

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie

Thèse de doctorat en

Métallurgie

Apport des mesures de champs de déformation à
la compréhension des mécanismes
d'endommagement par fatigue des soudures
hétérogènes

Kheireddine BETTAHAR

Sous la direction de M. Mabrouk BOUABDALLAH

Professeur

et M. Mohamed GACEB

Professeur

Présentée et soutenue publiquement le 23/10/2016

Composition du Jury :

Président :	Mohamed Elamine DJEGHLAL	Professeur (ENP)
Directeur de thèse :	Mabrouk BOUABDALLAH	Professeur (ENP)
	Mohamed GACEB	Professeur (UMBB)
Examineurs :	Mohamed Elamine BELOUHRANI	Professeur (EMP)
	Halim HADDADI	Professeur (ENSAM)
	Zakaria BOUMERZOUG	Professeur (U BISKRA)
	Merzak LARIBI	Professeur (ENP)
Invités :	Brigitte BACROIX	Professeur (UP13)

ENP 2016

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie

Thèse de doctorat en

Métallurgie

Apport des mesures de champs de déformation à
la compréhension des mécanismes
d'endommagement par fatigue des soudures
hétérogènes

Kheireddine BETTAHAR

Sous la direction de M. Mabrouk BOUABDALLAH

Professeur

et M. Mohamed GACEB

Professeur

Présentée et soutenue publiquement le 23/10/2016

Composition du Jury :

Président :	Mohamed Elamine DJEGHLAL	Professeur (ENP)
Directeur de thèse :	Mabrouk BOUABDALLAH	Professeur (ENP)
	Mohamed GACEB	Professeur (UMBB)
Examineurs :	Mohamed Elamine BELOUHRANI	Professeur (EMP)
	Halim HADDADI	Professeur (ENSAM)
	Zakaria BOUMERZOUG	Professeur (U BISKRA)
	Merzak LARIBI	Professeur (ENP)
Invités :	Brigitte BACROIX	Professeur (UP13)

ENP 2016

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à :

- *Ma mère et mon père*
 - *Ma femme et mes enfants*
 - *Mes frères et sœurs.*

REMERCIEMENTS

Je remercie tous d'abord mon directeur de thèse, Mr Mabrouk BOUABDALLAH Professeur à l'École Nationale Polytechnique d'Alger, d'avoir accepté d'encadrer ce travail, pour sa disponibilité, sa patience, et son encouragement. Je remercie également mon co-directeur de thèse Mr Mohamed GACEB Professeur à l'Institut des Hydrocarbures et de la Chimie de Boumerdes pour sa disponibilité, ces pertinents conseils et de m'avoir ouvert les portes de son laboratoire 'Fiabilité des Équipements Pétrolier' pour la réalisation des essais de fatigue.

Je remercie Mr Riad BADJI Directeur adjoint au Centre de Recherche en Technologies Industrielles CRTI, de m'avoir soutenue et conseillé durant la réalisation de cette thèse, et de m'avoir orienté vers deux des grands laboratoires : Le premier est le LSPM de Paris 13, dont je remercie Mm Brigitte Bacroix, directrice de recherche au CNRS, Université Paris 13, et Charlie Kahloun, maître de conférences à l'Université Paris 13, de m'avoir accordé plusieurs stages au sein du LSPM et de m'avoir soutenue et conseillé.

Je remercie Mr Halim HADDADI Professeur à l'ENSAM, laboratoire MSMP, Mechanics Surfaces and Materials Processing avec qui, j'ai eu l'opportunité d'utiliser la technique de la mesure des champs de déformation au LSPM au début et de m'accorder par la suite un stage au niveau de son laboratoire MSMP à Châlon pour le traitement des données.

Je tiens à remercier également tous les membres de jury qui ont accepté d'examiner ce travail, qui est une tâche lourde.

Sans oublier ma famille, mes amis, mes collègues du CRTI et mes ex-collègues de la SONATRACH. Et pour terminer, la personne que je remercie très chaleureusement est ma femme Khawla. Je tiens à témoigner que sans elle, ce travail n'aurait pas pu voir le jour, malgré toutes les charges qu'elle avait à accomplir pour notre famille, pour ses études et ses responsabilités professionnelles.

ملخص:

تعد هذه الدراسة مساهمة في توصيف وفهم الخصائص البنيوية والميكانيكية للحام غير متجانس، من الفولاذ المقاوم للصدأ supermartensitique/duplex . و قد لوحظ وجود عدم تجانس بنيوي قوي في اللحام. و مكنت تقنية ارتباط الصور الرقمية من التعرف على السلوك الميكانيكي عبر مختلف مناطق اللحام. وكانت النتائج على وفاق تام مع تلك المتحصل عليها باستعمال عينات الشد المصغرة فيما يخص المواد القاعدية والمنطقة المنصهرة. رغم عدم التجانس بين مختلف جزئيات اللحام، لا تزال الخصائص توافق شروط الاستخدام الميداني.

الكلمات الدالة : المعدن الغير مؤكسد - اللحام - مميزات مجهرية وميكانيكية - الشريط الملحم- تقنية ارتباط الصور

Abstract:

This study is a contribution to the characterization and the understanding of structural and mechanical properties of a dissimilar weld joint made of duplex and supermartensitic stainless steels. A strong structural heterogeneity was observed across the weld joint. The digital image correlation technique enabled the identification of the heterogeneity of the mechanical behavior across the different zones of the weld joint. The results obtained with the microtensile tests, for the base metals and the weld metal, are in good agreement with those obtained by digital image correlation. Despite the structural and mechanical heterogeneity observed in the weld joint, its properties remain conform to conditions of use.

Key Words : Stainless steel, welding, mechanical and microstructural characteristics, weld joint, digital image correlation.

Résumé :

Cette étude est une contribution à la caractérisation et la compréhension des propriétés structurales et mécaniques de la soudure hétérogène d'aciers inoxydables Duplex / supermartensitique. Une forte hétérogénéité structurale a été observée à travers le joint soudé. La technique de corrélation d'image numérique a permis la mise en évidence de l'hétérogénéité du comportement mécanique à travers les différentes zones du joint soudé. Les résultats obtenus avec les microépreuves de traction concernant le comportement local des deux matériaux de bases et de la zone fondue sont en bonne adéquation avec ceux obtenus par corrélation d'image. Malgré les hétérogénéités structurales et mécaniques observées dans les soudures, les propriétés de résistance restent conformes aux conditions d'utilisation.

Mots clés : Aciers inoxydables, soudage, caractéristiques mécaniques et microstructurales, joint de soudure, corrélation d'image numérique.

TABLE DES MATIERES

Dédicace	
Remerciements	
Résumé	
Table des matières	
Liste des tableaux	
Liste des figures	
Liste des abréviations	
Introduction.....	17
PARTIE 1	
Chapitre 1	
1. Matériaux Soudage hétérogène.....	21
1.1. Soudage hétérogène.....	21
1.2. Niveaux d'hétérogénéité des soudures.....	21
1.3. Les aciers inoxydables (Couple : Duplex 2205 / Supermartensitique à 13% Cr).....	24
1.4. Transformations de phase et métallurgie de soudage des matériaux étudiés.....	26
a) Métallurgie de soudage des aciers inoxydables duplex (DSS).....	27
b) Métallurgie de soudage des aciers inoxydables supermartensitique (SMSS).....	28
1.5. Contrôle et qualité des soudures hétérogènes.....	29
Chapitre 2	
2. Comportement mécanique des matériaux et des soudures.....	31
2.1. Relation microstructure / propriétés mécaniques.	31
2.2. Traction uniaxiale monotone.	32
2.2.1 Mesure de la déformation.....	32
2.2.2. Hypothèses de staticité en traction uniaxiale.....	33
2.2.3. Domaine de validité de l'hypothèse de staticité.	34

2.2.4. Comportement mécanique des soudures en traction.....	36
a) Notion de Mismatching.....	36
b) Notion du rapport de charge (R) (yield ratio) de la limite élastique sur la limite à la rupture (Re / Rm)	37
2.3. Fatigues des matériaux et des soudures.....	37
2.3.1. Historique.....	37
2.3.2. Essais de fatigue pa flexion rotative.....	38
2.3.3. Courbe SN.....	39
2.3.4. Mécanismes de fatigue.....	40
2.3.5. Facteurs d'influence.....	41
2.3.6. Endurance des assemblages soudés.....	43
2.4. Relations entre propriétés mécaniques.....	45
2.4.1. Estimation des propriétés de fatigue.	45
2.4.2. Estimations de la ténacité à partir des essais de traction et de résilience.....	46
2.5. Mesure des champs de déformation par corrélation d'image et simulation numérique.....	47
2.5.1. Mode opératoire de la stéréo-corrélation d'image (3D)	47
2.5.2. Principe de la stéréo corrélation d'image numérique.....	50
2.5.3. Calibration du system stéréoscopique.....	51
2.5.4. Détermination des propriétés globales et locales à partir de la mesure de champ de déformation (cas des soudures)	51
2.5.5. Aspect de normalisation.....	52
2.5.6. Logiciels de corrélation d'image numérique (Présentation du logiciel ARAMIS).....	53
2.5.7. Modélisation numérique du comportement hétérogène de la soudure.....	54
a) Loi constitutive du comportement mécanique.	54
b) Présentation du logiciel éléments finis ABAQUS/standard.....	55

PARTIE 2

Chapitre 3

3.1. Matériaux et méthodes expérimentales.....	59
3.1.1. Caractérisation des matériaux de base.....	59
3.1.2. Réalisation de la soudure hétérogène.....	59
3.1.3. Investigations expérimentales.....	60
3.1.4. Démarche adoptée et plan de prélèvement des éprouvettes.....	60
3.1.5. Caractérisation structurale.....	62
a) Examens macro et micrographiques.....	62
b) Examens au MEB /EDS.....	64
c) Diffraction des rayons X.....	64
3.2. Essais mécaniques.....	65
3.2.1. Essai de dureté (HB 10) et profils de microdureté (HV1).....	65
3.2.2. Détermination des propriétés élastiques par Ultrason (Méthode indirecte).....	65
3.2.3. Essais de traction monotone.....	66
3.3. Essai de résilience.....	68
3.4. Essais de fatigue (<i>flexion rotative</i>).....	69
3.5. Apport de la technique de mesure des champs de déformation par stéréo-corrélation d'image numérique.....	71
3.5.1. Principe de la stéréo-corrélation d'image numérique.....	71
3.5.2. Prélèvement et préparation d'éprouvettes.....	72
3.5.3. Délimitation des zones et sous zones qui constituent de la zone utile.....	74
3.5.4. Préparation du mouchetis.....	76
3.5.5. Installation de la CIN en stéréo-corrélation.....	76

Chapitre 4

4. Comportement structural et mécanique de la soudure hétérogène.....	79
4.1. Évolution de la microstructure à travers de joint soudé.....	79
4.1.1. Macrographie et micrographies optiques du joint soudé hétérogène.....	79
4.1.2. Microanalyse EDS.....	80
4.1.3. Examen aux rayons X.....	81
4.1.4. Quantification des phases par analyse d'image.....	82
4.1.5. Evolution des zones affectées thermiquement.....	83
4.1.6. Séquence des transformations de phases à travers le joint soudé.....	88
4.2. Comportement mécanique.....	88
4.2.1. Propriété de dureté.....	88
4.2.2. Détermination des propriétés élastiques par Ultrason.....	89
4.2.3. Propriété de traction.....	90
4.2.3.1. Notion de Mismatching (local et global) et rapports de charges R_e/R_m	90
4.2.4. Propriétés de résilience et de ténacité.....	92
4.2.5. Comportement en fatigue de la soudure hétérogène.....	95
4.3. Examen des faciès de rupture.....	99
4.4. Estimations des propriétés de fatigue à grands nombres de cycles.....	101

Chapitre 05

5. Apport de la technique de mesure des champs de déformation et simulation numérique..	107
5.1. Essai de traction avec mesure de champs de déformation.....	107
5.1.1. Eprouvette multizone 1 (MZ1)	107
5.1.2. Comportement global et local.....	108
5.1.3. Profils de déformation sur la section longitudinale.....	111
5.1.4. Anisotropie de déformation.....	112

5.2. Eprouvette multizone 2 (MZ2)	113
5.2.1 Evolution de la zone critique amincie.....	113
5.2.2 Caractérisations des zones affectées thermiquement.....	115
5.2.3. Courbes d'écroissements locales.....	116
5.2.4. Profils de section longitudinale.....	117
5.2.5. Phénomène de striction.....	117
5.3. Modélisation du comportement hétérogène du joint soudé DSS/SDSS/SMSS.....	118
5.3.1. Formalisme du comportement global en fonction des propriétés locales.....	118
5.3.2. Simulation du comportement de la soudure hétérogène avec Abaqus software.....	120
a) Modèle géométrique de l'éprouvette de traction.....	120
b) Paramètres d'essai (Conditions aux limites).....	121
c) Résultat de la simulation.....	121
Conclusion générale.....	124
Références.....	127
Annexes.....	133

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1. Expressions des paramètres de fatigue à grand nombre de cycle en fonction de la dureté et les propriétés de traction.....	45
Tableau 3.1. Compositions chimiques massiques des deux matériaux de base et du métal d'apport.....	59
Tableau 3.2. Les paramètres de soudage.....	60
Tableau 3.3. Compositions et paramètres des solutions d'attaques chimiques électrolytiques et classiques.....	63
Tableau 4.1. Compositions chimiques locales obtenues par les analyses EDS.....	81
Tableau 4.2. Valeurs des modules de Young obtenues par : UT et jauge de déformation.....	92
Tableau 4.3. Résultats des essais de traction effectués sur microéprouvettes et éprouvette réduite.....	92
Tableau 4.4. Résultats des essais de fatigue effectués sur éprouvettes coniques.....	95
Tableau 4.5. Expressions des propriétés obtenues par différentes méthodes.....	102
Tableau 4.6. Propriétés de fatigue à grand nombre de cycles obtenues pour les matériaux de base et la zone fondue.....	102
Tableau 5.1. Valeurs du module de Young obtenue par ARAMIS.....	111

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1. Diagramme de Scheffler et les risques métallurgiques.....	23
Figure 1.2. Microstructures typiques de l'acier inoxydable duplex a) laminé, b) moulé.....	25
Figure 1.3. Illustration de la hiérarchie de la constitution de la martensite.....	26
Figure 1.4. Coupe du diagramme Fe-Cr-Ni à 70 % Fe.....	28
Figure 1.5. Schéma illustratif des transformations structurales dans les SMSS.....	29
Figure 2.1. Facteurs à considérer en design.....	31
Figure 2.2. Courbes types de traction conventionnelle.....	35
Figure 2.3. Domaine de validité des hypothèses de staticité.....	35
Figure 2.4. Principe de la machine de fatigue de flexion rotative.....	39
Figure 2.5. La courbe SN est ces quatre domaines principaux.....	40
Figure 2.6. Phénomène d'extrusion / intrusion en fatigue.....	41
Figure 2.7. Abaques donnant le facteur Kt en fonction des propriétés géométriques (cas de sollicitation en flexion).....	42
Figure 2.8. Comparaison entre les courbes d'endurances d'une tôle d'acier entaillée, non-entaillée, et d'un assemblage soudé.....	44
Figure 2.9. Effet de la géométrie de la soudure est et de la position probable de fissure sur l'endurance de l'assemblage.....	44
Figure 2.10. Schéma illustratif du dispositif la SCIN, b) installation des caméras.....	48
Figure 2.11. Technique de mesure de champs de déformation.....	49
Figure 2.12. Exemple de motifs aléatoire.....	50
Figure 2.13. Influence de la taille des facettes.....	50
Figure 2.14. Position de la facette dans l'image de référence (à gauche) et sa position de dans les images déformées.....	51
Figure 2.15. Essai de traction standard et la mesure des champs de déformation.....	52

Figure 2.16. Procédure pour la détermination des propriétés locales des soudures hétérogène.....	52
Figure 2.17. Loi d'Hollomon, b) loi de Ludwik, c) loi de Swift.....	54
Figure 3.1 a) Géométrie du chanfrein, et micrographie optique des matériaux de base, b) SMSS, c) DSS.....	59
Figure 3.2. Zone critique et zone active de la soudure.....	61
Figure 3.3. Prélèvement des éprouvettes.....	62
Figure 3.4. Schéma d'une soudure hétérogène à trois matériaux différents A, B, C.....	62
Figure 3.5. Principe de la loi de Bragg.....	64
Figure 3.6. Dispositif de mesure des Ultrasons en immersion.....	66
Figure 3.7. Microéprouvettes de traction.....	67
Figure 3.8. a) Géométrie des mini-éprouvettes de traction (subsize), b) Eprouvette usinée, c) Installation des jauges de déformation sur les matériaux de base et la ZF.....	68
Figure 3.9. Géométrie des éprouvettes de résilience.....	68
Figure 3.10. Géométrie et localisation des éprouvettes de résilience.....	69
Figure 3.11. Répartition uniforme du moment de flexion.....	70
Figure 3.12. Géométrie (a) et forme (b) des éprouvettes coniques de fatigue.....	70
Figure 3.13. Géométrie (a) et forme (b) des éprouvettes cylindriques de fatigue.....	71
Figure 3.14. Localisation des éprouvettes de traction destinées à la mesure des champs de déformation.....	72
Figure 3.15. Eprouvette de traction (MZ1) destinée à la mesure de champs.....	73
Figure 3.16. Géométrie de l'éprouvette MZ2.....	74
Figure 3.17. Eprouvette de traction (MZ2) amincie destinée à la mesure de champ.....	74
Figure 3.18. Les différentes zones et sous-zones constituant la zone utile du joint soudé hétérogène.....	75
Figure 3.19. Application du mouchetis : a) éprouvettes MZ1, b) éprouvette MZ2.....	76
Figure 3.20. Dispositif utilisé pour la CIN.....	77

Figure 4.1. Macrographie du joint soudé et filiation de microdureté.....	79
Figure 4.2. (a-b) Micrographie optique des matériaux de base: a) DSS Glycerigia, b) DSS KOH électrolytique, c et d) Supermartensitique (Glycerigia).....	80
Figure 4.3. Diffractogrames des matériaux de base et la zone fondue.....	81
Figure 4.4. Microstructure de la zone fondue.....	82
Figure 4.5. a) Interface du logiciel ATLAS, b) principales étapes de traitement d'image : 1) image initiale, 2) transformation en niveaux de gris, 3) seuillage, 4) mesure du taux de phase.....	83
Figure 4.6. Les différentes microstructures de la zone affectée thermiquement du SMSS.....	85
Figure 4.7. Micrographie MEB de la sous-zone 2 montrant la ferrite dans une matrice martensitique.....	86
Figure 4.8. Ligne de fusion du coté supermartensitique (SMSS).....	86
Figure 4.9. Microstructure de la zone affectée thermiquement duplex (DSS HAZ).....	87
Figure 4.10. Séquences des transformations de phase a travers le joints soudé.....	88
Figure 4.11. Profils de microdureté à travers le joint soudé	89
Figure 4.12. Exemple du signale UT (onde longitudinale) obtenue sur le matériau SMSS.....	90
Figure 4.13. Courbes de tractions locales et globales obtenues par micro et mini-éprouvette (subsize).....	91
Figure 4.14. Résultats des essais de résilience.....	93
Figure 4.15. KIC estimé à partir des résultats des essais de résilience.....	94
Figure 4.16. Energie de rupture et KIC estimés des matériaux de base et la zone fondue à basse température.....	94
Figure 4.17. a) courbes d'endurance, b) ruptures par fatigue (1) éprouvette cylindrique, (2) éprouvette conique.....	96
Figure 4.18. a, b, c. Faciès de rupture des éprouvettes de fatigue.....	100
Figure 4.19. a, b, c, d : Détails des faciès de rupture.....	101
Figure 4.20. Résultats des courbes d'endurance estimées et Expérimentales.....	103

Figure 4.21. Rapports des résultats d'endurances (Estimées / Expérimentaux) des matériaux de base (a) et (b), et de la zone fondue (c).....	104
Figure 5.1. Cartographie de déformation du joint soudé hétérogène.....	107
Figure 5.2. Evolution des déformations longitudinale (ϵ_x) et transversal (ϵ_y).....	107
Figure 5.3. Courbes de traction globale rationnelles et point de changement de vitesse	109
Figure 5.4. Courbes de traction globale rationnelles obtenues par ARAMIS et par machine de traction (MTS)	110
Figure 5.5. Courbes de tractions vraies obtenues par ARIMIS et microéprouvettes.....	110
Figure 5.6. Profils des déformations le long de la section longitudinale de l'éprouvette.....	114
Figure 5.7. Cartographies de déformation des sous zones SMSS-HTHAZ et SMSS-LTHAZ.....	114
Figure 5.8. Coefficients d'anisotropie à partir des déformations selon l'épaisseur et la largeur.....	115
Figures 5.9. Zone utile de l'éprouvette MZ2, a) avant essai b) striction localisée.....	116
Figures 5.10. Evolution des déformations ϵ_x et ϵ_y au cours de l'essai.....	116
Figure 5.11. Cartographies de déformation longitudinale (a) et transversale (b) à travers le joint soudé).....	117
Figure 5.12. Cartographies de déformation longitudinales visualisant les limites des zones et sous zones affectées thermiquement.....	118
Figure 5.13. Courbes de tractions vraies obtenues des différentes zones du joint soudé.....	119
Figure 5.14. Evolution de la déformation ϵ_{xx} le long de la zone utile.....	117
Figure 5.15. Phénomène de striction.....	120
Figure 5.16. Représentation schématique du joint soudé hétérogène soumis à une traction (les distances ont été évaluées a partir de la macrographie et les profils de microdureté).....	120
Figure 5.17. Courbes de traction globales et locales des régions DSS, SMSS et ZF.....	121
Figure 5.18. Modélisation de l'éprouvette.....	121
Figure 5.19. Partition des zones DSS ZF SMSS.....	104

Figure 5.20. Encastrement des surfaces S1 et S2, et chargement des surfaces S'1, S'2 en déplacement.....	104
Figure 5.21. Visualisation des cinq étapes d'endommagement de l'éprouvette.....	121
Figure 5.22. Profils de la déformation longitudinale le long de la zone utile.....	122
Figure 5.23. Courbes de traction locales des matériaux de bases et la zone fondue obtenues par Abaqus.....	122

LISTE DES ABREVIATIONS

E	<i>Module de Young</i>
R_e	<i>Limite d'élasticité en traction</i>
R_m	<i>Résistance à la rupture en traction</i>
σ_{vraie}	<i>Contrainte rationnelle</i>
ε_{vraie}	<i>Déformation rationnelle</i>
$\sigma_{relative}$	<i>Contrainte conventionnelle</i>
$\varepsilon_{relative}$	<i>Déformation conventionnelle</i>
M	<i>Facteur du Mismatching</i>
R	<i>Rapport de charge R_e/R_m</i>
LCF	<i>Fatigue oligocyclique</i>
HCF	<i>Fatigue à grands nombres de cycles</i>
HB	<i>Dureté Brinell (HB10)</i>
HV	<i>Dureté Vickers (HV1)</i>
N	<i>Nombre de cycles</i>
σ'_f	<i>Coefficient de résistance à la fatigue</i>
ε'_f	<i>Coefficient de ductilité à la fatigue</i>
c	<i>Exposant de ductilité à la fatigue</i>
b	<i>Exposant de résistance à la fatigue</i>
K_f	<i>Facteur de concentration de contrainte</i>
$K_{f'}$	<i>Facteur de réduction de résistance à la fatigue</i>
q	<i>Facteur de sensibilité à l'effet d'entaille</i>
a_p	<i>Constante liée au matériau</i>
ρ	<i>Rayon d'entaille</i>
σ_u	<i>Résistance à la rupture en traction</i>
σ_y	<i>Limite élastique</i>
KIC	<i>Facteur d'intensité de contrainte</i>
CVN	<i>Energie de rupture</i>
CCD	<i>charge-coupled device</i>
CIN	<i>Corrélation d'image numérique</i>
$SCIN$	<i>stéréo corrélation d'image numérique</i>

INTRODUCTION

Les propriétés mécaniques sont étroitement liées aux propriétés structurales. Toute hétérogénéité structurale locale induit inévitablement une hétérogénéité des propriétés mécaniques, ce qui se répercute sur le comportement global soit en sollicitations statiques ou cycliques. Le soudage hétérogène est l'une des solutions ayant pour but d'adapter les propriétés des matériaux aux conditions de service, mais il présente la particularité d'associer au sein du même joint de soudure une variété de microstructures. Dans la combinaison des aciers inoxydables Duplex (DSS) / Superduplex (métal d'apport SDSS) / Supermartensitique (SMSS) on retrouve la structure en bande biphasé qui est spécifique aux aciers duplex, la structure dendritique qui caractérise la zone fondue et la structure de martensite en lattes qui caractérise les aciers supermartensitiques, en plus des deux zones affectées thermiquement différentes.

