressure vessel design », *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* Vol. 15, No. 1, pp. 73-89, (1992)
- [23] **ARGENCE D.**, « Endommagement couplés de fatigue et de fluage sous chargement multiaxial appliqué à un acier inoxydable austénitique », Thèse en Sciences et Génie des Matériaux ; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1996
- [24] **AKTAA J., HORSTEN M .G.& SCHMTTTT R .,** « Effect of hold-time and irradiation on the fatigue life of type 316 L(N) and their consideration in a damage model », SMIRT 14, Lyon, France, 17-22/8/97 ; paper n° L05/5", 1997, pp. 157-164
- [25] **GIKFIN R .C.**, « Grain-boundary participation in high-temperature deformation : an historical review », *Materials Characterisations* , 1994, Vol . 32, pp. 59-77
- [26] **DUBOIS, V.**, *Fatigue de détails soudés traités sous sollicitations d'amplitude variable*, thèse N° 1260, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1994.
- [27] **GURNEY, T.R.**, *Fatigue of Welded Structures*, Second edition, Cambridge University Press, Cambridge, 1979.

- [28] **LIEURADE, H.P.**, "Application de la mécanique de la rupture à la fatigue des structures soudées", *Technique générale de la construction*, N°478, novembre 1989, pp. 18-39.
- [29] **JANOSCH, J.J.**, ROELENS, J.B. and KONECZNY, H., *Definition of a "materials" data base for heavy structures, created by numerical simulation of welding and by experimental characterization of toughness – Impact strength*, Document IIW X-1293-94, 1994.
- [30] **BUGAT S.**, *Comportement et endommagement des aciers austéno-ferritiques vieillis : une approche micromécanique*, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2000.
- [31] **CHRIST H.J.**, Hu Y.M., Floer W., Krupp U., *Microstructurally short fatigue crack initiation and growth in Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al*, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 278, No 1-2, 2000, pp. 170-180.
- [32] **LE ROUX J.C.**, *Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'un acier inoxydable austéno-ferritique moulé vieilli*, Thèse de Doctorat, Ecole centrale de Paris, 2000.
- [33] **SANSOZ F.**, *Propagation des petites fissures par fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le superalliage N18*, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2000.
- [34] **PIPPAN R.**, Flechsig K., Riemelmoser F.O., *Fatigue crack propagation behavior in the vicinity of an interface between materials with different yield stresses*, *Materials Science and Engineering*, A283, 2000, pp. 225-233.
- [35] **DUPREZ L.**, De Cooman B.C., Akdut N., *Hot deformation behaviour of duplex stainless steel*, Duplex 2000, 2000, pp. 133-141.
- [36] **BROOKS J.A.**, Thompson A.W., *Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds*, *International Materials Reviews*, Vol. 36, No 1, 1991, pp. 16-44.
- [37] **VOSIKOVSKY, O.**, BELL, R., BURNS, D.J. and MOHAUPT, U.H., *Fracture Mechanics Assessment of Fatigue Life of Welded Plate T-Joints, Including Thickness Effect*, *Behaviour of Offshore Structures*, proc. of the 4th Int. Conf. on the Behav. Of Offshore. Struct. (BOSS '85), Elsevier Science Publishers B.V., Amsterdam, 1995, pp. 456-464.
- [38] **DELOBELLE P.**, *Synthesis of the elastoviscoplastic behavior and modelization of an austenitic stainless steel over a large temperature range, under uniaxial and biaxial loadings, Part I : Behavior*, *International Journal of Plasticity*, Vol. 9, 1993, pp. 65-85.

- [39] **HIRT, M.A.** et **BEZ, R.**, *Construction Métallique, notions fondamentales et méthodes de dimensionnement*, Traité de Génie Civil de l'Ecole polytechnique fédérale de Lausanne, vol. 10, Presses polytechniques et universitaires romandes, Lausanne, 1994.