Plusieurs techniques ont été développées pour la détermination des propriétés locales des zones miniatures des soudures telles que la zone fondue et la zone affectée par la chaleur. Parmi ces techniques de caractérisation mises en œuvre, on peut citer : les microéprouvettes de traction, les cartographies de dureté, la mesure des champs de déformation par méthodes interférométrique ou non interférométrique tel que la corrélation d'image numérique. Cette dernière technique a jouit de beaucoup d'importance ces dernières années en raison de multiples vertus : précision, suivi en temps réel et à distance des déformations, caractérisation de large surface sur tous type de matériaux. La détection des déformations localisées et les zones susceptibles d'endommagement à des échelles fines est rendue possible....

Dans cette étude, nous allons traiter la problématique d'une soudure hétérogène en aciers inoxydables. C'est une soudure qui a été appliqué dans des installations industrielles destinées pour l'exploitation des puits de gaz. A cause de la dégradation de certains équipements fabriqué en aciers inoxydables duplex, La nuance des équipements endommagés (duplex) à été changé par le supermartensitique pour des raisons de résistance au phénomène corrosion / érosion et économiques. Une vaste thématique de recherche à été lancé concernant l'étude des aciers inoxydables duplex, superduplex et supermartensitique et leur soudage. Nous nous somme intéressé à la soudure hétérogène : duplex-superduplex-supermartensitique.

La thèse se présente en quatre chapitres. Le premier chapitre est dédié à l'étude théorique dans laquelle seront présentés en ordre les matériaux de l'étude et leurs caractéristiques, le soudage hétérogène et ses particularités, la relation entre la microstructure et les propriétés mécaniques et pour finir, la technique de stéréo-corrélation d'image numérique pour la mesure des champs de déformation sera introduite.

Les techniques d'investigations expérimentales utilisées pour la caractérisation du joint soudé sont détaillées dans le deuxième chapitre. Le volet résultats et interprétations est réparti en deux chapitres. Le chapitre trois traite l'aspect classique des investigations microstructurales et mécaniques. Nous allons examiner toutes les zones qui constituent le joint de soudure. Le joint soudé sera exposé aux essais de dureté, traction, résilience et fatigue. Une attention particulière sera accordée aux essais de traction monotone et les hypothèses de staticité correspondantes du fait que cet essai sera repris dans la section dédiée à la stéréo-corrélation d'image pour l'étude des champs de déformation.

Le chapitre quatre consiste en l'introduction de la technique de mesure des champs de déformation par stéréo-corrélation d'image numérique (CIN) en vue de l'étude de la distribution non-uniforme des déformations à travers le joint soudé hétérogène. Deux éprouvettes de traction ont été préparées à cet égard, dénommées : multizone 1 (MZ1) et multizone 2 (MZ2). Pour ces deux éprouvettes, l'acquisition des champs de déformation a été effectuée sur deux plans différents, l'un est défini par l'axe longitudinal du tube soudé et l'axe tangentiel à la soudure pour l'éprouvette MZ1, et l'autre est défini par l'axe longitudinal et l'axe normal à la soudure pour l'éprouvette MZ2 (selon l'épaisseur). L'éprouvette MZ2 a subi une modification géométrique (amincissement) de telle sorte à concentrer la contrainte au niveau de la zone critique constituée des deux zones affectées thermiquement et de la zone fondue. Nous clôturons la partie résultat par une simulation numérique en utilisant le code de calcul ABAQUS pour la prédiction du comportement global et local de la soudure hétérogène. Les résultats de cette simulation seront confrontés à ceux obtenus par stéréo-corrélation d'image.

Partie 1

Chapitre 1

1- Matériaux et soudage hétérogène

1.1. Soudage hétérogène.

Le *soudage* en général est un procédé d'assemblage ; il permet de relier deux pièces métalliques et assurer de manière permanente la continuité de matière entre elles. On peut souder des métaux semblables ou dissemblables (*soudage hétérogène*), la jonction qui les relie est de nature chimique - métallurgique plus que mécanique.

On entend par *soudabilité* pour un matériau donné, la capacité d'un procédé de soudage à aboutir à des caractéristiques de soudure aussi homogènes que possible, soit du point de vue structural, mécanique ou résistance à la corrosion. Du fait du caractère pluridisciplinaire du soudage, la soudabilité se définit en général selon les conditions à satisfaire et les informations souhaitées, on peut regrouper les différents aspects qu'englobe la soudabilité comme suit:

- La *soudabilité opératoire* : qui caractérise les possibilités d'utilisation d'un procédé pour réaliser un assemblage donné dans des conditions imposées (forme, positions, dimension...)
- La *soudabilité métallurgique* ou *soudabilité locale* : qui caractérise l'aptitude d'un métal à subir sans dommage toutes les conséquences des phénomènes métallurgiques engendrés par une opération de soudage.
- La *soudabilité globale* : qui caractérise l'aptitude d'une construction soudée à accomplir convenablement et sans risque apparent majeur ou mineur, les fonctions pour lesquelles elle est destinée, c.-à-d. l'aptitude d'une construction soudée à résister sans dommage aux sollicitations d'épreuve et de service.

La mise en œuvre de l'opération de soudage doit répondre à certains critères techniques qui dépendent essentiellement du choix de la méthode du soudage, du mode opératoire exécuté, des matériaux de base et du type de métal d'apport. Le soudage peut être exécuté avec des procédures très variées, différentes les une des autres, chacune donnant des propriétés métallurgiques et mécaniques spécifiées. L'organigramme de l'annexe A présente les procédés les plus fréquents classés selon qu'ils font intervenir la fusion ou une action mécanique. [1-7]

1.2. Niveaux d'hétérogénéité des soudures

Quelque soient le procédé à utiliser et les matériaux à assembler par soudage, ces matériaux seront portés à des températures élevées de telle sorte à activer les surfaces qui sont en

contact. Pour les procédés de soudage avec fusion, porter les deux bords en dessus de la température du solidus (état liquide) reste la façon la plus fiable pour assurer une bonne dilution entre les matériaux à souder avec ou sans métal d'apport, avec des systèmes d'alliage similaires (cas du soudage homogène) ou différents (cas du soudage hétérogène) [3].

Les types d'hétérogénéités éventuellement perceptibles lors d'une opération de soudage sont :

- *Hétérogénéité d'ordre chimique* : c'est le degré de compatibilité entre les matériaux d'apport et les matériaux de bases et se traduit par des taux de dilution au niveau des zones de liaisons.
- *Hétérogénéité d'ordre métallurgique* : Des mesures et des exigences particulières doivent être prises en considération concernant la compatibilité métallurgique des matériaux à souder notamment le cas particulier des matériaux de base dissemblables ou d'un matériau d'apport différent. Cet aspect d'hétérogénéité est plus apparent en soudage multi-passe où les dernières passes conservent en général, la structure brute de solidification tandis que les passes antérieures auraient subi des transformations microstructurales liées aux cycles de chauffage / refroidissement. Les zones et sous-zones affectées thermiquement sont elles-mêmes le siège de transformations microstructurales en fonction des températures pics atteintes, les temps de séjours et les vitesses de refroidissements.
- *Hétérogénéité d'ordre mécanique* : Parmi les exigences sur le choix du métal d'apport, le gradient des propriétés mécaniques locales et globales par rapport au métal de base. L'hétérogénéité mécanique provient de ce fait, il est quasiment impossible d'avoir les mêmes propriétés mécaniques le long du joint soudé. Cet aspect d'hétérogénéité a été baptisé *Mismatching* par les anglo-saxon.
- *Hétérogénéité d'ordre géométrique* : Cette hétérogénéité est liée aux conditions de préparation du chanfrein et à la forme finale du cordon de soudure. On peut ajouter à cet aspect d'hétérogénéité la présence de défauts, qu'ils soient plans ou volumiques, internes ou débouchants.
- *Contraintes résiduelles* : Ces contraintes peuvent atteindre le niveau de la limite élastique du matériau de base, et ils sont répartis souvent, d'une façon non-uniforme à travers le joint soudé. Leur origine est liée au bridage des extrémités à souder et à la nature des matériaux qui constituent le joint soudé. Les propriétés physiques (notamment le coefficient de dilatation thermique) sont d'une importance particulière

par rapport au niveau des contraintes résiduelles atteintes en zone fondue et en zones affectées thermiquement.

L'un des outils essentiels pour remédier aux défauts d'ordres métallurgiques en soudage hétérogène, est le diagramme de Scheffler [5]. Connaissant les deux matériaux de base à souder, ce diagramme permet de choisir un matériau d'apport qui favorise le positionnement du métal fondu dans une zone présentant le moins de risques métallurgiques tel que le domaine de coexistence des deux phases ferrite / austénite. La figure 1.1 montre les types de risques probables en fonction de l'appartenance du métal fondu à l'un ou l'autre des domaines du diagramme.

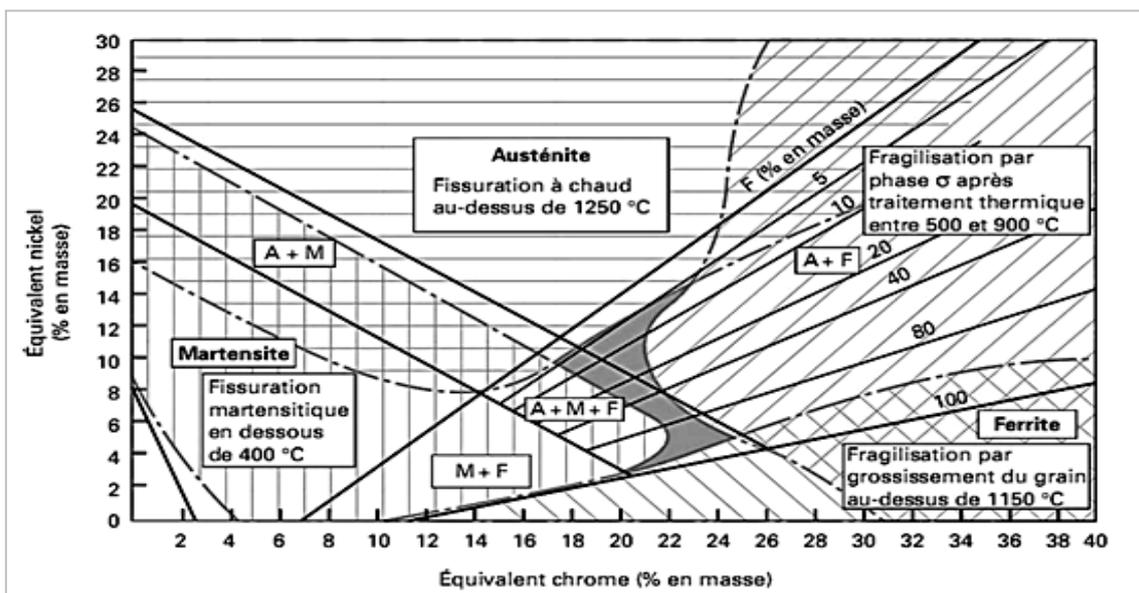


Figure 1.1. Diagramme de Scheffler et les risques métallurgiques [5]

Concernant le classement des soudures par niveau d'hétérogénéité, il peut être établi pareillement à base des matériaux de base. Il existe quatre types selon cette classification :

- *La soudure autogène* : Sans métal d'apport avec des matériaux de base de même nature.
- *La soudure homogène* : Les matériaux de base et le métal d'apport sont tous de même nature.
- *La soudure hétérogène* : L'un des matériaux est de nature différente.

Cette situation exige parfois le recours à des matériaux intermédiaires qui ne présentent pas d'incompatibilité de part et d'autre pour éviter la formation de composés intermétalliques fragilisant. Dans le cas où la différence des conductivités thermiques entre les matériaux à souder est importante, l'arc doit être dirigé de préférence vers le métal le plus conducteur. A titre d'exemple, parmi les cas les plus fréquents du soudage

hétérogène on note le soudage des alliages ferreux de familles différentes tel que les aciers au carbone et les aciers inoxydables [8-9], l'acier inoxydable ferritique ou martensitique avec l'acier inoxydable austénitique [10], l'acier au carbone avec les alliages de nickel [11]. L'acier avec l'aluminium [12], Nous citons également la combinaison entre alliage métallique et composé non métallique (céramique) [13]. Le tableau présenté en annexe B montre les combinaisons possibles entre les différentes nuances des alliages ferreux.

1.3. Les aciers inoxydables (Couple : Duplex 2205 / Supermartensitique à 13% Cr)

Avant d'entamer la présentation des matériaux d'étude qui sont : l'acier inoxydable *duplex* DSS 2205 et l'acier inoxydable *supermartensitique à 13% Cr*, nous allons dérouler un bref rappel sur leur histoire ainsi que les autres familles d'aciers inoxydables en se focalisant sur les constatations pertinentes liées à leur élaboration et leurs propriétés.

Ces matériaux ont pénétré avec succès tous les domaines industriels (production d'énergie, industries chimiques, pétrochimie, bâtiment, agroalimentaire, médicale et transport) en apportant des solutions probantes grâce à leur qualité de combiner entre de très bonnes propriétés [14-16]:

- Excellente résistance à la corrosion dans un grand nombre de milieux.
- Résistance mécanique notablement plus élevée que celle des matériaux traditionnels.
- Mise en œuvre plus aisée, en particulier grâce aux progrès réalisés dans le soudage.
- Facilité d'entretien, qui compense le surcoût des investissements initiaux.
- Rapport élevé entre le module d'Young et la masse volumique.
- Aspect glacé brillant du matériau.
- Possibilité de joindre par soudage hétérogène des aciers inoxydables de différentes familles.
- 100% recyclables.

Leur apparition remonte au début du XIXe siècle en Europe et en Amérique. Depuis, leur essor a connu une évolution immense liée à plusieurs aspects et disciplines ; besoin industriel et économique, progrès dans les procédés sidérurgiques, chimie, techniques de caractérisation, ... etc. Ci-dessous, sont citées les étapes majeures du développement des aciers inoxydables:

- Nicolas-Louis Vauquelin (1763-1889) : En 1797, isolation de l'élément Chrome (Cr)
- Berthier 1821 : Effet de l'élément chrome sur la corrosion.

- L. Guillet et Albert Portevin 1904: Publication d'une série d'études sur les nuances *martensitiques* à 13% chrome et *ferritiques* à 17% chrome.
- L. Guillet et W. Giesen 1909: Publication d'une série d'études sur les aciers inoxydables *austénitiques* et d'autres nuances.
- L. Guillet, A. Portevin et W. Giesen 1909: Classement des aciers inoxydables en trois principales familles: *martensitique, ferritique et austénitique*.
- Harry Brearley (Sheffield 1913) : Elaboration et passage au stade industriel des aciers inoxydables *martensitiques*.
- Philipp Monnartz : Publication de travaux sur la passivité des aciers inoxydables.
- Pierre Chevenard : Mise au point des nuances à *durcissement structural*.
- J. Hochmann : Découverte des nuances biphasées austéno-ferritiques (*duplex*) en début des années 1930. L'apparition de ces alliages a eu lieu à J. Holtzer Company, France suite à l'ajout en excès d'éléments alphas par accident lors d'une élaboration d'un acier inoxydable austénitique (le 18%Cr-9%Ni-2.5%Mo), il a été élaboré avec la composition 20%Cr-8%Ni-2.5%Mo. Cet alliage biphasé a été par la suite étudié et a donné des résultats pertinents concernant la résistance à la corrosion intergranulaire (IGC), lorsqu'il est convenablement traité [15-16]. La figure 1.2 montre la microstructure typique des aciers inoxydables duplex moulés et laminés.

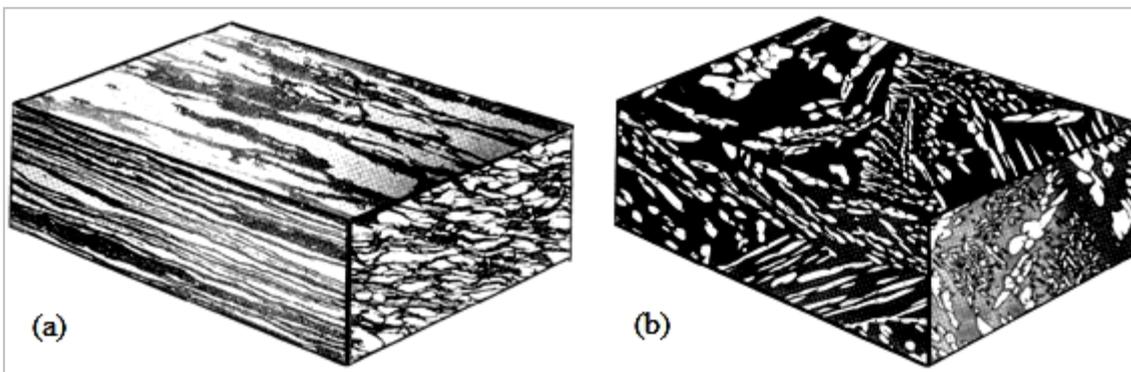


Figure 1.2. Microstructures typiques de l'acier inoxydable duplex a) laminé, b) moulé [14]

- *Apparition des aciers inoxydables supermartensitique et martensitique / ferritique biphasés*. Ces matériaux sont apparus au Japon durant ces dernières décennies aux alentours de l'années 1990 à la base des aciers inoxydables martensitiques et ferritiques conventionnels. Ils ont été développés spécialement pour répondre à des exigences sévères dans les domaines des hydrocarbures et du nucléaire. En 1995, c'était la première qualification des tubes en acier inoxydable supermartensitique

(SMSS) pour leur utilisation dans des projets de grande envergure dans le domaine d'offshore (Asgard et Gullfaks) gérés par la compagnie Statoil [17]. Les SMSS par rapport aux aciers martensitiques conventionnels contiennent une forte teneur en Nickel (jusqu'à 7%) ce qui favorise la stabilité de l'austénite à température ambiante. Leur microstructure est arrangée selon une hiérarchie tel que présentée dans la figure 1.3. Ils sont plus adaptés en milieux corrosifs contenant des chlorures ou du H₂S.

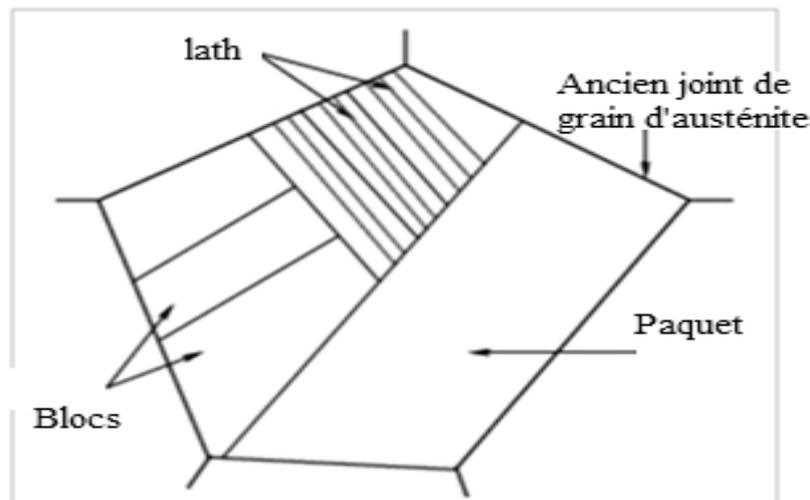


Figure 1.3. Illustration de la hiérarchie de la constitution de la martensite [18]

1.4. Transformations de phase et métallurgie de soudage des matériaux étudiés

La nature du soudage par fusion avec ou sans métal d'apport fait que les bords arrivent jusqu'à l'état liquide au chauffage avec des taux de dilutions spécifiques. Ce chauffage est suivi d'un refroidissement relativement rapide. A la température de fusion, la solidification s'opère selon le principe de germination et croissance (par épitaxie en général) suivant le flux de dégagement de chaleur. En soudage par fusion, le chanfrein ou les bords du bain de fusion sont considérés par analogie comme parois d'un moule de coulée [19]; ce sont les interfaces où débute la solidification selon plusieurs orientations cristallographiques. Les régions adjacentes au métal fondu et qui n'ont pas dépassé le solidus en température sont le siège de transformations de phase à l'état solide. A noter que, cet effet peut être répétitif comme dans le cas de soudage multi-passe, c.-à-d. que la superposition des passes les unes sur les autres engendre des cycles thermiques pour les régions proches du bain de fusion par transformation de phase entendu par 'réarrangement de la structure à l'échelle atomique'. Ce fait se répercute sur tous les constituants à l'échelle du grain (et des précipités, s'ils existent). La différence dans l'énergie libre (enthalpie de Gibbs) entre l'état initial et final des différents constituants attribue le caractère hétérogène à la transformation de phase et à la structure

finale après solidification. Dans notre cas, pour les matériaux étudiés la germination des dendrites à la solidification se fait en mode ferritique et les autres phases n'apparaissent qu'après par transformation de la ferrite au cours du refroidissement.

a) Métallurgie de soudage des aciers inoxydables duplex (DSS)

Les aciers inoxydables duplex (DSS) sont les dérivés des aciers austénitiques par diminution de la teneur en Nickel et augmentation de la teneur en Chrome, ils contiennent de 22 à 27% de chrome et de 4 à 8% de nickel. Cette composition leur confère une structure mixte. La compréhension de l'élaboration et les modes de solidification de ces aciers est rendue possible par l'étude des systèmes ternaires Fe-Cr-Ni et les projections des solidus et liquidus (fig. 1.4). Ces aciers peuvent également contenir du Molybdène, du Cuivre et de l'Azote comme éléments d'addition, pour améliorer les propriétés de la résistance à la corrosion généralisée et localisée. Ils représentent un compromis entre les austénitiques et les ferritiques : leur limite d'élasticité est très supérieure à celle des austénitiques et ils n'ont pas la fragilité des ferritiques. Ils peuvent être utilisés pour la fabrication d'appareils chimiques, dans l'industrie pétrolière lors du transport de pétrole brut et des gaz naturels, ainsi que dans la construction de plateformes de forage. Leur coût reste toutefois élevé. Concernant leur soudabilité, elle est améliorée principalement par la présence de l'azote. Au moment du soudage, le refroidissement du bain de fusion formé donne une structure ferritique (la solidification s'opère en mode ferritique) qui se transforme ensuite en structure austénitique. L'apport de chaleur joue un rôle important dans le soudage des aciers duplex. S'il est faible, le refroidissement rapide forme des Nitrures de Chrome qui réduisent la résistance à la corrosion; dans le cas contraire, la faible vitesse de refroidissement favorise la formation de la phase σ qui fragilise la structure de la zone fondue et diminue les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion [2, 15, 20].

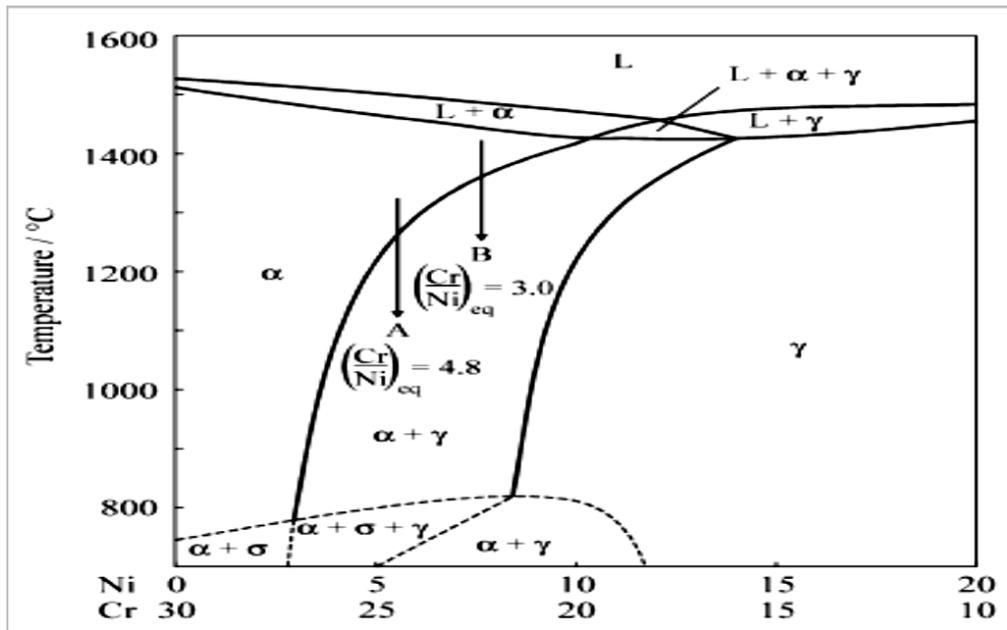


Figure 1.4. Coupe du diagramme Fe-Cr-Ni à 70 % Fe. [2]

b) Métallurgie de soudage des aciers inoxydables supermartensitique (SMSS)

Les aciers inoxydables supermartensitiques ont été développés sur la base des aciers inoxydables martensitiques classiques. Ces derniers contiennent 12 à 18% de chrome avec une teneur en carbone entre 0,05 et 1,2%. Ils sont caractérisés par une forte résistance mécanique et une dureté élevée mais leur résistance à la corrosion et leur soudabilité sont relativement inférieures à celles des autres familles d'aciers inoxydables à cause de la forte teneur en Carbone. En plus, ils présentent un risque de formation d'une zone fragile dans le matériau de base près de la ligne de fusion suite à une trempe, pour cela généralement un préchauffage du matériau de base est préconisé à des températures adéquates. Tous ces points ont amené les sidérurgistes à passer à des compositions chimiques améliorées en diminuant la teneur en Carbone et en augmentant les teneurs en Nickel jusqu'à 7% et en Molybdène jusqu'à 2.5%, d'où la naissance des *supermartensitique* inoxydables. Ils sont désignés sous le nom de (High grades) ou 'martensitique- austénitique' du fait de la forte teneur en Nickel. L'ajout de Nickel permet d'augmenter la ténacité et les caractéristiques mécaniques par effet de durcissement et le Molybdène pour améliorer la trempabilité et la résistance à la corrosion localisée en particulier en milieux chlorurés. Leur microstructure est constituée majoritairement de la martensite revenue avec des traces d'austénite résiduelle et de ferrite comme illustré par la figure 1.5. La zone affectée thermiquement peut contenir elle-même des quantités de ferrite et d'austénite. Le domaine d'utilisation des supermartensitiques est large : pétrochimie, hydroélectrique, marine [21-22].

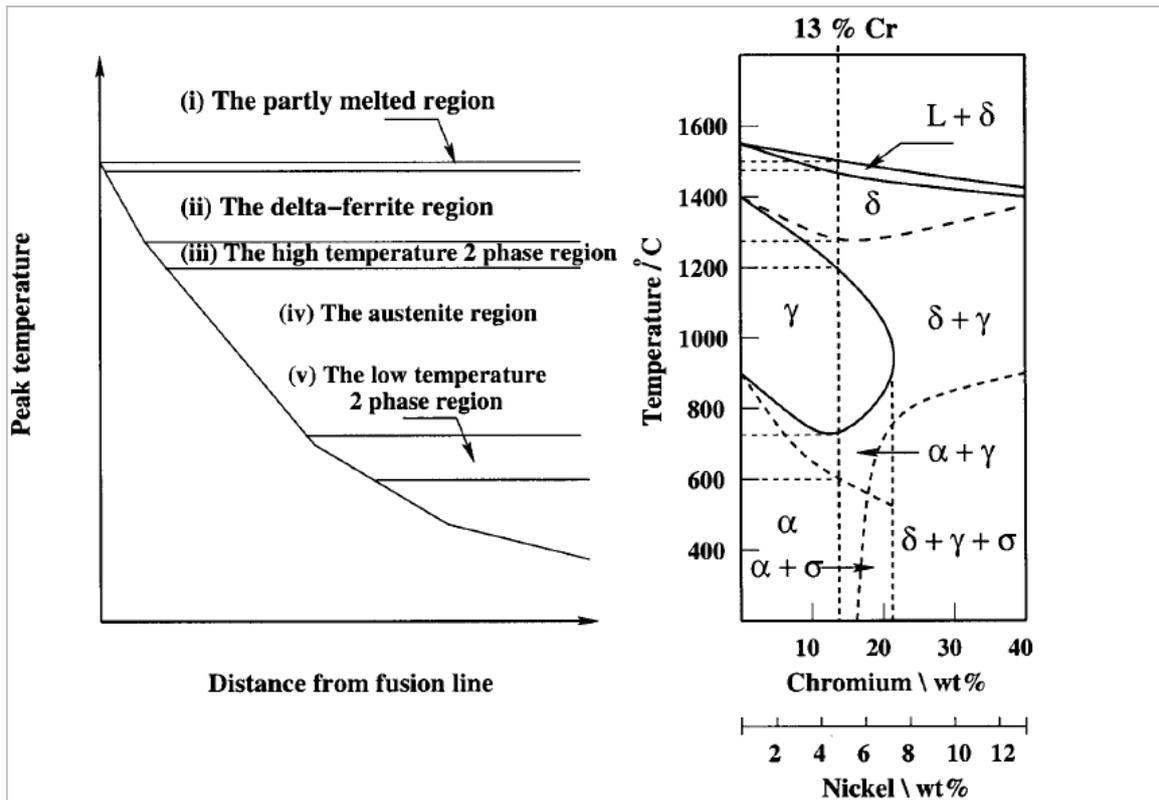


Figure 1.5. Schéma illustratif des transformations structurales dans les SMSS [22].

1.5. Contrôle et qualité des soudures hétérogènes.

Les soudures hétérogènes requièrent une attention particulière. Leur nécessité d'utilisation, par rapport aux situations usuelles du cas du soudage homogène relève de certaines spécificités liées généralement aux conditions de service combinées aux coûts de réalisation. Ils doivent non seulement assurer le transfert complet des charges mécaniques de part et d'autres des matériaux de base, mais les matériaux de base et le métal d'apport utilisés doivent eux-mêmes, être compatibles et choisis en parfaite adéquation avec d'autres types de sollicitations; thermique, corrosion sévère, érosion...etc. Du fait du fort gradient microstructural pouvant être engendré au niveau de la zone critique dans des zones relativement étroites tel que les sous zones affectées thermiquement, une rigueur particulière s'impose pour l'examen et le contrôle non destructif et destructif de ce type de soudure [3].

Chapitre 2

2. Comportement mécanique des matériaux et des soudures

2.1. Relation microstructure / propriétés mécaniques.

Les propriétés mécaniques dépendent fortement de la microstructure qui est elle-même étroitement liée aux propriétés physiques telles que la conductivité thermique, la chaleur spécifique, la diffusivité.... Parmi les caractéristiques microstructurales qui contrôlent les propriétés mécaniques nous citons : la composition chimique, la taille des grains, la présence de précipités, la nature et les proportions des phases et leurs distributions, ...etc. En général, ce sont les diagrammes des phases et les diagrammes de transformation (temps - température) qui permettent de prédire et définir les états d'équilibres des alliages, la solubilité limite des éléments. Ils permettent également de contrôler les techniques d'élaboration par procédés thermomécaniques ou par coulée pour aboutir à des caractéristiques microstructurales bien précises. A titre d'exemple de relation entre les propriétés microstructurales et mécaniques, nous rappelons la célèbre relation de Hall Petch qui relie la limite élastique à la taille des grains. Comme principe de base, déterminer les propriétés mécaniques d'un matériau (module de Young, la limite élastique, limite à la rupture, dureté, résistance à la fatigue....) revient à établir les liens entre les forces (ou contraintes) qui s'exercent sur lui et sa résistance à la déformation (réversible ou permanente) et à la rupture. Ces liens sont établis par le biais d'essai mécaniques divers. En définitive, l'objectif est de savoir quel sont les limites d'utilisation des matériaux qui, une fois déterminées, elles servent comme base pour le design. Il est à admettre que le succès d'utilisation des matériaux en engineering réside dans leur convenance par rapport aux conditions de service et à leur aptitude à la conception conformément aux dimensions et aux géométries requises et selon les techniques d'assemblages exigées (soudage ou autres). La Figure 2.1 montre des interconnexions entre le matériau, les propriétés, le design et les exigences.

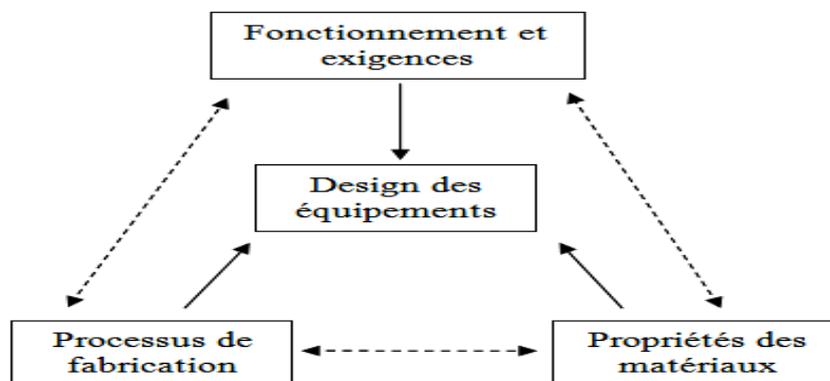


Figure 2.1. Facteurs à considérer dans le design [23]

Concernant les joints de soudures, leurs propriétés mécaniques sont plus difficiles à déterminer par rapport aux matériaux de base. Les zones critiques des soudures regroupent en général plusieurs sous-zones très étroites au niveau des zones fondues et des zones affectées par la chaleur, dont les propriétés varient rapidement d'une sous-zone à une autre d'autant plus dans le cas du soudage hétérogène. Les tests mécaniques représentent l'assurance qui garantit la tenue et la performance de la soudure par rapport à un référentiel qui peut être une Norme ou une Spécification. Du point de vue pratique, une fois une procédure de soudage établie, un joint de soudure réalisé par la dite procédure subit une série de tests mécaniques en vue de sa qualification, l'objectif c'est de vérifier si sa résistance effectivement est en dessus du minimum exigé. Cette qualification est une étape obligatoire pour la mise en application de la procédure de soudage pour les domaines concernés, et par conséquent les opérateurs eux-mêmes aussi doivent être homologués et habilités à l'exécuter [3, 23].

2.2. Traction uniaxiale monotone.

L'essai de traction est l'essai le plus répandu pour la détermination des propriétés élastiques et plastiques des matériaux et des assemblages. Pour cet essai, les normes proposent différentes géométries d'éprouvettes en fonction du but recherché et de la disponibilité de la matière : éprouvettes standards selon la norme française AFNOR NF EN 10002-1 à 10002-5, des éprouvettes miniatures (subsize) selon la norme américaine ASTM E8M dont la zone utile est de 32 mm et la norme internationale ISO 6892 qui fixe le rapport longueur /section de la zone utile, cette dernière norme permet d'atteindre des dimensions très faibles en zone utile de l'ordre de quelques millimètres (microéprouvettes), valables pour le test du métal fondu et la zone affectée thermiquement.

2.2.1 Mesure de la déformation.

A partir du moment que les conditions de staticité sont satisfaites, l'évolution du comportement du matériau peut être caractérisée à partir de la mesure de l'allongement dans la partie utile et des efforts appliqués correspondants. L'état de contrainte/déformation est défini par la déformation conventionnelle qui est calculée à partir de la longueur courante L , de la longueur initiale L_0 , et la contrainte correspondante, la courbe contrainte/déformation résultante est la courbe conventionnelle. Lors de la mesure de la réponse mécanique en traction (déformation / effort de chargement), pour se rapprocher le plus possible du comportement réel du matériau il est nécessaire d'éliminer la contribution des parties encastrées de l'éprouvette et l'effet de la rigidité des mors. Plusieurs méthodes ont été

développées pour la mesure de la déformation, elles sont classées en trois catégories principales [24] :

- *Catégorie I* : cette catégorie suppose que le champ de déformation est homogène dans la zone utile de l'éprouvette. La mesure de l'allongement (ou la déformation) se fait d'une façon indirecte par la mesure du déplacement de la traverse au cours de l'essai.
- *Catégorie II* : Dans cette catégorie la mesure de la déformation se fait avec contact en utilisant des jauges ou des extensomètres. Cette technique est plus fiable, elle permet d'avoir des informations locales moyennes plus représentatives du comportement réel du matériau par rapport à la première catégorie.
- *Catégorie III* : Concerne les méthodes sans contact. Les plus importantes méthodes dans cette catégorie sont : Méthode des grilles, moiré géométrique, speckle laser, et la technique de mesure de champs par corrélation d'images numériques. C'est cette dernière technique que nous avons utilisé dans notre étude

2.2.2. Hypothèses de staticité en traction uniaxiale.

Ces hypothèses permettent de considérer l'essai de traction uniaxiale comme statiquement déterminé. L'intérêt de cela, est de bien cadrer le domaine de validité des résultats issus de cet essai et de les généraliser sur toute la zone utile supposée exposée aux mêmes conditions d'essai (condition aux limites). Parmi les conditions de départ de l'essai nous mentionnons [25] :

- Une zone utile d'une géométrie régulière.
- Vitesse de déformation (ou de déplacement des mors) constante.
- Fixation de l'éprouvette au niveau des mors éliminant toute possibilité de glissement

Dans ces conditions :

- Le champ de contrainte est supposé uniforme et uni-axial le long de la zone utile
- La distribution du champ de déformation le long de la zone utile est tributaire des propriétés intrinsèques locales. Il est supposé uniforme pour une zone utile homogène uniforme.

Pour unifier le mode opératoire pour l'essai de traction et assurer la reproductibilité, des normes et standards internationales ont été établies.

2.2.3. Domaine de validité de l'hypothèse de staticité.

Cette hypothèse est liée au niveau de déformation atteint au cours de l'essai de traction, les relations qui relient la contrainte à la déformation restent valables tant que la déformation est distribuée d'une manière uniforme le long de la zone utile. C'est l'apparition de la striction qui fait que la déformation s'accélère pour ne plus répondre aux conditions de staticité. En général une courbe de traction se compose de trois domaines. La Figure 2.2 montre une courbe de traction typique sous sa forme conventionnelle et rationnelle obtenue par un essai de traction monotone (à vitesse de déformation constante), elle est constituée de trois domaines principaux qui sont [25] :

- *Domaine élastique* : le comportement du matériau est réversible dans ce domaine, le matériau peut reprendre son état initiale une fois le chargement est libéré. La relation contrainte – déformation est linéaire dans ce domaine, elle suit la loi de Hooke.
- *Domaine plastique homogène* : le matériau se déforme plastiquement d'une façon irréversible.
- *Domaine plastique hétérogène* : ce domaine est caractérisé par la localisation de la déformation par phénomène de striction qui se poursuit jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

L'identification des lois de comportement relatives aux différents domaines cités ci-dessus doit prendre en considération l'aspect de variation de la géométrie de la zone utile. Sur la Figure I.7 nous constatons une diminution de la contrainte conventionnelle dès que la striction se manifeste. Ce fait ne reflète pas la réalité puisque la contrainte conventionnelle est reportée à la même section S_0 initiale, dans ce cas l'hypothèse de staticité n'est pas vérifiée. Des méthodes ont été proposées pour la correction des résultats des essais de traction, les plus connues sont la méthode de Bridgman 1952 [26] et celle de Zhang 1999 [27], par la suite les mécaniciens ont établi d'autres relations permettant de passer de la courbe conventionnelle à la courbe rationnelle (vraie) qui sont présentés par les deux relations ci-dessous :

$$\varepsilon_{vraie} = \ln (1 + \varepsilon_{relative}) \dots \dots \dots (1)$$

$$\sigma_{vraie} = \sigma_{relative} (1 + \varepsilon_{vraie}) \dots \dots \dots (2)$$

σ_{vraie} et ε_{vraie} représentent respectivement la contrainte et la déformation rationnelles.

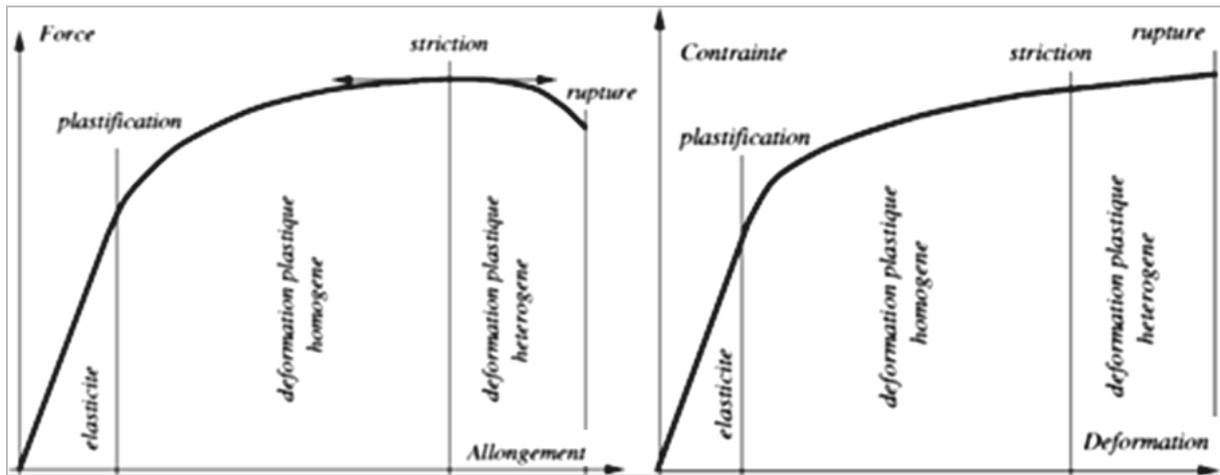


Figure 2.2. Courbes types de traction conventionnelle [25]

La Figure 2.3 montre une cartographie de déformation obtenue par corrélation d'image numérique. C'est une cartographie de déformation sur laquelle sont présentés les différents domaines d'évolution de la déformation. Pour pouvoir exploiter les efforts et les allongements mesurés et obtenir un état précis de l'état de contrainte et de déformation dans la partie utile, il faut que les hypothèses de staticité soient vérifiées. Or, elles ne le sont plus dès que le phénomène de striction apparaît. Sachant que cette striction se manifeste par une diminution de la contrainte conventionnelle, l'évolution de la courbe de comportement conventionnelle est utilisée pour définir le domaine de validité des hypothèses de staticité, et donc le domaine d'exploitation des mesures (Figure I.8).