- [40] **BREMEN, U.**, *Amélioration du comportement à la fatigue d'assemblages soudés : étude et modélisation de l'effet des contraintes résiduelles*, thèse N° 787, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1989
- [41] **JANOSCH, J.J.**, **ROELEN, J.B.** and **KONECZNY, H.**, *Definition of a "materials" data base for heavy structures, created by numerical simulation of welding and by experimental characterization of toughness – Impact strength*, Document IIW X-1293-94, 1994
- [42] **HAESLER, V.** et **BEZ, R.**, *Modèles de charge actualisés du trafic routier pour l'évaluation de ponts existants / Document justificatif*, EPFL, ICOM, Lausanne, décembre 1994 (mandat du Département des Travaux Publics du Canton du Valais, rapport ICOM N°643-4).
- [43] **HAESLER, V.** et **BEZ, R.**, *Modèles de charge actualisés du trafic routier pour l'évaluation de ponts existants / Document d'utilisation*, EPFL, ICOM, Lausanne, décembre 1995 (mandat du Département des Travaux Publics du Canton du Valais, rapport ICOM N°643-3 rév. 1)
- [44] **Krupp U.**, **Christ H.-J.**, **Lezuo P.**, **Maier H.J.**, **Teteruk R.G.** Influence of carbon concentration on martensitic transformation in metastable austenitic steels under cyclic loading conditions, *Materials science and engineering A*, 2001, 319, pp. 527-530.
- [45] **FISSOLO A.**, **Robertson C.**, **Maillot V.** Prediction of crack initiation and growth under thermal fatigue, in : *Thermomechanical fatigue and fracture Chapter 3*, Wit Press Editor, M. H. Aliabadi, 2000, pp. 67–105.
- [46] **FISSOLO A.** Fissuration en fatigue thermique des aciers inoxydables austénitiques, Rapport d'habilitation, CEA Saclay, 2001.
- [47] **MATEO A.**, **Llanes L.**, **Akdut N.**, **Anglada M.** High cycle fatigue behaviour of a standard duplex stainless steel plate and bar, *Materials science and engineering*, 2001, A 319-321, pp. 516-520.
- [48] **TORRES M.A.S.** and **Voorwald H.J.C.** An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of steel, *International journal of fatigue*, 2002, 24, pp. 877-886.
- [49] **DRAGON A.**, « Plasticity and ductile fracture damage : study of void growth in metals », *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 21, No. 4, pp. 875-885, (1985).

- [50]Z.H.LI, B.A BILBY AND I.C. HOWARD, « A study of the internal parameters of ductile damage theory », *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* Vol. 17, No. 9, pp. 1075-1087, (1994).
- [51]DEVAUX .J.C, G. MOTTET, P. BALLADON and A PELLISSIER-TANON, ((Calibration of the parameters of a ductile fracture damage model on an austenitic-ferritic duplex welded joint », *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 105, PP. 131-138, (1987).
- [52]MUDRY .F, « Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés », thèse, Université de Technologie de Compiègne, (1982).
- [53]WANG TE-JUN, « Micro-and macroscopic damage and fracture behaviour of welding coarse grained heat affected zone of low alloy steel : Mechanisms and modeling », *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 45, N°. 6, pp. 799-812, (1993).
- [54]FRANCOIS .D, « Evolution en mécanique de la rupture. Approches locales », *La revue de Métallurgie*, pp. 181-186, Février (1995).
- [55]RICE .J.R and TRACEY .D.M, «On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields», *J. Mech. Phys. Solids*, 17, PP. 201-217, (1969).
- [56]Y. HUANG, J.W. HUTCHINSON and V. TVERGAARD, « Cavitation instabilities in elastic-plastic solids », *J. Mech. Phys. Solids* Vol. 39, No. 2, pp. 223-241, (1991).
- [57]OTSUKA .A, K. TOHGO and Y. OKAMOTO, « Relationship between ductile crack initiation and void volume fraction », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 309-320, Juin (1986).
- [58]BEREMIN .F.M, « Calculs élastoplastiques par la méthode des éléments finis d'éprouvettes axisymétriques entaillées circulairement », *J. de Méc. Appl.*, Vol. 4, No 3, PP. 307-325, (1980).
- [59]BEREMIN .F.M, « Influence de la triaxialité des contraintes sur la rupture par déchirement ductile et la rupture fragile par clivage d'un acier doux », *J. de Méc. Appl.*, Vol. 4, No 3, PP. 327-342, (1980).
- [60]MARINI .B, F. MUDRY, A PJNEAU, « Experimental study of cavity growth in ductile rupture », *Eng. Fracture Mechanics*, vol. 22, no 6, pp. 989-996, (1985).
- [61]LICHT .C, SUQUET .P, « Croissance de trous, prise en compte d'interactions », Rapport final ATP CNRS 'Plasticité des matériaux solides', Laboratoire de Mécanique Générale des Milieux continus, Montpellier, (1987).
- [62]BARSOM, J.M. and ROLFE, S.T., *Fracture & Fatigue Control in Structures. Applications of Fracture Mechanics*, Second edition, New Jersey, Prentice Hall, 1987.

- [63] **Mc CLINTOCK .F. A.**, « A criterion for ductile fracture by the growth of holes », J. Appl. Mech., 35, PP. 363-371, (1968).
- [64] **ROUSSELIER .G.**, « Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 257-284, Juin (1986).
- [65] **ROUSSELIER .G.**, **DEVAUX .J.C** et **MOTTET .G.**, ((Experimental validation of constitutive relations including ductile fracture damage », Advances in Fracture Research Conference on Fracture (ICF6) New Delhi, Lndia, Pergamon Press, decembre (1 984).
- [66] **BATISSE .R.**, **M BETHMONT, G. DEVESA** et **G. ROUSSELIER**, ((Ductile fracture of A 508 CL 3. Steel in relation with inclusion content. The benefit of the local approach of fracture and continuum damage mechanics », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 285-298, Juin (1986).
- [67] **DEVAUX .J.C.**, **G. MOTTET**, **P. BALLADON** and **A PELLISSIER-TANON**, ((Calibration of the parameters of a ductile fracture damage mode1 on an austenitic-femtic duplex welded joint », Nuclear Engineering and Design, Vol. 105, PP. 13 1-138, (1987).
- [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] **TVERGAARD .V.**, On localization in ductile materials containing spherical voids, International Journal of fracture, Vol. 18, pp. 237-252, 1982
- [71] **RICE, J.R.**, "A Path Independant 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] **TVERGAARD .V.**, **NEEDLEMAN**, Analysis of the cup-cone fracture in round tensile bar, Acta Metallurgica, Vol. 32, pp. 157-169, 1984.
- [73] **NOIZAT, DURAND** « Circuit secondaire principal. Lignes VVP et ARE. Produit d'apport. Dépouillemnt des procès-verbaux des recettes des qualifications de mode opératoire de soudage et coupons téoins E-SCF-87106A ».
- [74] « Recommandation d'essais de mesure de résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (Essais J-Aa) » - Groupe Fragilité-Rupture, (1986).

- [75] **ALRASSIS .A**, Contribution à l'étude de la déchirure ductile à chaud dans les joints soudés et modélisation numérique en approche globale et en approche locale; Thèse de doctorat, (1995).
- [76] **NEWMAN .J.C, Phillipés E.P, Swain M.H**, Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory, *International Journal of Fatigue* 21, 109-119, (1999).
- [77] **WEERTMAN .J**, Rate of growth of fatigue cracks calculates from the theory of infinitesimal Dislocations distributed on a plane, *int. J. Fract.Mech.* Vol.2, p.460, 1966.
- [78] **LE ROUX J.C.**, *Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'un acier inoxydable austéno-ferritique moulé vieilli*, Thèse de Doctorat, Ecole centrale de Paris, 2000.
- [79] **AKDUT N.**, *Phase morphology and fatigue lives of nitrogen alloyed duplex stainless steels*, *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, 1999, pp. 97-103.
- [80] **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*, *Duplex 2000*, 2000, pp. 173-182.
- [81] **M. KIKUKAWA et Col.**, *J. of Mat, Sc.*, 26, p.1964, (1977).