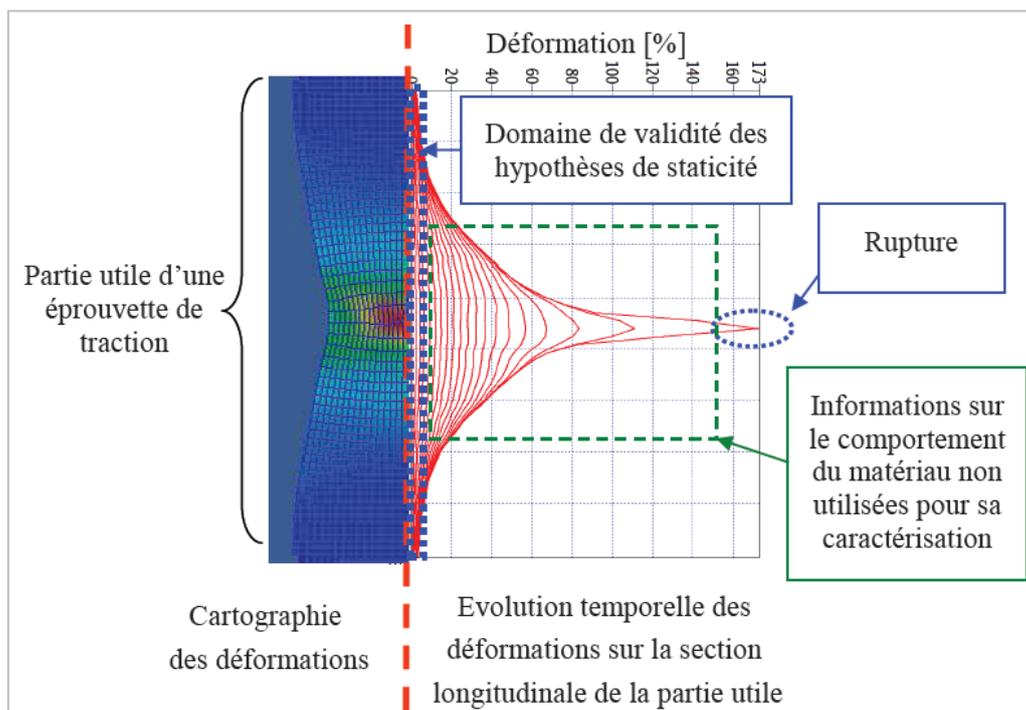


Figure 2.3. Domaine de validité des hypothèses de staticité [25]

2.2.4. Comportement mécanique des soudures en traction.

Avec toutes les mesures possibles du point de vue design et choix des matériaux, il est éventuel dans une structure métallique soudée ou non soudée que certains endroits et localités atteignent le seuil d'élasticité en chargement. Cela est possible dans des cas tel que : des conditions de chargement exceptionnels, fissuration par fatigue, corrosion sous contraintes, fragilisation par hydrogène, rupture fragile due à la transition ductile-fragile, contraintes résiduelles excessives, présence de défauts de soudage ... Depuis des décennies, des ruptures spectaculaires de structures soudées se sont produites de manière inopinée. Les recherches menées par la suite ont consisté principalement en le développement des matériaux facilement soudables en abaissant le carbone équivalent. D'autres recherches se sont consacrées à l'accroissement des niveaux des limites d'élasticités tout en abaissant la température de transition ductile-fragile. Aussi, d'importants progrès ont été accomplis se rapportant aux techniques et aux procédés de soudage afin d'éliminer toute possibilité d'apparition de défauts. Malgré les énormes efforts consacrés pour parfaire efficacement les opérations d'assemblage par soudage, des ruptures ont continué à se produire. À partir de ces constatations, une attention particulière a été allouée aux aspects d'aptitudes à l'emploi des matériaux et aux structure mécano-soudées à savoir les niveaux d'hétérogénéités locales et globales entre matériaux de bases, métal fondu et les zones affectées thermiquement. Toutefois, avec l'avancée des méthodes d'essais, un grand progrès a été apporté par la mécanique de la rupture dans le domaine élastique linéaire et élastoplastique notamment concernant les aspects d'initiations et de propagations des fissures [3, 25-29].

a) Notion de *Mismatching*

Le *Mismatching* caractérise le niveau d'hétérogénéité des propriétés mécaniques (principalement de traction) entre les différentes zones qui constituent le joint de soudure à savoir la zone fondue, la zone affectée thermiquement et le métal de base. Par définition, c'est le rapport M entre la limite d'élasticité de la zone fondue et la limite d'élasticité du métal de base pour le *Mismatching* global et pour le *Mismatching* local c'est le rapport entre la limite d'élasticité de la zone fondue et la limite d'élasticité du de la zone affectée thermiquement.

- Cas ou $M > 1$: Ce cas est appelé *overmatching*
- Cas ou $M < 1$: Ce cas est appelé *undermatching*

Ce facteur a bénéficié d'une préoccupation particulière. En 1993, une sous commission a été instaurée au sein de l'Institut international de la Soudure (IIS) spécialement pour prendre en

charge les effets de mismatching en faisant participer des spécialistes appartenant à différents horizons. Parmi les thèmes traités nous citons :

- Etude du mismatching pour les procédés à haute densité d'énergie
- Etude du Mismatching pour le procédé de soudage par friction
- Etude du Mismatching pour les chargements de natures sismiques
- Etude du Mismatching pour les cas du rechargement et de revêtement

b) Notion du rapport de charge (R) (*yield ratio*) de la limite élastique sur la limite à la rupture (R_e / R_m)

Ce rapport est largement utilisé pour la qualification de la qualité des matériaux après élaboration. Le fait de le fixer à un niveau bien défini revient à délimiter le domaine de plasticité uniforme lors d'une déformation plastique du matériau. Il est considéré comme un bon indicateur de l'aptitude à la déformation plastique. Il est défini par le rapport R_e/R_m du même matériau, plus il est faible plus le matériau est apte à la déformation.

2.3. Fatigues des matériaux et des soudures.

La fatigue est un phénomène qui survient d'une manière inopinée et il concerne tous organes ou pièces mécaniques sollicitées par des charges cycliques quelque soit le mode de sollicitation : fatigue à amplitude constante/variable, fatigue de nature thermique ou vibratoire. Ce phénomène est apparu avec la première révolution industrielle il y a environ deux siècles. Comme il a été qualifié par Bathias et Baillon, 1997 [30], Bathias et Pineau, 2008 [31], le processus de fatigue caractérise la dégradation progressive des propriétés des matériaux causées par la répétition d'une sollicitation. Cette répétition peut conduire à la rupture brutale de systèmes mécaniques. L'étude de la fatigue des matériaux relève de la description des stades de défaillances depuis l'initiation des fissures à la ruine totale des matériaux. Le caractère imprévu de ce phénomène a obligé les industriels et les chercheurs à allouer une très grande importance aux études des causes qui y sont responsables. D'autant plus dans les domaines sensibles tel que le nucléaire, l'aéronautique, les hydrocarbures, le secteur des parques roulants... [32].

2.3.1. Historique

Il a été pour longtemps supposé que pour de faibles charges appliquées, les matériaux et les assemblages sont en sécurité, mais à partir du début de la première révolution industrielle (fin XVIII^e - début XIX^e siècle), est apparu le phénomène de fatigue des matériaux et devient une

problématique majeure pour les industriels. Dans ce qui suit nous présentons les principales phases qu'a connues l'évolution de l'étude de la fatigue des matériaux [33-35] :

- Albert 1837 : Publication des premiers travaux sur la fatigue menés sur des chaînes de convoyeur utilisées dans les mines.
- Poncelet 1839 : Pour la première fois le mot fatigue a été prononcé lors d'une conférence comme description du phénomène de fatigue des matériaux.
- Rankine 1842 : Introduction de l'effet des concentrations de contraintes et lancement de travaux sur des essieux utilisés dans le milieu ferroviaire
- Morin 1853 : Introduction de la notion de durée de vie, il a proposé le remplacement systématique des essieux de carrosse.
- Braithwaite 1854 : Publication du mot fatigue pour la première fois dans la revue 'The Mechanics Magazine'
- August Wöhler 1858 : Mise en place des essais de fatigue sur des essieux de locomotives et introduction des notions (coefficient de sécurité, dispersion et la durée de vie en fatigue, diagramme d'endurance).
- Ewing et Humfrey 1903 : Mise en évidence des bandes de glissement par des observations métallurgiques.
- Haigh et McAdam 1920 : Introduction de la notion de corrosion en fatigue.
- Gough 1920 : Introduction de l'effet de l'état de surface sur la limite de fatigue.
- 1939 : Début du développement des essais de fatigue à amplitude variable après mise au point des jauges de déformations.
- 1954 / 1958: Mise au point d'essais de fatigue à échelle réelle.
- Années soixante (Paris 1962): Développement des machines hydrauliques et passage à l'étude des chargements complexes et la fréquence de sollicitation ou la propagation de fissures.

Depuis, une bonne maîtrise s'est installée avec le développement des systèmes piézoélectriques permettant de solliciter des échantillons à des fréquences ultrasoniques et des méthodes de caractérisation de pointe telles que la thermographie infrarouge (IR), la corrélation d'image numérique (CIN) et la micro-tomographie aux rayons X.

2.3.2. Essais de fatigue par flexion rotative

Dans les essais de flexion rotative, les fibres (sauf la fibre neutre) sont sollicitées en traction / compression cyclique. Ce mode de sollicitation s'obtient par la rotation de l'éprouvette

soumise à un effort de flexion de direction fixe [36]. La Figure 2.4 montre le principe de la flexion rotative.

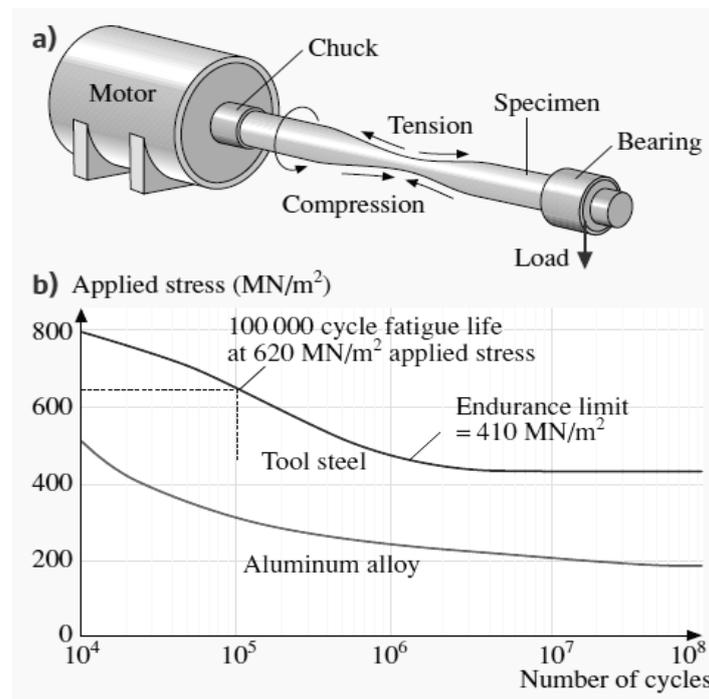


Figure 2.4. Principe de la machine de fatigue de flexion rotative [36]

2.3.3. Courbe SN [37-39]

La courbe SN englobe quatre principaux domaines ; *domaine de fatigue oligocyclique* ((LCF) Low Cycle Fatigue), *domaine d'endurance limitée* ((HCF) High Cycle Fatigue) et un *domaine à très grand nombre de cycle* ((VHCF) Very high Cycle Fatigue). La Figure 2.5 montre cette décomposition de la courbe SN.

- la *zone I* : correspond au domaine de fatigue oligocyclique (*Low Cycle Fatigue, LCF*), le nombre de cycles dans ce domaine est environs 10⁵ cycles maximum avec des charges appliquées voisines de la limite élastique du matériau.
- la *zone II* : le nombre de cycle dans ce domaine s'étend jusqu'à 10⁸, ce domaine s'appel en général domaine d'endurance limitée ou fatigue à grand nombre de cycles (*high cycle fatigue HCF*). Les charges appliquées sont très faibles, ce qui défavorise l'apparition d'une déformation plastique. Le mécanisme de rupture se fait par multiplication des bandes de glissement à l'échelle de la microstructure entrainant la naissance des bandes persistantes de glissement (*persistent slip band*)
- la *zone III* : c'est le domaine de fatigue à très grand nombre de cycle (*very high cycle fatigue VHCF*), le nombre de cycle est supérieur à 10⁸.

- la *zone IV* : Ce domaine est considéré comme un prolongement du domaine *III* avec différents cas envisageables. Le premier considère que le matériau reste à un niveau d'endurance stable. Le second considère que le matériau continue de s'endommager même à plus faible contrainte. Le troisième suppose que le matériau continue à s'endommager jusqu'à un niveau très bas de contrainte là où les mécanismes microstructuraux d'irréversibilité de déformation deviennent négligeables.

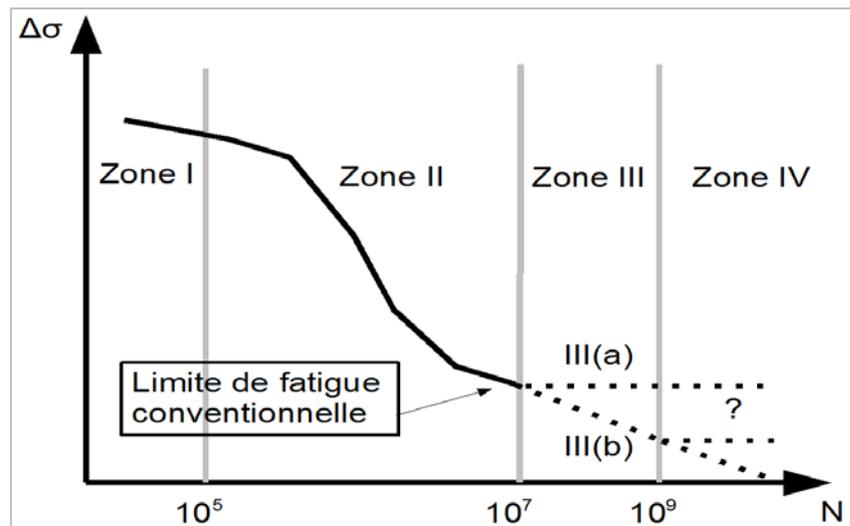


Figure 2.5. La courbe SN est ces quatre domaines principaux [37]

2.3.4. Mécanismes de fatigue

L'incident le plus fréquent et le plus grave susceptible de survenir à une structure mécanique est sa rupture par la fatigue. La fatigue correspond à une succession continue de phénomènes complexes tel que l'extrusion / intrusion (fig. 2.6), l'écroutissage, la détérioration locale du matériau qui entraîne l'apparition des premières microfissures (phase d'amorçage) puis, la progression lente ou rapide de ces microfissures aboutissant à la rupture finale de la structure (phase de propagation). La nature localisée du phénomène de rupture par fatigue rend indispensable le tracé soigneux du trajet de déplacement des chargements à l'intérieur d'une structure. Le déplacement des chargements à travers la structure doit être suivi jusqu'aux composants, et la distribution de la contrainte à l'intérieur des différents composants doit être analysée afin de définir les zones critiques de contrainte élevée. Les matériaux métalliques sont, dans la plupart des cas, poly cristallins, du fait des différentes orientations des grains, des dislocations, des précipités, des secondes phases, et d'autres micro ou macro-défauts, il existe une anisotropie et une hétérogénéité locales dans les poly cristaux. La fissuration par la fatigue s'amorce toujours à partir des grains ou des précipités les plus défavorablement

orientés par rapport aux directions de contraintes ou de déformations maximales. Ensuite, ces fissures se propagent selon certain plans cristallographiques. C'est pour cette raison que la fatigue des métaux est étroitement liée à la microstructure des matériaux [37-39].

On distingue habituellement trois périodes pour décrire la ruine des métaux par la fatigue :

- Période d'amorçage des fissures;
- Période de propagation;
- Rupture brutale.

Ces trois périodes sont caractérisées par des fractions de durée de vie différentes suivant les matériaux et les caractéristiques des sollicitations.

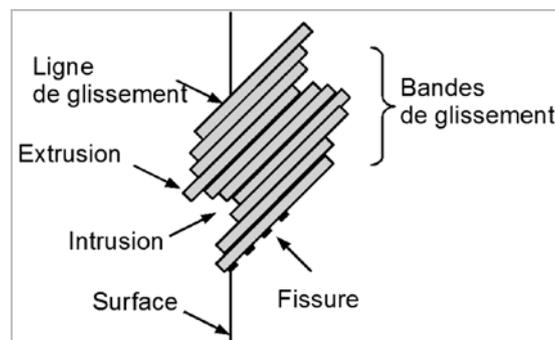


Figure 2.6. Phénomène d'extrusion / intrusion en fatigue [37].

2.3.5. Facteurs d'influence

Le phénomène de fatigue est un processus complexe étant donné le nombre important de facteurs d'influence. Il est en général difficile de réaliser les essais avec les sollicitations et les géométries réelles des composants mécaniques. Cependant, il est nécessaire d'analyser par des éprouvettes normalisées le rôle et l'effet de tous les paramètres qui peuvent altérer la résistance à la fatigue. Parmi les facteurs les plus répandus figurent:

- *Les facteurs macro-géométriques* (changements de section, concentrateurs de contrainte relevant des exigences de la conception et les opérations de parachèvement...). Il a été établi, par exemple [3, 37] que pour les joints de soudure arasés, la limite d'endurance est légèrement inférieure (10 % environs) à celle des matériaux de base, cependant que les limites d'endurances observées pour les joints brutes est largement inférieure par rapport à celle des matériaux de base correspondant (jusqu'à 45%). L'effet de concentration de contrainte a suscité l'intérêt de plusieurs chercheurs depuis une bonne période de temps. Peterson [40], dans ses pertinents travaux a défini deux facteurs : le facteur de concentration de contrainte (K_t) en statique et le facteur de réduction de résistance à la fatigue en sollicitation cyclique

(K_f). Toute une gamme de données sur différentes géométries avec changement de section et les variantes possibles ont été reportées sur des abaques (fig. 2.7).

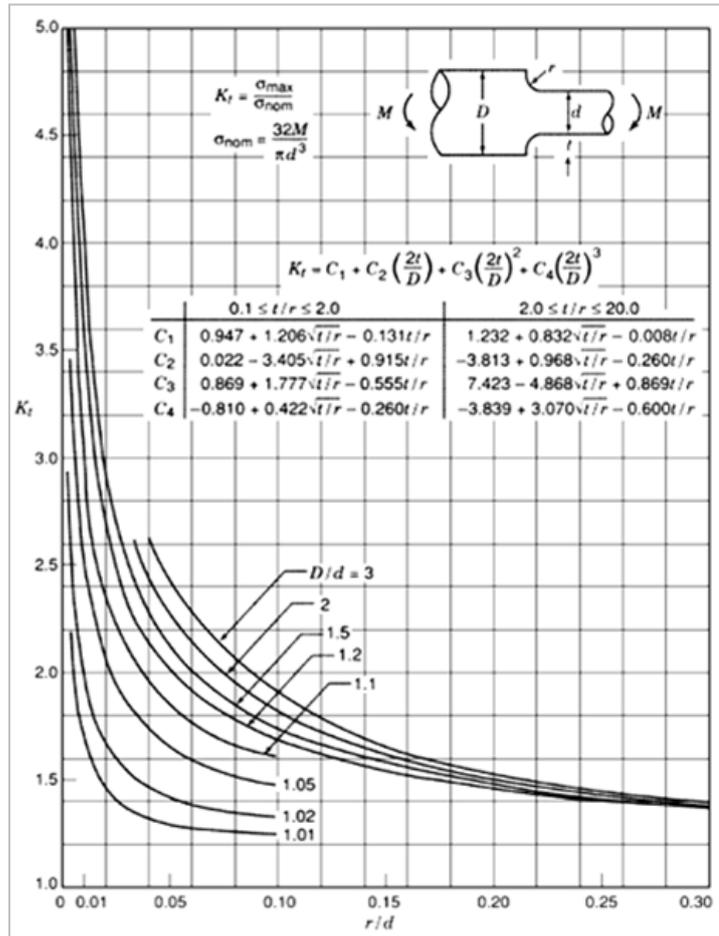


Figure 2.7. Abaques donnant le facteur K_t en fonction des propriétés géométriques (cas de sollicitation en flexion) [40].

Le K_t est défini par le rapport entre la contrainte maximal calculée en cas de présence de concentrateur de contrainte à la contrainte nominale dans le cas ou elle est uniformément répartie (absence de concentrateur). Il dépend essentiellement de la géométrie de l'éprouvette. Le facteur K_f est défini par le rapport entre la limite à la fatigue en cas d'absence d'entaille à celle en cas d'éprouvette entaillée. Ces deux facteurs sont reliés par le biais du facteur qui définit la sensibilité à l'entaille (q) et les propriétés de traction (module de Young et la limite à la rupture).

$$q = (K_f - 1) / (K_t - 1) \dots \dots \dots (3)$$

Il a été établi [39-40] que le facteur de sensibilité à l'effet d'entaille dépend des propriétés de traction du matériau et du rayon d'entaille

$$q = 1 / (1 + (a_p/\rho)) \dots \dots \dots (4)$$

a_p constante liée au matériau:

$$a_p = 0.0254 \times (2079/\sigma_u)^{1.8} \dots\dots\dots(5)$$

ρ rayon d'entaille and $\sigma_u = R_m$ résistance ultime à la rupture ou résistance à la traction.

- *Les facteurs micro-géométriques* tels que les défauts débouchants (inclusions, criques, caniveaux, dénivellation, morsures de bord ...).
- *Les facteurs métallurgiques* (défauts internes, contraintes résiduelles, nature des matériaux de base et du métal d'apport...)
- *Mode et condition de chargement* (rapport de charge, contrainte appliquée, fréquence de chargement, sollicitation bi-axiale ou complexe ...)

L'Annexe C [41] résume les différents facteurs d'influences relatifs à la sollicitation, à l'environnement, à la géométrie et aux matériaux...

2.3.6. Endurance des assemblages soudés.

Les assemblages soudés sont en général plus vulnérables aux sollicitations cycliques que les matériaux de base qui les constituent pour plusieurs raisons d'ordres géométriques (changement de section), métallurgiques (nature des matériaux), techniques relatives aux conditions opératoires de soudage (tel que la présence de contrainte résiduelle) et à la possibilité d'existence de défauts. En effet, il s'est avéré depuis longtemps que pour les soudures, la résistance statique est relativement égale à celle du métal de base contrairement à la résistance à la fatigue. Les contraintes cycliques admissibles en service devraient être toujours très faibles par rapport à la limite élastique. Elle ne doit représenter qu'une fraction par rapport à cette dernière et dans ces condition, l'application des coefficients de sécurité suffisamment grands risque de surdimensionnement de la structure soudée. Pour cela, cet aspect est géré par des recommandations techniques et des normes (Par exemple l'Eurocode 3) qui assurent la pérennité, le bon fonctionnement et l'efficacité des structures soudées pour un coût de réalisation optimal.

La Figure 2.8 montre une comparaison entre les résistances à la fatigue d'une tôle d'acier entaillée, non-entaillée, et d'un assemblage soudé. Pour les soudures bout-à-bout transversales, les fissures de fatigue s'amorcent en général suite à la présence de concentrateur de contrainte au pied du cordon et se propagent à travers l'épaisseur perpendiculairement à la direction du chargement. De même pour les soudures longitudinales, l'amorce peut avoir lieu au niveau des arrêts ou des reprises (lors des changements d'une

électrode). Les soudures d'angles présentent les mêmes problématiques en fonction de la géométrie et les conditions de chargements comme montré en Figure 2.9 [3].

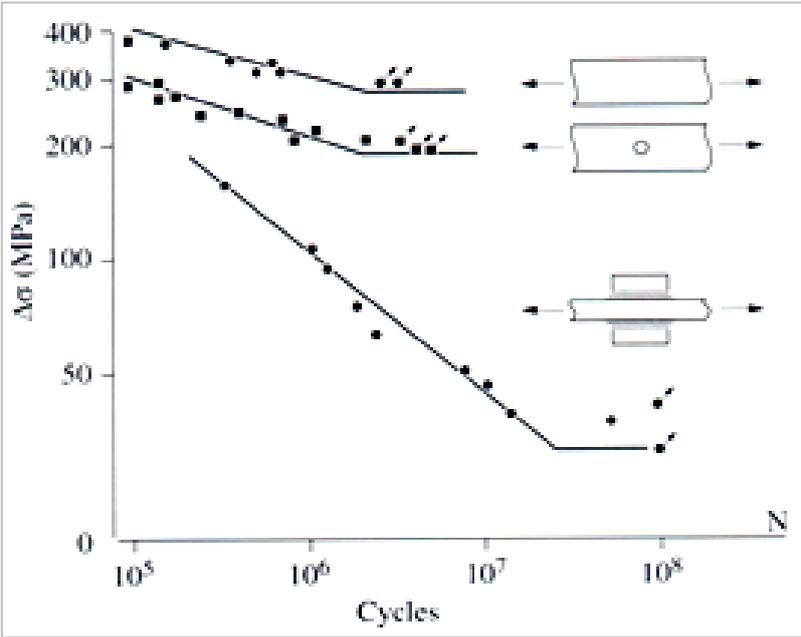


Figure 2.8. Comparaison entre les courbes d'endurances d'une tôle d'acier entaillée, non-entaillée, et d'un assemblage soudé [3]

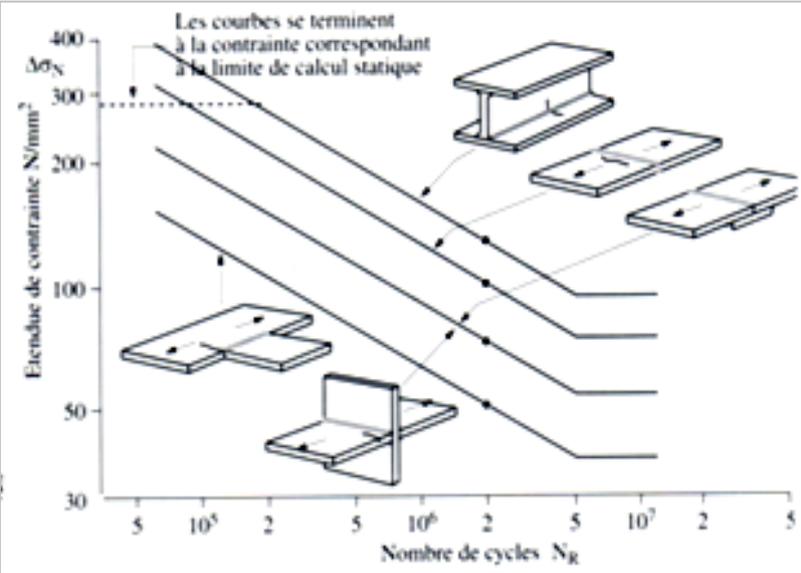


Figure 2.9. Effet de la géométrie de la soudure et de la position probable de fissure sur l'endurance de l'assemblage [3]

2.4. Relations entre propriétés mécaniques

2.4.1. Estimation des propriétés de fatigue.

Concernant les propriétés de fatigue, plusieurs modèles ont été développés pour l'établissement des courbes d'endurance à partir des mesures de dureté et des propriétés de traction monotone. Nous en citons les modèles suivants présentés au tableau 2.1 : R&F (Direct hardness method), MUS (Modified universal slopes method), MMitch (Modified Mitchell's method), UML (Uniform material law). Toutes ces méthodes sont basées sur la détermination des coefficients de l'équation (1), connue sous le nom de d'équation de Coffin–Manson–Basquin [42] :

$$\Delta\varepsilon/2 = \Delta\varepsilon_e/2 + \Delta\varepsilon_p/2 = (\sigma'f / E) \times (2N)^b + \varepsilon'f \times (2N)^c \dots\dots\dots(6)$$

$\sigma'f$ Coefficient de résistance à la fatigue

$\varepsilon'f$ Coefficient de ductilité à la fatigue

c Exposant de ductilité à la fatigue

b exposant de résistance à la fatigue

E Module de Young

N Nombre de cycles

Cette équation est considérée comme une solution pour la détermination du comportement en fatigue à grande ou à faible durées de vie. Elle est constituée de deux termes : le premier terme est appelé partie élastique dominante et le second est appelé partie plastique dominante. Le domaine de fatigue à grand nombre de cycles est gouverné par le premier terme (partie élastique dominante), les coefficients propres à cette partie sont $\sigma'f$ et b qui sont connues aussi sous le nom de coefficients de Basquin.

Tableau 2.1. Expressions des paramètres de fatigue à grand nombre de cycle en fonction de la dureté et les propriétés de traction.

	Méthodes	$\sigma'f$	b
R&F	Direct hardness method (Rossel & Fatemi) [43]	4,25 HB +225	-0,09
MUS	Modified Universal Slope Method (Muralidharan-Manson) [44]	$E*0,623*(\sigma_u/E)$ 0,832	-0,09
MITCH	Mitchell's model [44]	R_m*345	$-1/6*\text{Log} [2(\sigma_u *345)/ \sigma_u]$
UML	Uniform Material Law (Baumel–Seeger) [44]	$1,5*R_m$	-0,087

2.4.2. Estimations de la ténacité à partir des essais de traction et de résilience.

Il a été établi [45-46] que l'énergie d'impact est directement liée à la ténacité des matériaux, qui exprime la résistance à la propagation brutale de fissure. Les trois expressions ci-dessous présentent des modèles reliant l'énergie d'impact à la ténacité des matériaux.

$$\left(\frac{KIC}{\sigma_y}\right) = 5\left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0.05\right) \dots\dots\dots(7)$$

$$\left(\frac{KIC}{\sigma_y}\right)^2 = 1.37\left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0.045\right) \dots\dots\dots(8)$$

$$\left(\frac{KIC}{\sigma_y}\right)^2 = 0.893\left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0.0291\right) \dots\dots\dots(9)$$

σ_y : Limite élastique

CVN : Energie d'impact Charpy

KIC : Ténacité.

2.5. Mesure des champs de déformation par corrélation d'image et simulation numérique

Le recours à l'étude des champs de déformation fait l'objet d'importantes recherches d'ordre actuel. Une fois le champ de déformation déterminé expérimentalement, il est considéré comme une donnée cruciale aussi bien pour le chercheur que pour l'industriel. Il rassemble une très grande quantité d'informations à très petite échelle (inférieur au mm^2) permettant de cartographier la répartition des déplacements et des déformations sur l'étendue des surfaces étudiées. Les cartographies de déformation sont extrêmement importantes pour la détermination des réponses locales notamment dans le cas de sollicitation non-uniforme ou de matériaux ou d'assemblages hétérogènes. Grâce à la mesure des champs, la détermination des lois de comportement constitutives avec identification des interactions des régions de propriétés mécaniques différentes est devenue aisée et rapide. D'autre part, c'est une technique qui est sans contact donc classée non destructive, ce qui implique l'élimination des erreurs de mesures et les perturbations liées aux interactions entre l'instrument de mesure et l'éprouvette testée. Dans le domaine d'étude du comportement des matériaux et des structures, cette technique relève de la discipline connue sous le nom de photomécanique. Plusieurs techniques ont été développées dans cette optique : la corrélation d'images numériques, la méthode de grille, la méthode de moiré, la déflectométrie, les méthodes interférométriques telles que l'interférométrie de speckle, l'interférométrie de réseau, l'holographie, et la photoélasticimétrie. Particulièrement, la corrélation d'images numériques à deux dimensions (CIN-2D) et la stéréo corrélation d'images numériques à trois dimensions (SCIN-3D) ont acquis une grande importance au cours des dernières années en raison de nombreuses vertus : elles fournissent une analyse qualitative et quantitative, la précision, son application est possible sur tous types de matériaux, elles permettent un examen en temps réel des déformations, d'initiation et de propagation de fissure..., [47-50]

2.5.1. Mode opératoire de la stéréo-corrélation d'image (3D)

La méthode de stéréo corrélation d'image numérique à trois dimensions (SCIN-3D) ou stéréovision est une extension de la corrélation d'image numérique à deux dimensions (CIN-2D). Au lieu d'une seule caméra, en 3D une paire de caméras numériques CCD (charge-coupled device) est nécessaire. Les deux caméras sont montées sur un banc stéréoscopique avec des angles d'incidences à définir pendant l'étape de calibrage. La Figure 2.10 montre le principe et le mode d'installation des caméras.

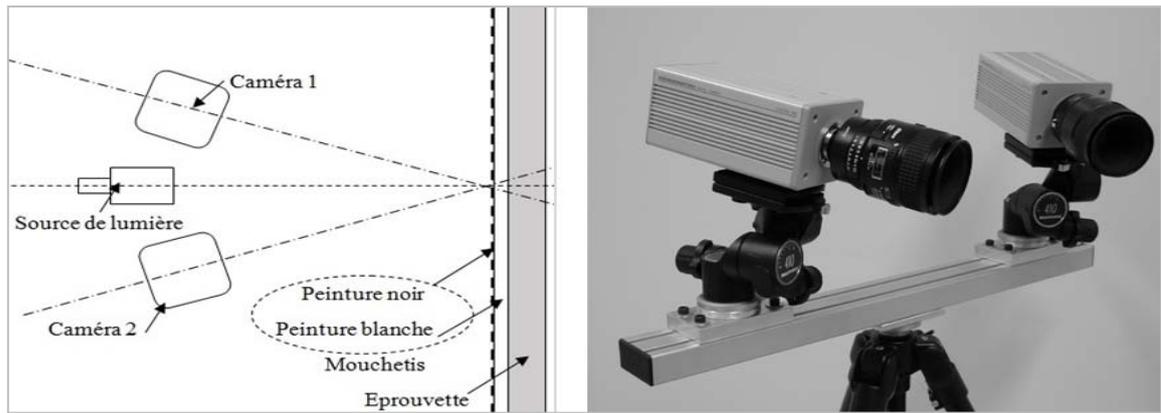


Figure 2.10. Schéma illustratif du dispositif de la SCIN, b) installation des caméras [51]

Ces deux techniques, la CIN et la SCIN sont basées sur les principes de la photogrammétrie où, la corrélation s'effectue sur la base des niveaux de gris. Les coordonnées tridimensionnelles des points sur lesquelles se fait la corrélation en déplacements (ou en déformation) sont mesurées à partir des images enregistrées par les deux caméras simultanément au cours de l'essai. La comparaison de ces coordonnées pour chaque deux images successives aboutit à un champ de déformation déterminé sur toute la surface étudiée. La prise d'images de l'état non déformé par les deux caméras est indispensable, elles servent comme référence. La SCIN nécessite une opération de calibrage préliminaire délicate telle que la fixation des positions des deux caméras et l'angle entre elles ainsi que la distance projetée entre les caméras et l'objet à étudier. Toutefois, pour mener à bien un tel essai sur le plan opératoire, des précautions particulières sont à prendre tel que le choix de la bonne résolution des caméras, la fréquence d'acquisition des images, la qualité du mouchetis aléatoire appliqué sur la surface à examiner et les paramètres de corrélation.

Parmi les caractéristiques essentielles pour qualifier l'efficacité d'une technique de mesure de champs on définit la résolution et la résolution spatiale et temporelle comme suit [47-52]:

- La *résolution* : correspond au seuil en dessous duquel la distinction entre deux mesures successives n'a pas de signification.
- La *résolution spatiale* : correspond à la distance minimale entre deux points de mesure indépendants.
- *Résolution temporelle* : c.-à-d. Fréquence d'acquisition

La Figure 2.11 montre une illustration schématique des différentes techniques de mesure de champs de déformation avec leurs capacités en termes de puissance d'observation et de résolution.

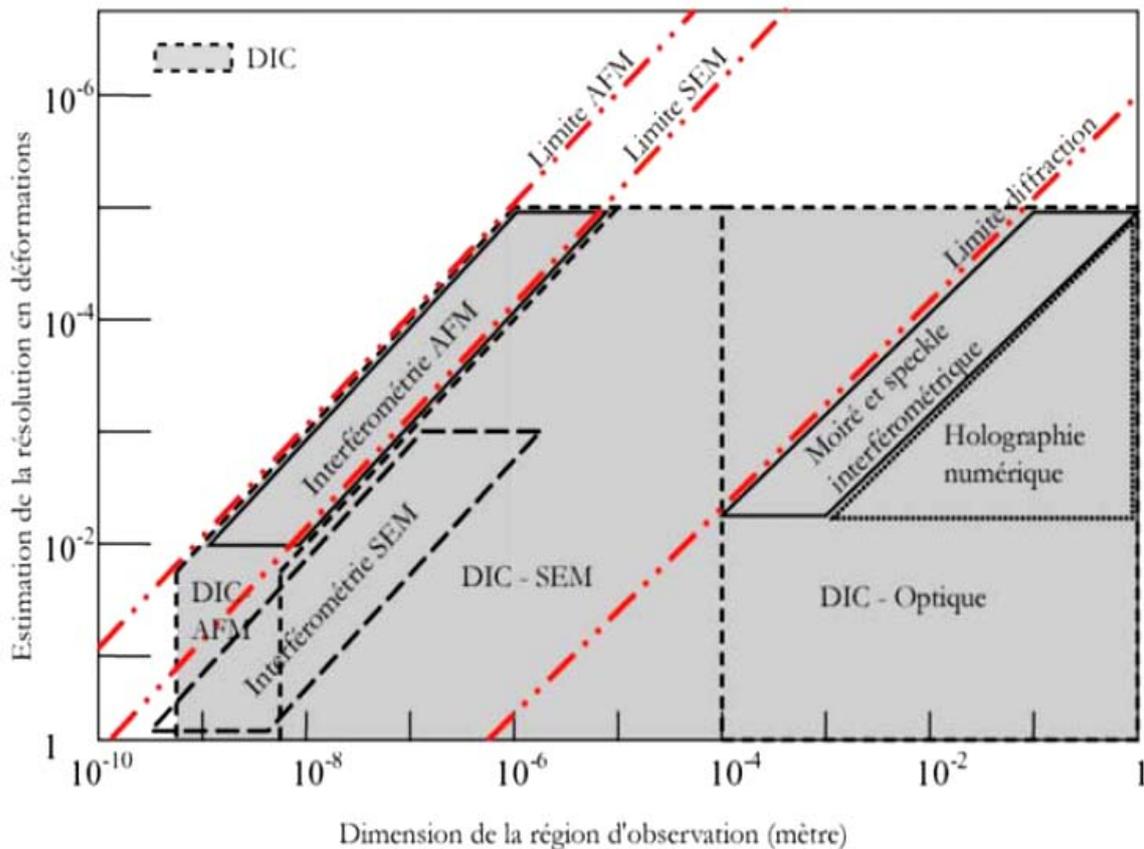


Figure 2.11. Technique de mesure de champs de déformation [52]

Un autre facteur qui contrôle la qualité des résultats de corrélation c'est le mouchetis appliqué. C'est un motif aléatoire qui recouvre la surface d'intérêt ou la zone utile de l'éprouvette. Il présente plusieurs avantages pour la stéréo corrélation d'image numérique. Sa mise en œuvre est plus rapide et plus facile par rapport au motif régulier (méthode de grille). Pour son application, le mouchetis nécessite simplement des bonbonnes de peinture pressurisées de couleur blanche et noir en générale. Son application manuelle nécessite des précautions particulières, un mouchetis très fin risque de ne pas être détectable et un mouchetis grossier peut affecter la précision [52]. Parmi ses avantages nous citons :

- Les calculs de corrélation sur mouchetis aléatoire sont automatiques à part l'initialisation qui doit être lancée par l'utilisateur.
- Il peut assurer une très bonne précision de mesure de l'ordre de 1/60^{ème} de pixels.
- Les surfaces à tester peuvent être très larges, avec un nombre très important de points de corrélation.

La figure 2.12 montre quelques de mouchetis aléatoires, fin et grossier.

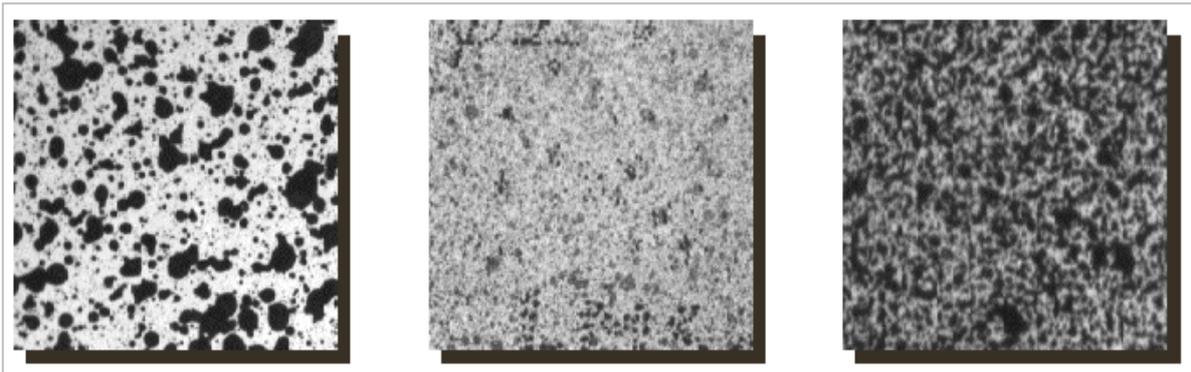


Figure 2.12. Exemple de motifs aléatoire [52]

2.5.2. Principe de la stéréo corrélation d'image numérique

Le principe de la stéréo corrélation d'image numérique est basé sur le suivi et la recherche des niveaux de gris moyens des facettes qui constituent les images enregistrées par les deux caméras (gauche et droite) au cours de l'essai. La première étape donc c'est de délimiter la zone d'examen ou zone d'intérêt sur l'objet d'étude. Cette zone est discrétisée sous forme d'une grille régulière constituée d'un ensemble de facettes (Pattern ou imagerie) carrés constitués du même nombre de pixels. La taille et la distance entre les centres des facettes est à déterminer. La dimension de la facette est choisie dans l'image de référence (avant déformation) de telle sorte qu'elle soit unique et reconnaissable dans l'image déformée. De cette façon, l'image se présente comme une fonction discrète de niveaux de gris. Les deux paramètres : dimension et distance inter-centre des facettes s'appellent '*paramètres de corrélation*' et sont liés à la qualité et la finesse ou la grosseur du mouchetis comme le montre la Figure 2.13. Il est à noter que la stabilité de l'intensité de la lumière est considérée aussi comme un paramètre important, sa variation peut altérer les résultats de la corrélation.

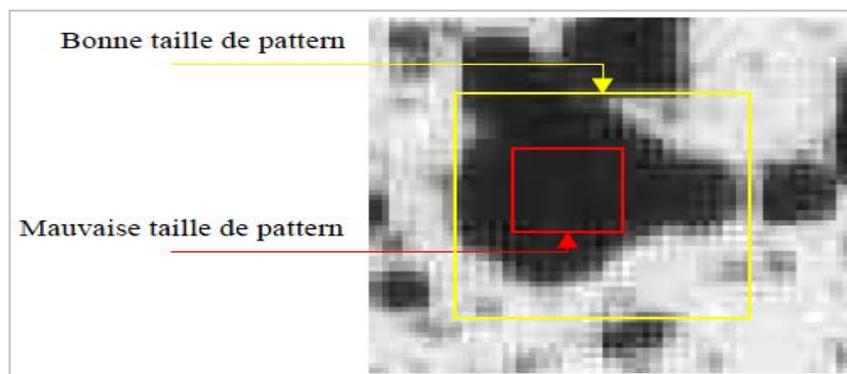


Figure 2.13. Influence de la taille des facettes [52]

Le champ de déplacement (ou de déformation) est le résultat de la reconstitution des mesures de corrélation effectuées sur l'ensemble des images enregistrées. La Figure 2.14 montre

l'évolution de la facette au cours de la déformation, celle de gauche montre une facette à l'état de référence et les deux autres à droite montrent la position de la même facette dans deux images successives déformées.

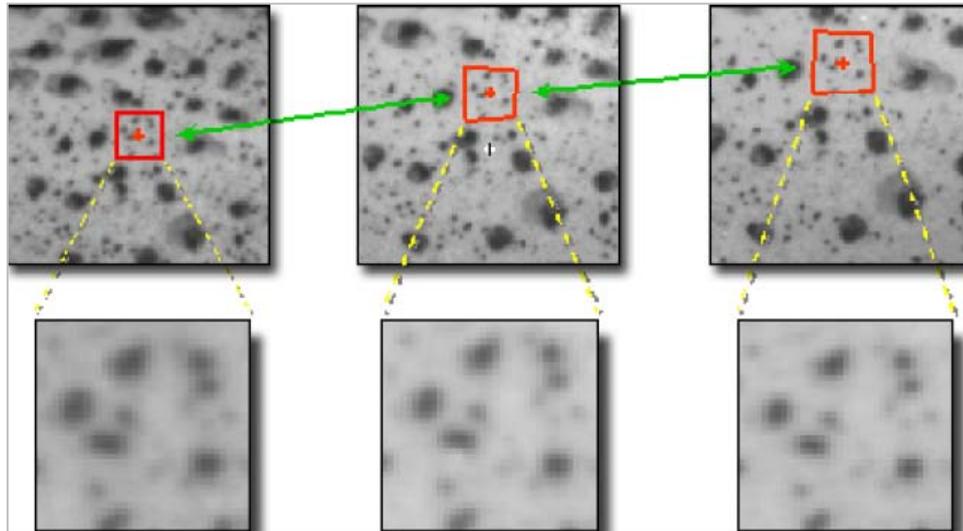


Figure 2.14. Position de la facette dans l'image de référence (à gauche) et sa position de dans les images déformées [47]

2.5.3. Calibration du system stéréoscopique

En stéréoscopie, lors de l'opération de calibrage les deux caméras sont considérées indépendantes. Le calibrage consiste en la détermination des paramètres de la fonction reliant les coordonnées 3D des points de l'espace et les coordonnées 2D de ces points projetés, c'est une reconstitution 3D. En général, on utilise pour le calibrage une mire contenant des points de contrôle qui peuvent être des points, des coins, des intersections de droites, des cercles ou autres primitives.