- [82] **RANGANATHAN.N**, Contribution au développement d'une approche énergétique à la propagation d'une fissure de fatigue ; Thèse de docteur ès sciences, (1985).
- [83] **H.GRANJON**, BASES METALLURGIQUES DU SOUDAGE. Publications de la Soudure Autogène. 32, *boulevard de la chapelle 75880 Paris – Cedex 18*.
- [84] **BALALCHANDRAN .G**, M. L. Bhatia, N. B. Ballal and P. Krishna Rao: Some Theoretical Aspects on Designing Nickel Free High Nitrogen Austenitic Stainless Steels, *ISIJ Int.*, Vol. 41:9 (2001), pp. 1018-1027.
- [85] **YOUNG JY**, Lawrence FV. Analytical and graphical aids for the fatigue design of weldments. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 1985; 8(3); 223-41.
- [86] **SUUTALA N.**, Takalo T., Moisio T., The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic ferritic stainless steel welds, *Metallurgical Transactions A*, vol .10 A, pp.512-514, Avril 1999.
- [87] **KALTENHAUSER .R. H.**, Improving the engineering properties of austenite-ferritic stainless steels, *Met. Eng. Q.* 11 (2) (1971) 41-47.
- [88] **PINGUET J.**, Analyseur spatial de l'indice de ferrite dans les aciers inoxydables austénitiques, *Soudage et techniques connexes*, vol. 40, n°5-6, pp .164-171, Mai-Juin 1996.
- [89] **OHRT E.**, Te Heesen E., Optimized materials for the future breeder line, *Nuclear Engineering and Design*, vol. 130, pp. 1-5, 1991.

- [90] **GILL T.P.S.**, Shankar V, Pujar M.G ., Rodriguez P ., Effect of composition on the transformation of delta-ferrite to δ in type 316 stainless steel weld metals, *Scripta Metallurgica*, vol . 32, N°10, pp.]595-1600, 1995.
- [91] **PIATTI G**, Vedani M., Relation between tensile properties and microstructure in Type 316 stainless steel submerged arc weld metal, *Journal of Materials Science*, vol. 25, pp .4285-4297, 1990.
- [92] **HARRIES D.R.**, Physical metallurgy of Fe-Cr-Ni austenitic steels, in: *Mechanical behaviour and nuclear applications of stainless steel at elevated temperatures*, Varese, May 1981, p. 1/1-1/25
- [93] **CHEN M .H .**, Chou C .P ., Effect of thermal cycles on ferrite content of austenitic stainless steel, *Science and technology of welding and joining*, vol . 4, n°1, pp. 58-62, 1999.
- [94] **ETIENNE C.F**, VAN ROSSUM O., ROODE F., Creep of welded joints in AISI 316, in : *Engineering aspects of creep*, International conference, Sheffield, 15-19 septembre 1980, Vol 2, p. 113-121, Institution of Mechanical Engineers, 1980, Londres.
- [95] **BURGARDT .P**, C.R.HEIPLE, Interaction between Impurities and Welding Variables in Determining GTA Weld Shape, *Welding Research Supplement*, June, 1986, p.150-155.
- [96] **BROOKS J.A.**, **THOMPSON A.W.**, Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds, *International Materials Reviews*, Vol. 36, No 1, 1991, pp.16-44.
- [97] **BS 7448**, Fracture mechanics toughness tests, British Standards Institution, London, 1997.
- [98] **WALLIN K.**, New Improved Methodology for Selecting Charpy Toughness Criteria for Thin High Strength Steels, IIW Doc. N° X-1290-94, Commission X, IIW Annual Assembly, Beijing, 1994
- [99] **LÉGER M.T**, Predicting and Evaluating Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Castings, *Stainless Steel Castings*, ASTM STP 756, Behal V.G. and Melilli A.S., 1982, pp. 105-125.
- [100] **SCHOEFER E.A**, Constitution Diagram for Stainless Steel Castings, *Metal Progress*, Février 1976, p. 55.