2.5.4. Détermination des propriétés globales et locales à partir de la mesure de champ de déformation (cas des soudures)

Dans le cas des soudures le comportement global est déterminé en règle générale par les essais de traction standard, où la déformation est rapportée à la longueur initiale constante L_0 relative à la zone utile et la contrainte conventionnelle (F/S_0) est calculée par rapport à la section initiale supposée constante. Il est possible de passer aux courbes vraies (rationnelles). Le comportement obtenu par un tel essai est considéré comme global, il est cependant possible de déterminer le comportement local c-à-d, les déformations et contraintes locales en utilisant les déformations longitudinales et transversales et les lois de conservation de volume comme illustré en Figure 2.15 [53]

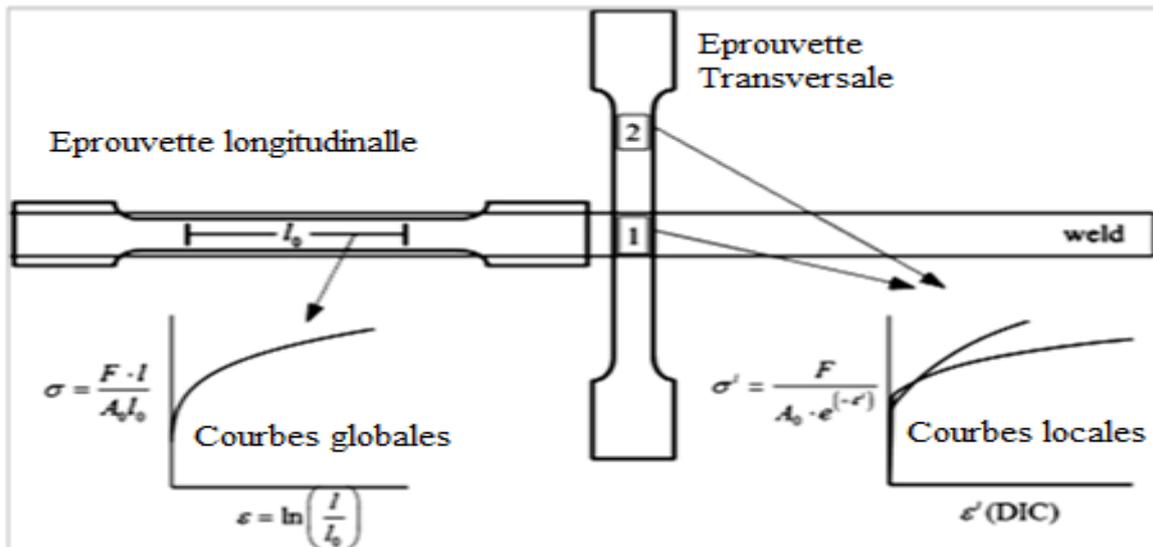


Figure 2.15. Essai de traction standard et la mesure des champs de déformation [53].

Le schéma de la Figure 2.16 montre une procédure basée sur la corrélation d'images pour la détermination de la réponse locale des différentes zones d'une soudure hétérogène assujettie à une traction uniaxiale.

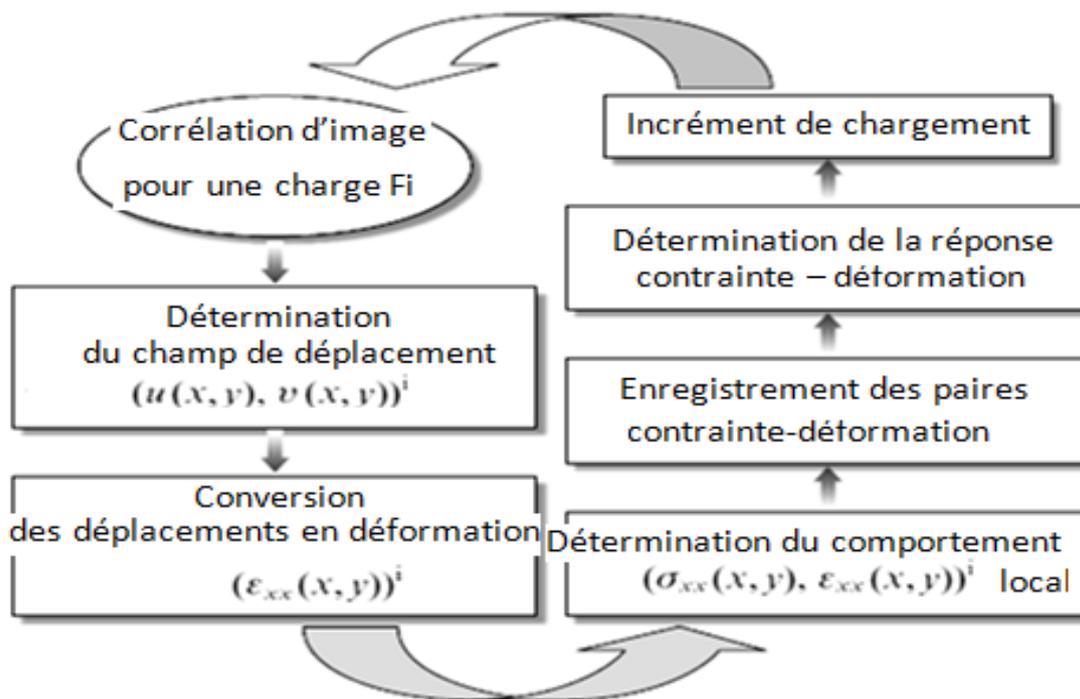


Figure 2.16. Procédure pour la détermination des propriétés locales des soudures hétérogènes

[47]

2.5.5. Aspect de normalisation

Les techniques de mesure des champs de déformation ont pénétré rapidement les domaines de normalisations internationaux du fait de leur utilité et performance. La dispersion des méthodologies de la réalisation des essais avec corrélation d'images à travers les différents

laboratoires et centres de recherche a nécessité l'instauration de recommandations unifiées et applicables sous forme de normes. Parmi les normes essentielles dans ce domaine, on distingue [54-55]:

La norme ISO 11145: 2001 Optical instruments – Lasers and laser - related equipment – Vocabulary and symbols.

Le Standard ASTM E2208-02 Standard Guide for Evaluating Non-Contacting Optical Strain Measurement Systems.

2.5.6. Logiciels de corrélation d'image numérique (Présentation du logiciel ARAMIS)

Plusieurs outils ont été développés en matière de mesure des champs de déformations tels que le Q-40, les Vic-2D et Vic-3D. Le logiciel ARAMIS est considéré parmi les plus performants [56], il a été développé par GOM mbH (Gesellschaft für Optische Messtechnik) en 1990 comme un « spin-off » de l'Université Technique de Braunschweig. Il est doté de plusieurs qualités entres autres :

- Mesures sans contact
- Indépendant des équipements de tests mécaniques et du matériau à tester
- Fonctionne pour des charges statiques ou dynamiques
- Il fournit: les coordonnées 3D de la surface, les déplacements 3D et les vitesses, les tenseurs de déformations en surface, les taux de déformations.
- Haute résolution temporelle / spatiale
- Mesure et calcule automatiquement
- Analyse
- Post-traitements et création des rapports.
- Import et Export des données
- Incorporation de la CAO
- Mesure des déplacements et des champs de déformation sur la totalité de la surface 3D.
- Solution pour la détermination des lois de comportement, l'analyse des composants.

2.5.7. Modélisation numérique du comportement hétérogène de la soudure

a) Loi constitutive du comportement mécanique [57].

Le but est la mise en place d'une loi de comportement pour la prévision du comportement de la soudure hétérogène, parmi les principaux modèles du comportement phénoménologique nous citons :

- Le modèle de Hollomon ou loi puissance (fig 2.17.a), $\sigma = k\varepsilon^n$(10)
avec k et n paramètres d'écrouissage.

Pour cette loi il est possible d'identifier les paramètres K et n , en traçant la courbe linéaire $\ln(\sigma) - \ln(\varepsilon)$ où la pente $\frac{d\ln(\sigma)}{d\ln(\varepsilon)} = n$ (11)
représente le coefficient d'écrouissage.

- Le modèle de Ludwik (fig. 2.17b), $\sigma = \sigma_e + k\varepsilon^n$ (12)
avec σ_e, k et n sont des paramètres du modèle.
- Le modèle de Swift ou loi de Krupkowski, (fig. 2.17c),
 $\sigma = k(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$ (13)
avec ε_0, k et n paramètres du modèle.

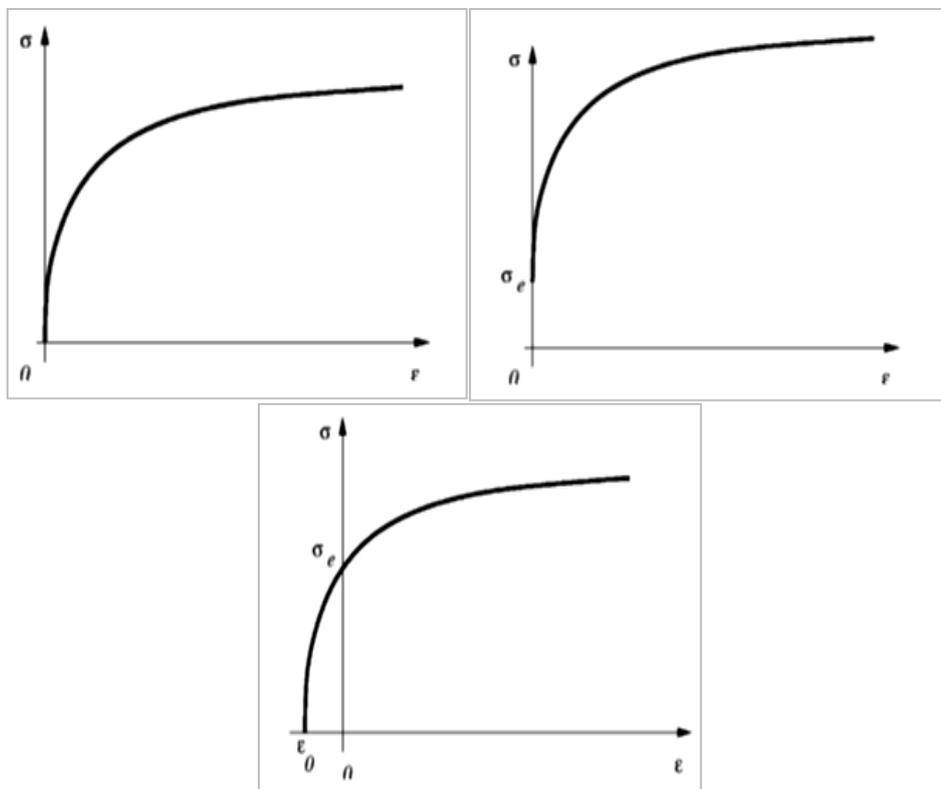


Figure 2.17. a) Loi d'Hollomon, b) loi de Ludwik, c) loi de Swift [57]

Dans le cadre de notre étude, nous avons utilisé le modèle de *Swift* pour l'écriture de la loi d'érouissage globale du joint de soudure hétérogène en fonction des réponses locales des zones.

b) Présentation du logiciel éléments finis ABAQUS/standard [58].

Le code de calcul éléments finis ABAQUS est compté parmi les logiciels les plus puissants pour la prédiction du comportement global et local des matériaux et des assemblages. Il permet de coupler plusieurs modèles de comportement mécanique pour donner un comportement proche de la réalité. Il est capable de simuler le comportement de la plupart des matériaux et des assemblages comme les métaux, le béton, les composites, les polymères,...etc. il est utilisé pour traiter une gamme très large de problématiques, à titre d'exemple :

- Calcul et dimensionnement des structures.
- Calcul du champ de déformation et de contrainte
- Endommagement.
- Fatigue.
- Transfert thermique.
- Diffusion de masse.
- Mécanique des sols.
- Acoustique.
- Piézoélectricité.

Dans cette partie nous nous sommes intéressés à la simulation numérique de l'essai de traction monotone. L'intérêt de cet essai est de visualiser les champs de contrainte et de déformation et de voir leur répartition dans le joint de soudure hétérogène. Les principales étapes de calcul du logiciel sont.

- *Le prétraitement*

Dans cette étape on définit et on crée un modèle graphique de la pièce ou de la structure à étudier en utilisant ABAQUS/CAE.

- *La simulation*

C'est l'étape de résolution des équations du modèle. Le temps de résolution dépend de la complexité du problème, de la puissance de l'ordinateur et de la précision exigée. Les résultats de la visualisation sont stockés dans un fichier job.old

- *Post traitement*

Dans cette étape le logiciel procède au calcul des efforts, des déformations, des contraintes et des déformations avec les traitements graphiques correspondant.

A travers ce chapitre nous avons présenté les deux matériaux qui font l'objet de notre étude et leur soudage. Ce sont des matériaux qui obéissent à des systèmes d'alliages différents, compte tenu de leurs compositions chimiques. Cela engendre des hétérogénéités inévitables sur les plans microstructural et mécanique qui doivent être considérées avec beaucoup de précaution lors du soudage. Nous avons également à travers ce chapitre essayé de présenter des corrélations entre les propriétés structurales et mécaniques tout en montrant l'intérêt que présente cette relation pour le design industriel. Les joints de soudures représentent le maillon faible pour toute structure soudée qu'elle soit soumise à des sollicitations statiques ou cycliques. Pour les sollicitations statiques nous avons accordé un intérêt particulier à l'essai de traction qui est amplement utilisé en mécanique pour la détermination des propriétés élastique ou plastique. Concernant les sollicitations cycliques, nous nous sommes intéressés au phénomène de fatigue et aux facteurs d'influence y afférents. Pour s'initier à la technique de la corrélation d'image, nous avons en premier lieu introduit la notion de mesure des champs de déformation par la technique de corrélation d'images numérique. C'est une technique puissante sans contact riche en informations. Et elle est d'une très grande utilité dans l'étude des soudures hétérogènes puisque elle permet de cartographier les champs de déformation le long de la zone utile toute entière, ce qui permet d'avoir une vue d'ensemble des différents constituants de la soudure. Le deuxième point traité dans ce chapitre est l'aspect modélisation et simulation, pour cela les lois constitutives du comportement mécanique ont été abordées ainsi que la présentation du code de calcul ABAQUS destiné dans notre cas à la simulation du comportement hétérogène de la soudure.

Partie 2

Chapitre 3

3. Matériaux et méthodes expérimentales

3.1. Caractérisation des matériaux de base

Les deux matériaux de base utilisés ont été livrés sous forme de tubes de diamètre $\varnothing_{\text{Extérieur}} = 170 \text{ mm}$ et d'épaisseur $e = 11 \text{ mm}$. L'un est un tube en acier inoxydable duplex 2205 (DSS) et l'autre est un tube en acier inoxydable supermartensitique 13Cr (SMSS). La figure 3.1 montre les microstructures de ces deux matériaux à l'état reçu en lumière polarisée. Les compositions chimiques massiques de ces deux matériaux sont présentées en tableau 3.1.

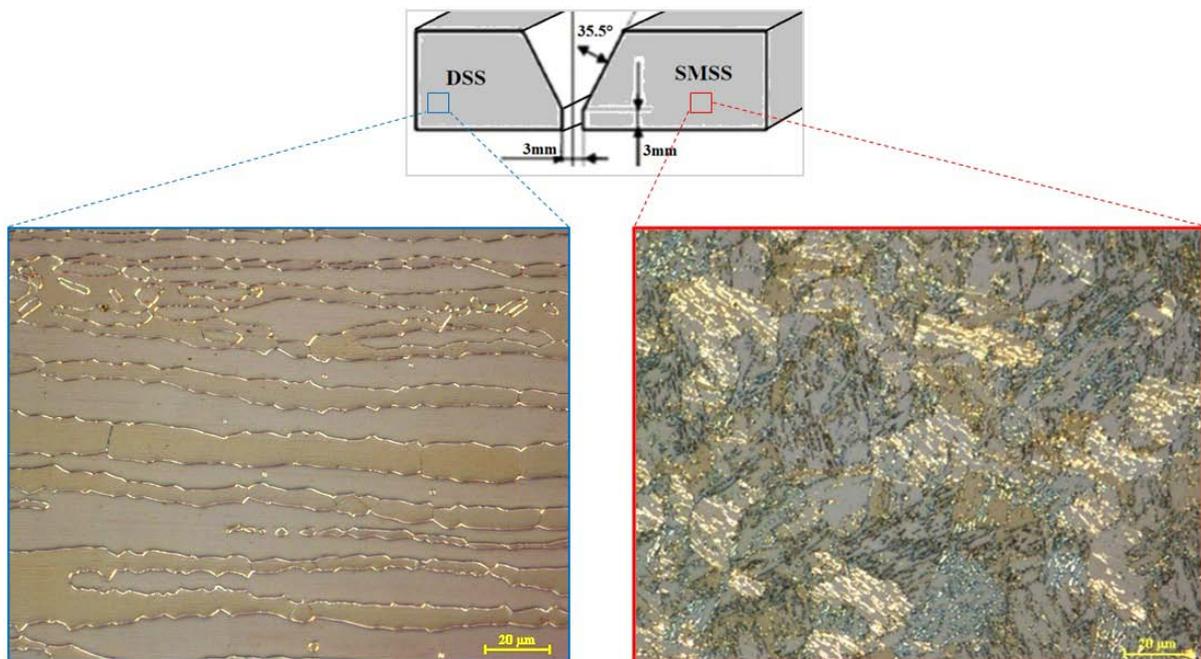


Figure 3.1 a) Géométrie du chanfrein, et micrographie optique des matériaux de base, b) SMSS, c) DSS.

Tableau 3.1. Compositions chimiques massiques des deux matériaux de base et du métal d'apport.

Eléments	Cr	Ni	C	Mn	P	S	Cu	Mo	N	Si	Ti	Nb	Al	W
DSS	22.4	6.9	0.021	0.48	0.022	0.0007	0.61	3.65	0.25	0.49	-	-	-	0.64
ZF (SDSS)	25.1	6.7	0.020	-	-	-	0.50	3.50	0.30	0.40	-	-	-	2.00
SMSS	13.0	7.0	0.015	1.00	0.020	0.0050	0.25	2.50	0.01	0.05	0.15	0.05	0.055	-

3.1.2. Réalisation de la soudure hétérogène

Le joint soudé objet de cette étude est un joint de rabotage réalisé pour raccorder deux tubes. Le soudage a été réalisé en plusieurs passes avec un métal d'apport en acier inoxydable superduplex (SDSS) de désignation ER 2507 (AWS), sa composition chimique est présentée

dans le tableau 3.1. Le joint soudé est constitué initialement de trois matériaux, deux d'entre eux, le DSS et le SDSS sont semblables et le troisième est totalement différent (SMSS). La géométrie du chanfrein et les paramètres de soudage sont présentés par la figure 3.1 et le tableau 3.2.

Tableau 3.2. Les paramètres de soudage

Procédé	TIG Multi-passe
Métal d'apport	ER2507 (AWS),
	Electrode $\Phi=2.4$ mm
Gas de protection	Argon
	débit 15 (l/mn)
	Composition: Ar. 99.99%
Température d'inter-passe	130 °C
Voltage	17 V
Intervalle d'ampérage	100–130 A

3.1.3. Investigations expérimentales

3.1.4. Démarche adoptée et plan de prélèvement des éprouvettes

Nous avons commencé le travail expérimental avec une caractérisation structurale détaillée du joint soudé. La soudure dans notre cas est hétérogène, elle est constituée de plusieurs zones qui sont : les deux matériaux de base, la zone fondue et deux zones affectées thermiquement constituées elles même de plusieurs sous zones. Après la caractérisation structurale nous avons entamé les essais mécaniques, l'objectif dans cette étape est de déterminer le comportement du joint soudé hétérogène ainsi que ses constituants suite à des sollicitations mécaniques diversifiées. Comme la soudure est hétérogène le comportement global de l'assemblage soudé est tributaire des réponses partielles locales de toutes les parties qui le constituent.

Lors du prélèvement des éprouvettes, nous avons pris en considération l'étendue de la zone critique de la soudure qui est constituée de la ZF et les ZAT et les matériaux de base ; pour les essais de traction et de fatigue nous avons délimité une zone utile ou une zone d'intérêt de sorte qu'elle soit représentative du joint complet de la soudure en remembrant toutes les sous-zones, nous l'avons baptisé *zone active* comme montré par la figure 3.3. Dans cette optique, plusieurs types d'essais mécaniques ont été utilisés : dureté, profils de microdureté, traction, résilience et essais de fatigue à grand nombre de cycles. Nous avons utilisé en plus une technique non destructive (Ultrason) pour la détermination des constantes élastiques (module de Young E et coefficient de Poisson ν) des matériaux de base et de la zone fondue.

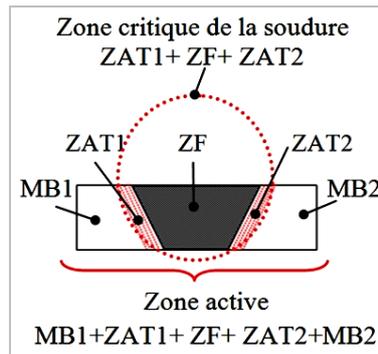


Figure 3.2. Zone critique et zone active de la soudure.

Pour corréler entre les caractéristiques mécaniques et structurales nous avons tout d'abord fait appel à des modèles empiriques permettant de relier les propriétés mécaniques entre elles-mêmes, telles que la dureté, la traction monotone et la fatigue. Cette approche permet de bien comprendre l'interaction entre les zones et les relations qui existent entre les propriétés mécaniques et les microstructures en présence. Nous avons utilisé également d'autres modèles permettant l'estimation des facteurs d'intensité de contraintes à partir des essais de résilience (énergie de rupture) et les propriétés de traction (limite élastique Re).

Pour les essais de traction monotones, différentes géométries d'éprouvettes ont été adoptées. Une première série de tests consiste en la réalisation de mini-éprouvettes (subsize) conformément à la norme *ASTM E8M*, de zone utile de 32 mm avec et sans jauge de déformation. Une seconde série d'éprouvettes de dimensions beaucoup plus petites d'une zone utile de 10 mm, se sont des microéprouvettes destinées à la caractérisation locale (voir schéma de prélèvement en figure 3.4). Le troisième type d'éprouvettes est destiné à la mesure de champs de déformation par corrélation d'image numérique, ces éprouvettes ont une géométrie et un mode de fixation spécifique, ils sont dotés de deux trous de chaque côté pour éliminer la possibilité de glissement au niveau des mors.

Avant de procéder au prélèvement des éprouvettes, le tube soudé a été soumis à un examen visuel et un examen non destructif par ultrasons pour s'assurer de la qualité de la soudure et qu'elle est exempte de tous défauts pouvant altérer les résultats. La figure 3.3 montre une portion du tube soudé avec les endroits du prélèvement des éprouvettes destinées à la caractérisation microstructurale et aux essais mécaniques de traction et de fatigue.

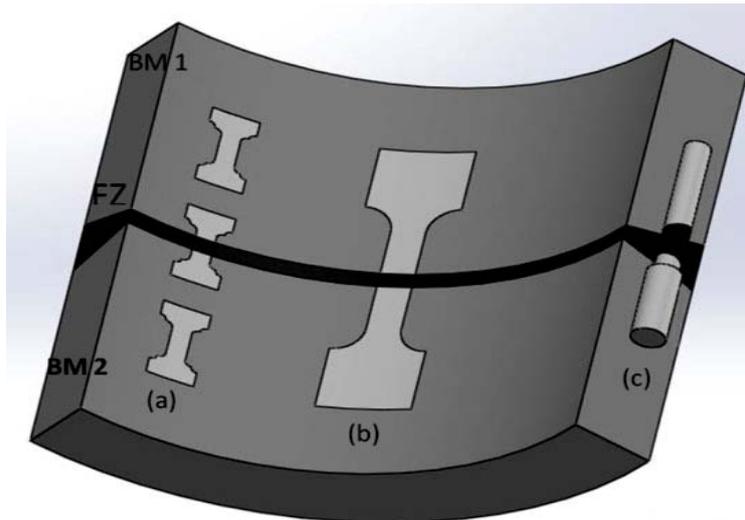


Figure 3.3. Prélèvement des éprouvettes.

3.1.5. Caractérisation structurale

Dans cette partie, plusieurs techniques sont utilisées dans le but d'identifier et de caractériser tout type de structures présentes dans le joint soudé, celles des matériaux de base, de la zone fondue et des zones affectées thermiquement.

a) Examens macro et micrographiques

La figure 3.4 ci-dessous montre un schéma d'un joint soudé hétérogène avec ces cinq constituants principaux : deux matériaux de base, une zone fondue et deux zones affectées thermiquement. Pour cet examen, nous avons utilisé une attaque chimique métallographique électrolytique à l'acide oxalique, les paramètres sont présentés dans le tableau 3.3.

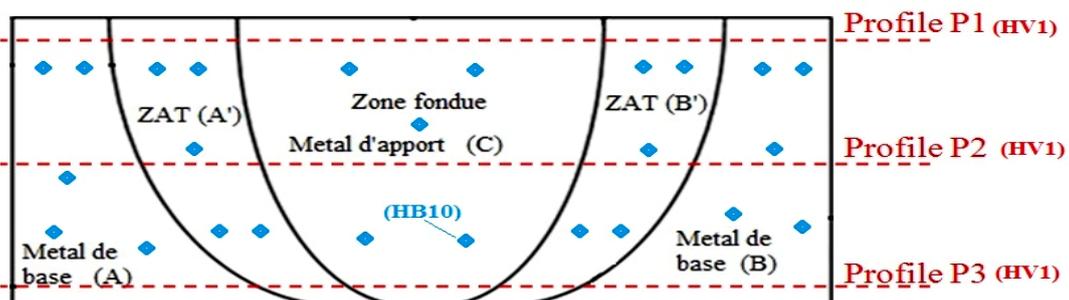


Figure 3.4. Schéma d'une soudure hétérogène à trois matériaux différents A, B, C

Cet examen permet d'avoir une vue d'ensemble du joint soudé avec un agrandissement d'environ 10 X (*macrographie*). Il permet de révéler les lignes de fusions et de délimiter la zone fondue en visualisant la succession des passes de soudage et en plus d'évaluer approximativement les étendues des zones affectées thermiquement. Le même échantillon

nous a servi pour les mesures de dureté (HB10) et la réalisation des profils de microdureté (HV1) comme mentionné en figure 3.5. L'examen de la microstructure (*micrographie*) consiste en l'identification des phases et des constituants qui sont présents à travers le joint soudé, ainsi que la répartition des phases, la taille et la morphologie des grains. À travers cet examen on peut aussi dans le cas du soudage, localiser les endroits susceptibles de variations structurales possibles suite aux cycles thermiques en fonction des pics de température atteintes localement et des vitesses de refroidissements. Les moyens les plus utilisés pour cet examen sont la microscopie optique et la microscopie électronique à balayage. Le microscope optique utilisé est de type *Nikon ECLIPSE LV100ND* doté d'une camera numérique *NIKON*. La préparation des échantillons a été effectuée conformément aux méthodes conventionnelles en passant par le prélèvement, le polissage mécanique jusqu'au papier abrasif de granulométrie 2400 suivi d'un polissage de finition en utilisant la pate d'alumine 3 μm , 1 μm et $\frac{1}{4}$ μm . Pour la révélation des différentes structures, nous avons utilisé trois solutions d'attaque chimique métallographique, deux d'entre elles sont électrolytique (*Beraha's reagents et KOH*) et la troisième est classique (*Glyceregia*). Les solutions et les paramètres utilisés pour la révélation et la quantification des phases sont présentés dans le tableau 3.3.

Tableau 3.3. Compositions et paramètres des solutions d'attaques chimiques électrolytiques et classiques.

		Electrolytique			Classique
		Beraha's tint reagents	KOH tint reagents	Acide Oxalique	Glyceregia
Composition		0.5-1.0 mL HCl 100 mL water 1 g potassium metabisulfite	KOH Eau distillé	Acide Oxalique Eau distillé	(2v) Hcl (1V) HNO3 (2V) Glycérine
Paramètres	Tension	3-5 v	3-5 v	3-5 v	
	Temps	~ 20s	~ 30s	~ 60s	

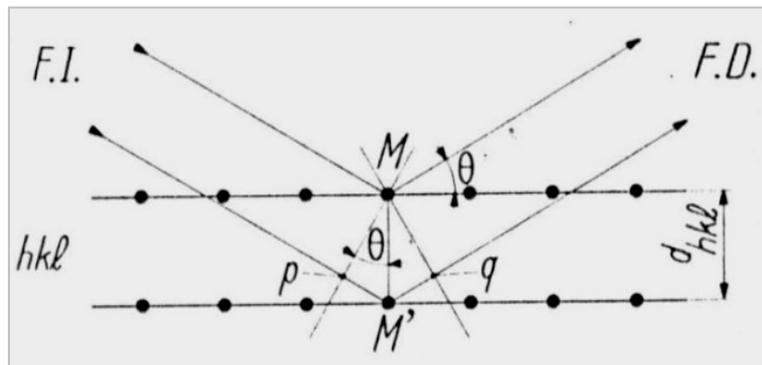
Pour la quantification des fractions volumiques des phases, nous avons utilisé la technique d'analyse d'image, le logiciel *ATLAS*® est bien adapté pour cela [59]. C'est une technique qui permet de tirer profit des micrographies optiques d'une manière quantitative, elle nécessite l'utilisation d'une attaque chimique métallographique appropriée permettant une dissolution sélective et inégale des phases et des précipités. Pour pouvoir faire des analyses quantitatives des phases, il est essentiel d'effectuer préalablement certaines opérations sur les micrographies optiques telles que : binarisation des images en niveaux de gris, l'ajustement de la luminosité et du contraste de l'image et le seuillage.

b) Examens au MEB /EDS

Pour la microscopie électronique à balayage nous avons utilisé un *MEB* de type *Cambridge Stereoscan 360 SEM* couplé à la technique d'analyse de compositions chimiques ponctuelles par spectrométrie en dispersion d'énergie (EDS). Nous avons utilisé cette technique principalement pour l'examen des structures fines telles que la martensite, la ferrite intergranulaire, la morphologie des grains et les faciès de rupture (observations macro et micro-fractographiques). Le MEB nous a servi également pour l'identification des phases par des analyses ponctuelles de compositions chimiques à l'aide du module *EDS*. Ces examens ont été effectués sur des sections transversales par rapport au sens du soudage.

c) Diffraction des rayons X

Cette technique a été utilisée dans le but d'accéder aux informations sur les phases minoritaires et qui ne peuvent pas être observées et révélées par microscopie tel que l'austénite résiduelle. La caractérisation par rayons X est basée sur le principe qu'un plan cristallin d'une orientation donnée peut diffracter suite à son exposition à un faisceau monochromatique (loi de Bragg). Nous avons utilisé un diffractomètre de type *XpertPro panalytical MPD*.



F.D : Faisceau de rayon X diffractés

F.I : Faisceau de rayon X incidents

λ : longueur d'onde du faisceau de rayon X incidents

Différence de marche entre deux rayons incidents : $pM' + M'q = 2d_{hkl} \sin\theta$

Loi de Bragg :

$$2d_{hkl} \sin \theta = n \lambda \dots\dots\dots(14)$$

n : ordre de la réflexion

Figure 3.5. Principe de la loi de Bragg [60].

3.2. Essais mécaniques

Dans cette partie nous allons présenter les tests mécaniques appliqués au joint soudé hétérogène. Le but de cette section, c'est d'exposer la soudure aux deux modes de sollicitations statique et cyclique et suivre son comportement global et local par zone. Plusieurs géométries d'éprouvettes ont été requises en fonction du type d'essai, du mode de sollicitation et les informations désirées.

3.2.1. Essai de dureté (HB 10) et profils de microdureté (HV1)

Des mesures de dureté Brinell (*HB10*) ont été prises dans chaque zone ; matériaux de bases, zones affectées thermiquement et la zone fondue. Puis, la moyenne de cinq mesures a été enregistrée. Ce test a été effectué d'une part dans le but de déterminer le gradient moyen de dureté entre les zones et d'autre part pour que les moyennes obtenues par zone soient utilisées ultérieurement dans des modèles empiriques permettant l'estimation de la résistance mécanique à la traction et l'endurance en fatigue à grand nombre de cycle. La figure 3.4 montre également la position des profils (*P1*, *P2*, *P3*) de microdureté (*HV1*), ces profils permettent d'évaluer le niveau d'hétérogénéité à travers le joint soudé en passant par toutes les zones et sous-zones.

3.2.2. Détermination des propriétés élastiques par Ultrasons (Méthode indirecte)

La méthode indirecte est basée sur le principe de la technique non destructive des Ultrasons. Cette méthode nécessite la mesure de la vitesse de propagation des deux ondes longitudinale (*VL*) et transversale (*VT*) dans chaque zone de la soudure. Le schéma de la figure 3.6 montre le montage nécessaire pour relever les temps de vol et calculer les vitesses *VL* et *VT*.

Le montage comprend une cuve à eau, deux transducteurs émetteur / récepteur, un goniomètre permettant la rotation de l'axe qui supporte l'éprouvette et un système d'acquisition des signaux. L'éprouvette est en position perpendiculaire par rapport à l'axe des transducteurs, cette configuration permet d'obtenir l'onde longitudinale. L'onde transversale selon la loi de *Snell-Descartes* [61] s'obtient en faisant tourner l'axe du support de l'éprouvette d'un angle bien défini.

Les mesures ont été effectuées en immersion à température ambiante avec des transducteurs de fréquence *10 MHz*. L'éprouvette a été prélevée dans le sens longitudinal du tube soudé et perpendiculaire par rapport au sens du soudage avec les dimensions $150 \times 16 \times 5 \text{ mm}^3$. Au moins trois mesures de temps de vol ont été enregistrées dans chaque zone.

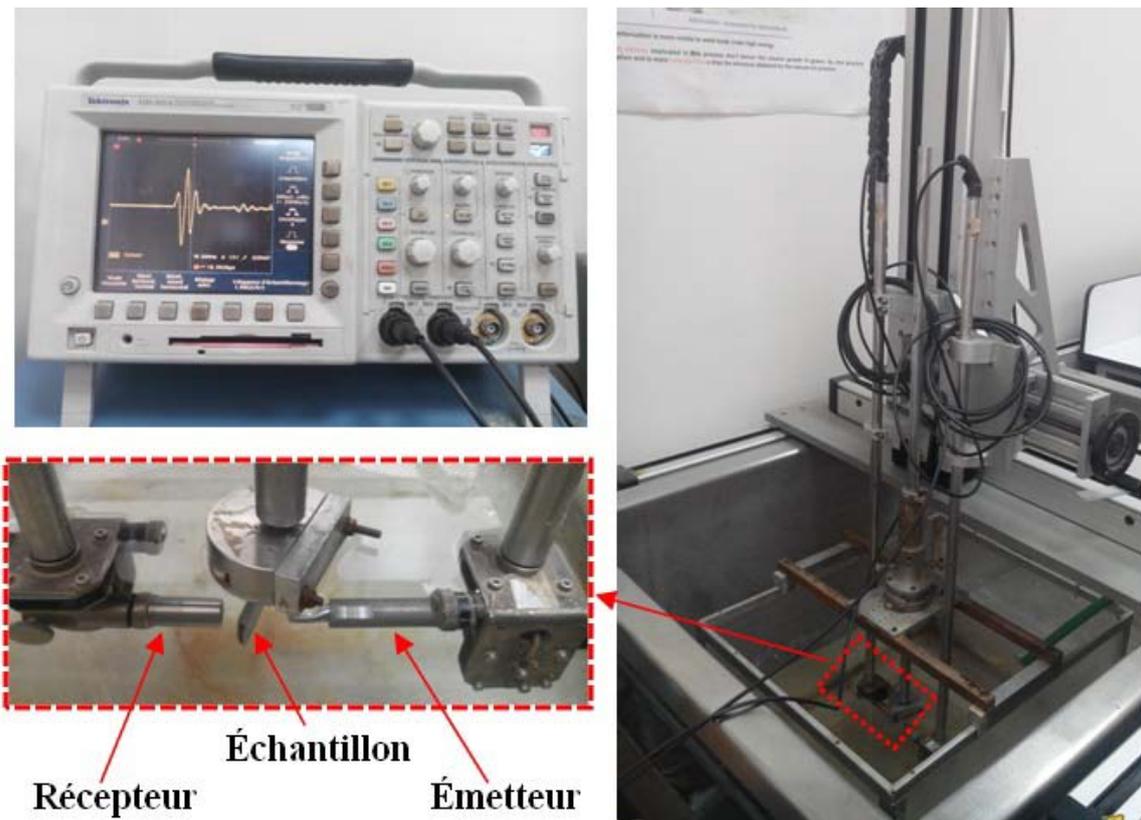


Figure 3.6. Dispositif de mesure des Ultrasons en immersion

3.2.3. Essais de traction monotone

Deux types d'éprouvettes ont été utilisés pour les essais de traction, des éprouvettes miniatures ou mini éprouvettes (subsized specimens) confectionnées selon la norme *ASTM E8M standard* [62] et des microéprouvettes confectionnées selon l'*ISO 6892* [63]. La figure 3.7 montre la géométrie et forme des microéprouvettes de traction. Elles sont prélevées localement au niveau des matériaux de base et la zone fondue comportant une zone utile de 8 mm de long. Ces microéprouvettes ont été utilisées pour obtenir les courbes d'écrouissages des matériaux de base et la zone fondue séparément et la détermination des limites élastiques (Re), des résistances à la traction (Rm) et des allongements à la rupture. Ces essais ont été réalisés à température ambiante sur une machine miniature de capacité de 10000 N. La vitesse de chargement rapportée à la longueur utile de l'éprouvette résulte en un taux de déformation de $0,5 \times 10^{-3} \text{ S}^{-1}$.

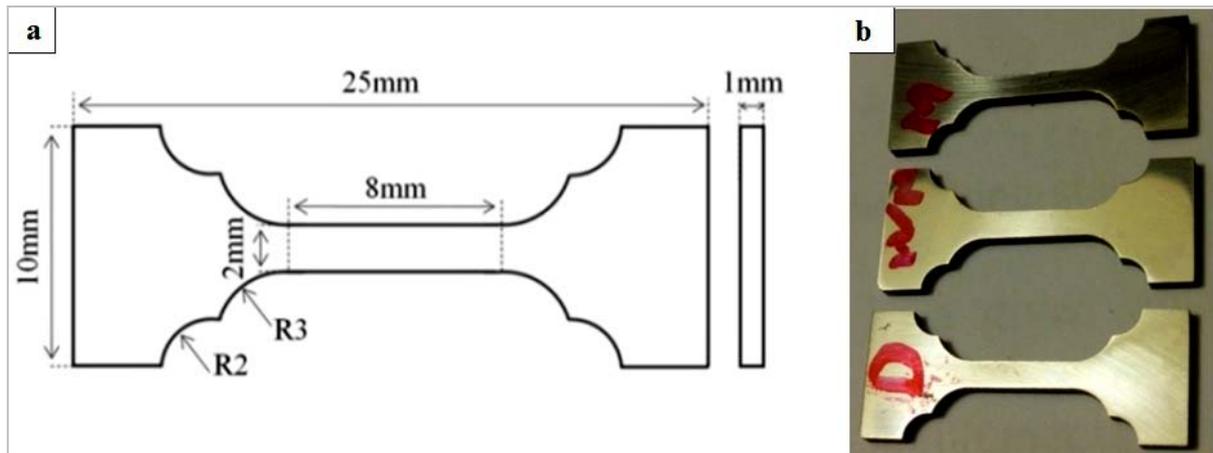


Figure 3.7. Microépreuves de traction

Les mini-épreuves (subsize) sont présentées par la figure 3.8. Elles ont une zone utile ou zone active qui s'étend sur une longueur de 32 mm qui couvre toutes les zones et les sous-zones qui constituent le joint de soudure. Ces essais nous permettent d'avoir le comportement global de la soudure, ces essais ont été effectués à température ambiante avec un taux de déformation de $0.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Sur l'une des éprouvettes miniatures, nous avons installé des jauges de déformation au niveau des matériaux de base et de la zone fondue comme montré par la figure 3.8 c.

les jauges utilisées sont de type *VISHAY* de facteur $1.995 \pm 0.5\%$ et résistance de 120 ohms $\pm 0.15\%$. L'objectif dans cette étape est de déterminer leurs modules d'élasticités (module de Young) locaux. Pour l'enregistrement des signaux, nous avons utilisé un pont d'extensométrie *Deltalab EI616* et une interface d'acquisition de type *Cassy-lab*. Pour uniformiser les signaux, une seule entrée de l'interface a été utilisée avec un commutateur qui permet le basculement entre les trois jauges pendant l'essai.

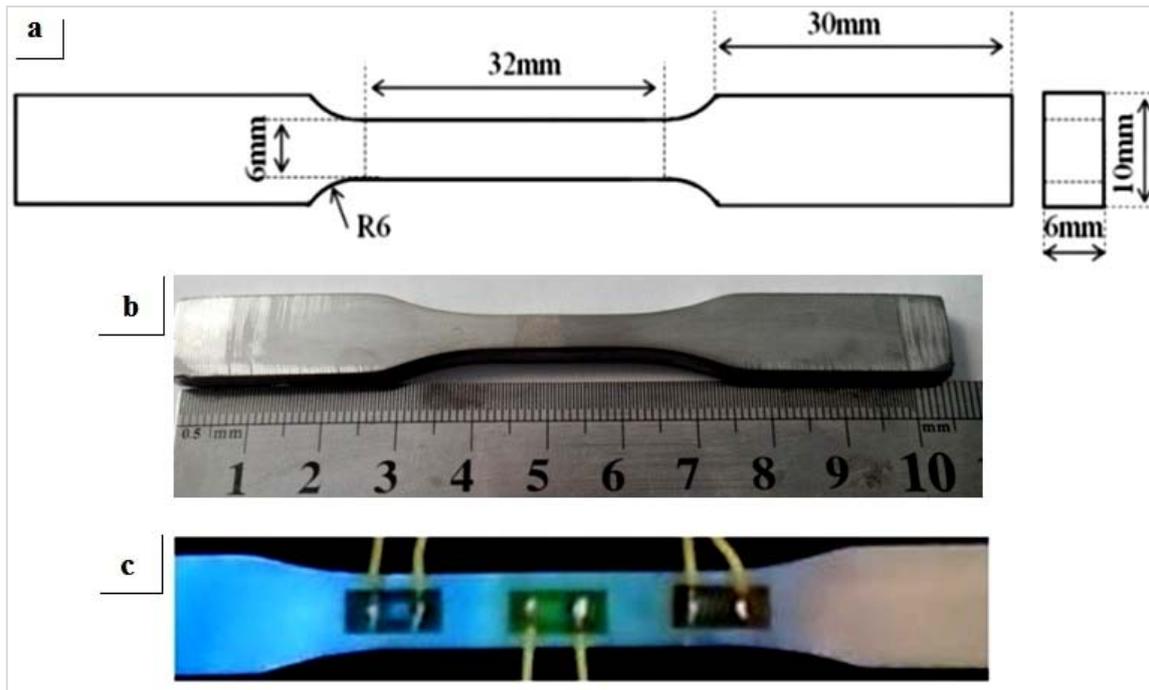


Figure 3.8. a) Géométrie des mini-éprouvettes de traction (subsize), b) Epreuve usinée, c) Installation des jauges de déformation sur les matériaux de base et la ZF.

3.3. Essai de résilience

Les essais *Charpy V* (CVN) ont été confectionnés selon la *ASTM A370 standard* [64] avec les dimensions $55 \times 10 \times 5 \text{ mm}^3$ et une géométrie telle que présenté par la figure 3.10 Cette géométrie permet le positionnement de l'entaille toute entière à l'endroit préféré (BM, ZAT, and ZF). Pour les zones qui ont été évaluées en fatigue (matériaux de base et zone fondue) nous avons effectué des essais de résilience même à basse température (jusqu'à $-80 \text{ }^\circ\text{C}$) dans un objectif de voir l'effet de fragilisation sur la ténacité. La phase de propagation en rupture par fatigue est liée à la ténacité. Les niveaux de ténacité ont été estimés en utilisant des relations empiriques reliant le *KIC* à l'énergie de rupture et les propriétés de traction (limite élastique).