- [101] **AUBREY L.S**, Wieser P.F., Pollard W.J., Schoefer E.A., Ferrite Measurement and Control in Cast Duplex Stainless Steels, *Stainless Steel Castings*, ASTM STP 756, Behal V.G. and Melilli A.S., 1982, pp. 126-164.

- [102] **WILSIUS .J**, Etude expérimentale et numérique de la déchirure ductile basée sur des approches locales en mécanique de la rupture. Thèse de Doctorat, Université des Sciences et Technologies de Lille, 1999.
- [103] **DEVAUX J.C.** et **Y. D 'ESCATHA**, « Numerical study of initiation, stable crack growth, and maximum load, with a ductile fracture criterion based on the growth of holes », *ASTM STP 668*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, pp .229-248.
- [104] **DEVAUX J.C.**, F. Mudry, A. Pineau et G. Rousselier, 'Experimental and numerical validation of a ductile fracture local criterion based on a simulation of cavity growth', *Nonlinear Fracture Mechanics : Seventeenth Volume, ASTM STP 995*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Vol . 2, 1989, pp .7-23.
- [105] **J. DELMOTTE, J.M. Roelandt et A. Abisror**, 'A numerical analysis to assess ductile tearing in thin plates using local approach - Application to R curve simulation', 5^e *International Conference on Numerical Methods in Fracture Mechanics*, Symposium, Swansea, 1990 .
- [106] **0 + CSI** « manuel d'utilisation » édition 1994.
- [107] **BATISSE .R.**, M. BETHMONT, G. DEVESA et G. ROUSSELIER, « Ductile fracture of A 508 CL 3. Steel in relation with inclusion content. The benefit of the local approach of fracture and continuum damage mechanics », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 285-298, Juin (1986)
- [108] **BATISSE .R.**, « Contribution à la modélisation de la rupture ductile des aciers », Thèse, Université de Technologie de Compiègne, (1988).
- [109] **DELMOTTE .J.**, A ABISROR, J.-M. ROELANDT, « Modélisation numérique de la déchirure ductile. Application à la simulation des courbes R étude du caractère intrinsèque du critère utilisé », Edité par DATATD, Actes des Conférences StruCoMe, pp. 171-182, Novembre (1991).
- [110] **D.L. DAVIDSON et J. LANKFORD**, Proc. Symp. Env. Sens-Frac. of Eng. Matls., TMS ASME, Warrendale, P.A., USA, P.59, (1980).
- [111] **M.FUJITA**, Y.KAWABE, Mechanical properties of electron beam welded joints in solution treated and aged TA6V alloys, Journal of Iron and Steel Institute, Japan, 1986, p.678-684.
- [112] **OLSON .D.**, S.LIU, S.CALDWELL, *Use of Intermetallic Alloys as Addition to Tungsten Electrodes*, Proc. 3rd Pacific RIM International Conference on Advanced Materials and Proceeding, Honolulu, Hawaiï, July, 1998.

- [113] **SCHAEFFLER A.L.**, *Constitution Diagram for Stainless Steel Castings*, Metal Progress, Février 1976, p. 55.
- [114] **AUBREY L.S.**, Wieser P.F., Pollard W.J., Schoefer E.A., *Ferrite Measurement and Control in Cast Duplex Stainless Steels*, Stainless Steel Castings, ASTM STP 756, Behal V.G. and Melilli A.S., 1982, pp. 126-164.
- [115] **BONNET S.**, Bourgoïn J., Champredonde J., Guttman D., Guttman M., *Relationship between evolution of mechanical properties of various cast duplex stainless steels and metallurgical and aging parameters : outline of current EDF programmes*, Materials Science and Technology, Vol. 6, No. 3, 1990, pp. 221-229.
- [116] **PIPPAN R.**, Flechsig K., Riemelmoser F.O., *Fatigue crack propagation behavior in the vicinity of an interface between materials with different yield stresses*, Materials Science and Engineering, A283, 2000, pp. 225-233.
- [117] **SCOTT .P.**, Ould P., Van Duysen J.C., *Vieillissement par irradiation des pièces en acier inoxydables*, Endommagement des matériaux dans les centrales nucléaires à eau pressurisée, Berge P. et Zacharie G., Ed. Eyrolles, 1997, pp. 107-120.
- [118] **DUVAL C.**, *Contribution à l'étude de l'endommagement des aciers austénoferritiques vieillis*, Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Paris, Janvier 1992.
- [119] **MCIRDI .L.**, *Comportement et endommagement sous sollicitation mécanique d'un acier austéno-ferritique moulé vieilli*, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2000.
- [120] **LUCAS .W.**, D.HOWSE, M.M.SAVITSKY, I.V.KOVALENKO, *A-TIG flux for increasing the performance and productivity of welding processes*, IIW/IIS Budapest, Metallurgy Processes Automation Standardisation, Commission XII, 1996.
- [121] **DUPREZ .L.**, De Cooman B.C., Akdut N., *Hot deformation behaviour of duplex stainless steel*, Duplex 2000, 2000, pp. 133-141.
- [122] **Williams .R.O.**, *Further studies of the iron-chromium system*, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1958, pp. 497-502.
- [123] **FROST H.J.**, **ASHBY M.F.**, *Deformation-mechanism maps, The plasticity and creep of metals and ceramics*, Pergamon Press, 1992.
- [124] **HAUSILD .P.**, **BREDIN C.**, Bompard P., Verdière N., *Influence of shrinkage cavities on fracture behaviour of duplex stainless steel*, Duplex 2000, 2000, pp. 209-218.
- [125] **CHRIST H.J.**, **Hu Y.M.**, Floer W., Krupp U., *Microstructurally short fatigue crack initiation and growth in Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al*, Materials Science and Engineering A, Vol. 278, No 1-2, 2000, pp. 170-180.

- [126] **MATEO A., RAMIREZ N., Llanes L., Houbaert Y., Anglada M.,** *Thermal ageing and anisotropy effects on the fatigue crack growth behaviour of duplex stainless steels*, European Conference on Fracture 12, 1998, pp. 109-114
- [127] **P. J. HAAGENSEN** et S. J. MADDOX : IIW recommendations on post weld improvement of steel and aluminium structures. International Institute of Welding (IIW), (XIII-2200-07), 2007.
- [128] **MIC** : Shot Peening Applications - Eighth Edition. Metal Improvement Company (MIC), 2001.
- [129] **R. C. MCMASTER, C. C. LIBBY, H. M. MINCHENKO** et F. A. DESAW : Metal working apparatus and process. U.S. Patent no. 3,747,382, 1973.
- [130] **E. S. STATNIKOV**: Physics and mechanism of ultrasonic impact treatment. International Institute of Welding (IIW), (XIII-2004-04), 2004.
- [131] **G. I. PROKOPENKO, O. I. KOZLOV, J. I. KLEIMAN, P. P. MICHEEV, V. V.]KNYSH** et Y. F. KUDRYAVTSEV : Device for ultrasonic peening of metals. U.S. Patent no. 6,467,321, 2002.
- [132] **Y. F. KUDRYAVTSEV, J. KLEIMAN** et V. KNYSH : Fatigue strength of structural elements with cracks repaired by welding. International Institute of Welding (IIW), (XIII-2236-08), 2008.
- [133] **I HUTHER, J.-F. FLAVENOT, R. GESLOT, L. JUBIN, H.-P. LIEURADE, A. NAIDON** et Y. ROYER : Comment Améliorer la Tenue en Fatigue des Assemblages Soudés. Centre Technique des Industries Mécaniques (CETIM), 2006.
- [134] **CETIM** : Mécanosoudage - Conception. Centre Technique des Industries Mécaniques (CETIM), 1989.
- [135] **H.-P. LIEURADE** : La résistance à la fatigue des assemblages soudés. Journée « Métallurgie du Soudage » (Société Française Métallurgie), 1973.
- [136] **P. CASTELLUCCI, V. I. TROUFIKOV, P. P. MIKHEEV** et E. S. STATNIKOV : Le martelage par ultra-sons des soudures en aciers HLE. Soudage et Techniques Connexes, (Mai/Juin), 1991.