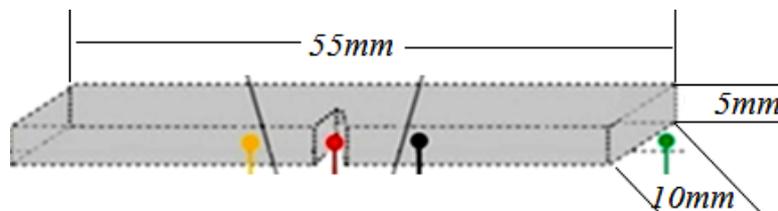


Figure 3.9. Géométrie des éprouvettes de résilience

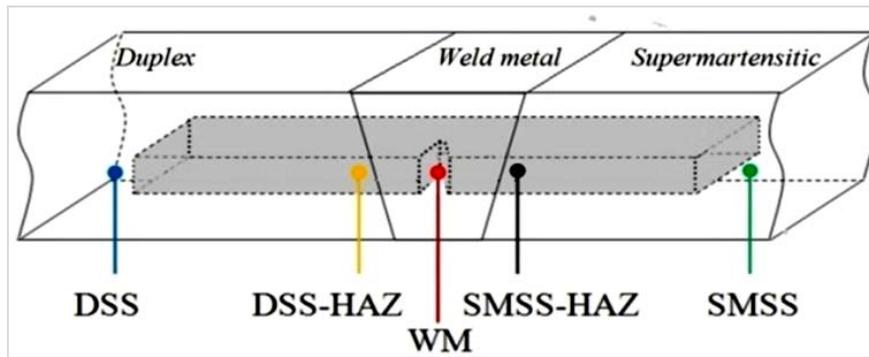


Figure 3.10. Géométrie et localisation des éprouvettes de résilience

3.4. Essais de fatigue (*flexion rotative*)

Les essais de fatigue ont été effectués sur une machine de flexion rotative universelle de type *GUNT WP140*. Deux types d'éprouvettes ont été préparés à partir du tube soudé : des éprouvettes de forme cylindrique et d'autres cylindriques avec une légère conicité au niveau de la zone active. La figure 3.11 et 3.12 montre le schéma et la géométrie des éprouvettes coniques et cylindriques avec les modes de fixation et de chargement. L'usinage a été effectué conformément aux configurations mentionnées en alternant les matériaux de base par rapport aux mandrins de la machine.

La *zone active* dans ce cas est constituée des deux zones affectées thermiquement, de la zone fondue avec les deux matériaux de base de part et d'autre. Concernant la géométrie conique, elle permet d'avoir une distribution uniforme des contraintes le long de toute la partie active de l'éprouvette pour une contrainte appliquée donnée, ce qui permet de localiser l'endroit de plus faible résistance à la fatigue. La forme cylindrique permet d'exposer une région donnée à une contrainte maximale au niveau de l'épaulement puisque le moment de flexion varie avec la distance par rapport à l'encastrement. Les éprouvettes cylindriques avec leurs deux configurations mentionnées en figure 3.13 ont été utilisées principalement pour tester les matériaux de base et la zone fondue. L'équation (15) donne l'expression de la contrainte nominale appliquée en fonction du moment de flexion et du diamètre.

$$\sigma_{nom} = 32 \times M / \pi d^3 \dots\dots\dots(15)$$

Avec :

M : moment de flexion,

d: diamètre a une position donnée [65].

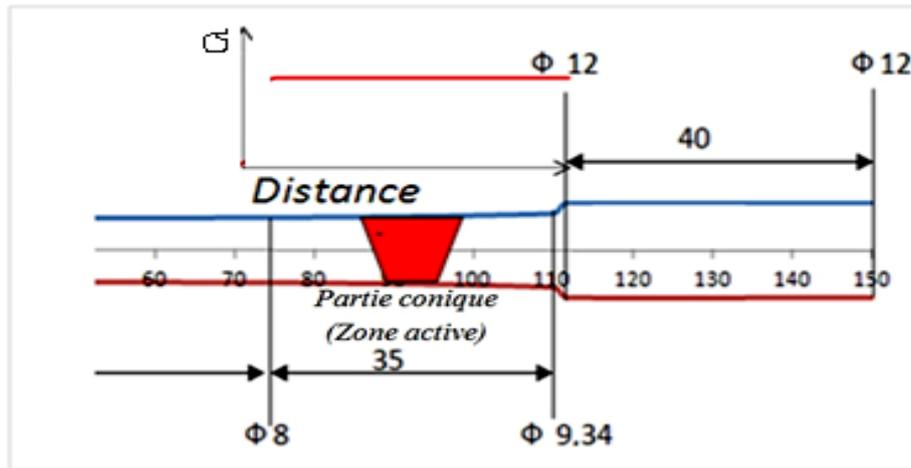


Figure 3.11. Répartition uniforme de la contrainte

Les essais de fatigue ont été effectués avec des contraintes appliquées à amplitude maximale constante. Plusieurs niveaux de chargements cycliques ont été utilisés avec un rapport de charges $R = -1$ (R est le rapport de la contrainte minimale à la contrainte maximale), la fréquence de rotation étant égale à 50 Hz . Les résultats des testés ont été évalués conformément au standard *Eurocode 3* [66], où le nombre de cycle de base choisi comme critère d'arrêt est $N = 5 \times 10^6$. La contrainte correspondante à ce nombre de cycle est prise comme endurance (σ_d) du matériau testé. Il est supposé que pour toutes contraintes inférieurs à σ_d il n'y aura pas de rupture. Pour le traçage des courbes d'endurance les contraintes ont été calculées à partir des mesures des distances des endroits de ruptures ou de contraintes maximales par rapport aux points de chargement et des mesures des diamètres des éprouvettes correspondantes.

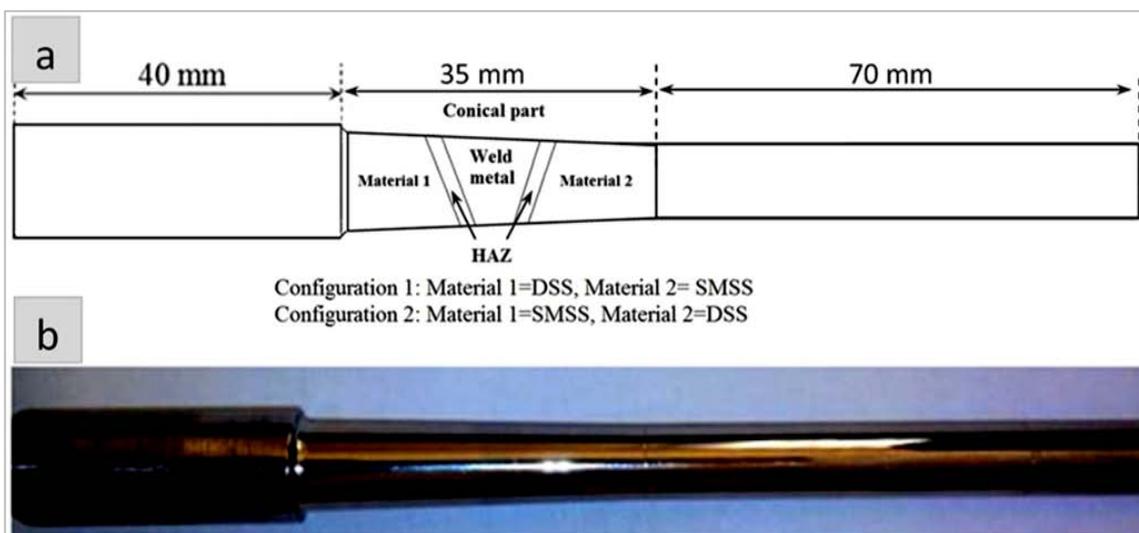


Figure 3.12. Géométrie (a) et forme (b) des éprouvettes coniques de fatigue

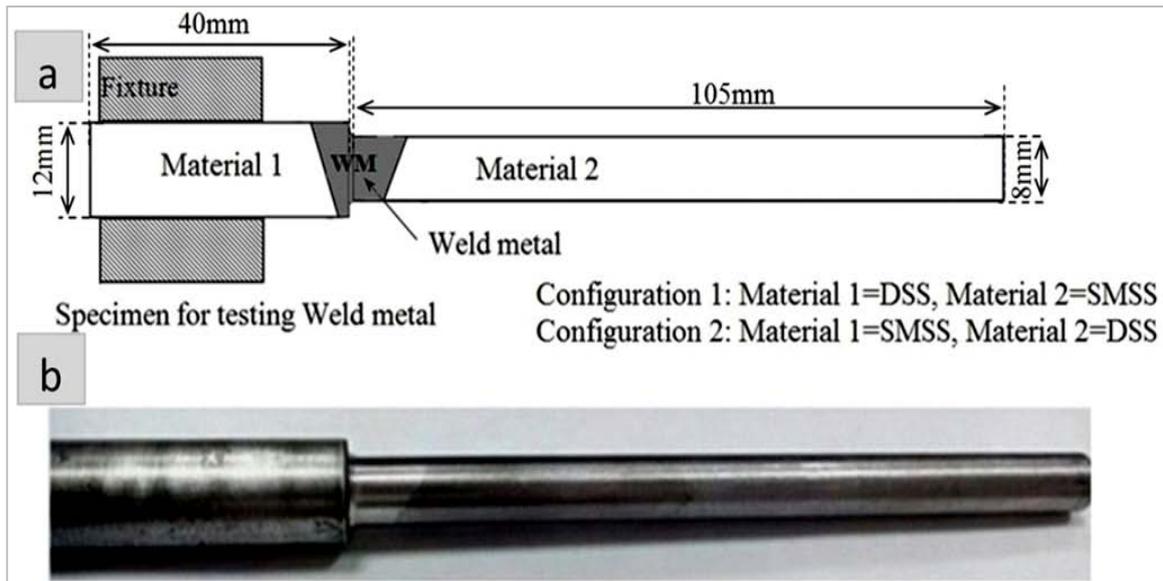


Figure 3.13. Géométrie (a) et forme (b) des éprouvettes cylindriques de fatigue

3.5. Apport de la technique de mesure des champs de déformation par stéréocorrélation d'image numérique

3.5.1. Principe de la stéréocorrélation d'image numérique

Dans cette section nous allons présenter la technique de mesure des champs de déformation avec corrélation d'image numérique. L'objectif est de déterminer par essai de traction, les lois de comportement expérimental et les propriétés mécaniques locales relatives aux principales zones qui constituent la soudure hétérogène. Ces zones sont : les deux matériaux de bases, les deux zones affectées thermiquement et la zone fondue. La corrélation d'image (2D) et la stéréocorrélation en (3D) sont des méthodes optiques (sans contact) qui permettent de mesurer les champs de déplacement (ou de déformation) sur une surface plane par comparaison des images enregistrées à des états successives prises avec des incréments réguliers au cours d'un essai de traction. Une première image à l'état de repos est enregistrée (état non-déformé), elle sert comme référence. La stéréocorrélation permet de mesurer les trois composantes du vecteur déplacement (U_x, U_y, U_z) des points situés à la surface de l'éprouvette. Les déformations sont ensuite déduites par dérivation numérique. Cette technique requiert une préparation spécifique préalable de la surface de l'éprouvette, soit par gavage de grilles ou dépôt de mouchetis [27]. Nous allons présenter dans ce qui suit les étapes successives effectuées pour mener à bien un tel essai.

3.5.2. Prélèvement et préparation d'éprouvettes

Nous avons effectué deux essais avec stéréo-corrélation d'images. Nous appelons les deux éprouvettes à tester : *Multizone 1 (MZ1)* et *Multizone 2 (MZ2)*, le prélèvement de ces deux éprouvettes a été fait dans le sens longitudinal du tube soudé comme mentionné dans le schéma de la figure 3.14 l'essai *MZ1* est destiné à tester le joint soudé entier avec toutes les zones qui le constituent. La surface concernée par la mesure des champs de déformation est la surface externe de l'éprouvette selon le plan $PI (O x y)$ comme mentionné dans la figure 3.15 l'axe X désigne le sens circonférentiel du tube soudé et l'axe Y désigne le sens de soudage.

L'essai *MZ2* (éprouvette *Multizone 2*), est destiné à caractériser principalement la zone critique (zone à risque) qui est constituée de la zone fondue est les deux zones affectées thermiquement. Pour cela une modification géométrique a été apportée à l'éprouvette, il s'agit d'un amincissement symétrique des deux cotés de la largeur (voir figure 3.16 et 3.17). La figure 3.17 montre les lignes de fusions selon la tranche (épaisseur) qui sont très apparentes suite à une révélation par attaque chimique macrographique.

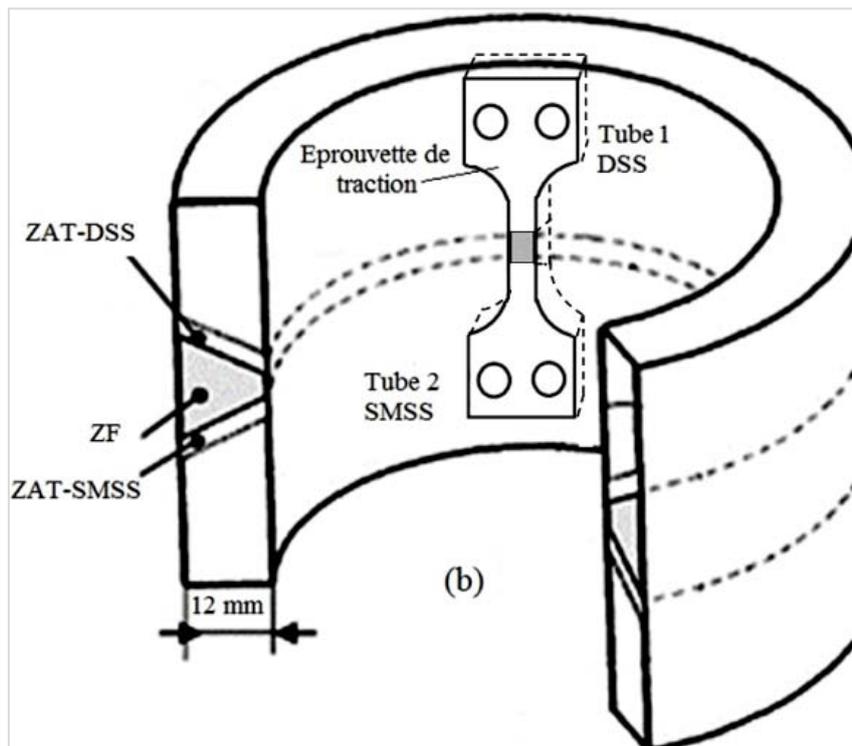


Figure 3.14. Localisation des éprouvettes de traction destinées à la mesure des champs de déformation.

La mesure des champs sur cette éprouvette a été effectuée selon l'épaisseur parallèlement au plan $P2 (O x z)$ pour permettre de visualiser le chanfrein complet avec toutes les passes ainsi

que les deux zones affectées thermiquement a travers l'épaisseur. Les lignes de fusion ont servi à délimiter la zone fondue avant d'appliquer le mouchetis. La délimitation des ZAT a été faite sur la base des examens des microstructures et des profils de microdureté. Cette phase est d'une importance primordiale pour les essais avec corrélation d'image numérique pour pouvoir décomposer la zone d'intérêt en sous zones ou fenêtre pour le post traitement des données.

Avant d'entamer les essais, les deux éprouvettes *MZ1* et *MZ2* ont subi une préparation spécifique par pulvérisation de petites taches noires de peinture sur une couche blanche déposée préalablement (*mouchetis*). Pour avoir le comportement globale, le dépouillement des données a été fait en considérant la zone utile entière de l'éprouvette, tandis que pour avoir le comportement local de chaque zone séparément le dépouillement a été fait en considérant les surfaces partielles relatives aux différentes parties de la soudure et qui sont : le métal de base duplex (*DSS*), la zone affectée thermiquement Duplex (*DSS-ZAT*), la zone fondue (*ZF*), la Zone affectée thermiquement Supermartensitique (*SMSS-ZAT*), et la métal de base Supermartensitique (*SMSS*).

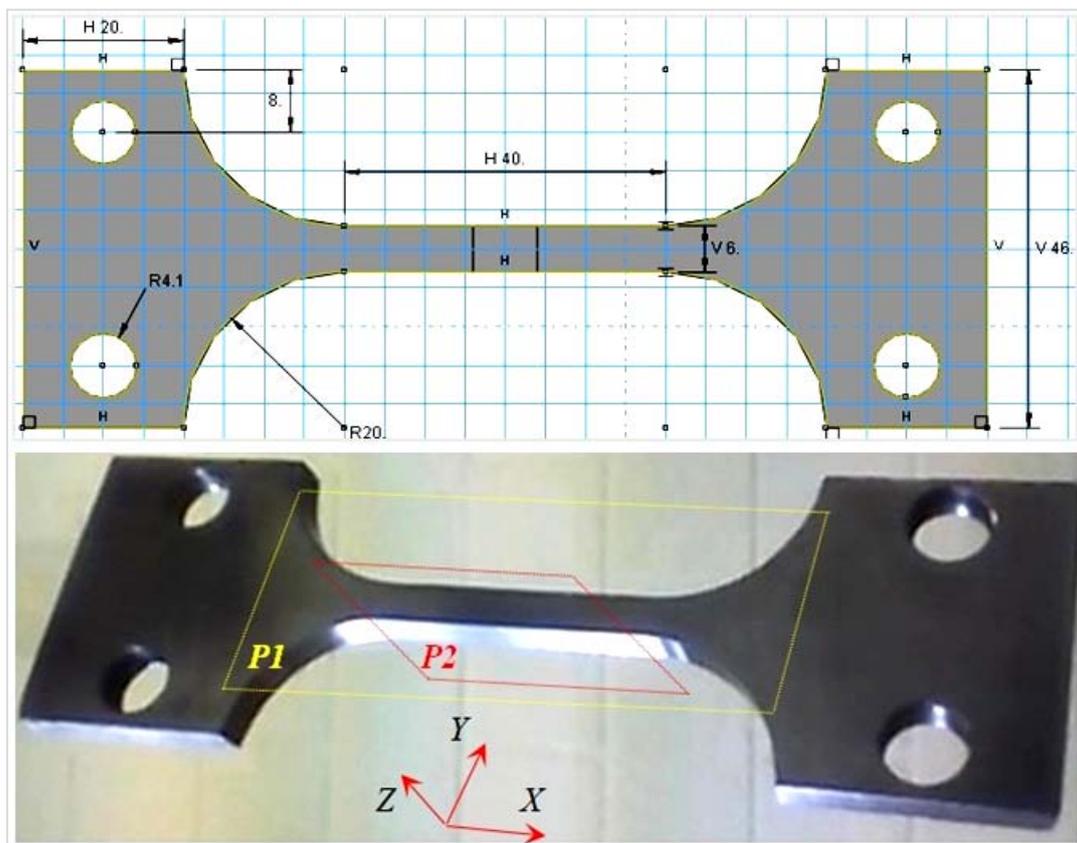


Figure 3.15. Epreuve de traction (*MZ1*) destinée à la mesure de champs.

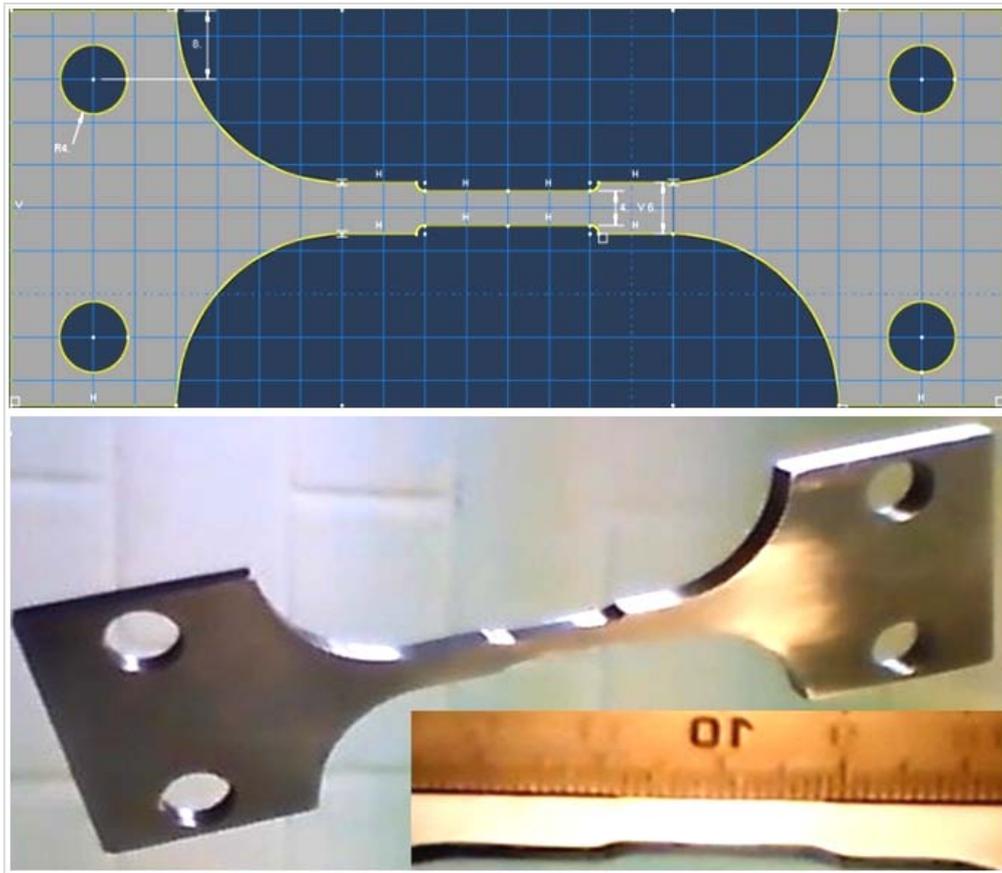


Figure 3.16. Géométrie de l'éprouvette MZ2

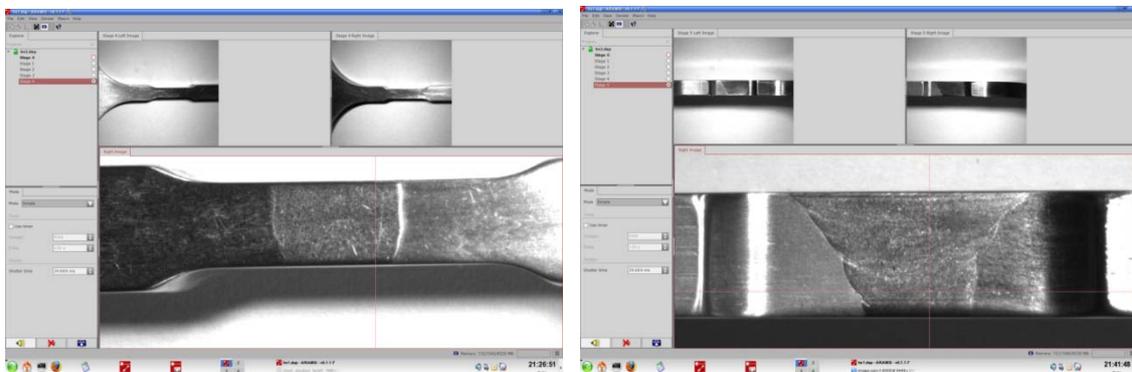


Figure 3.17. Eprouvette de traction (MZ2) amincie destinée à la mesure de champs.

3.5.3. Délimitation des zones et sous zones qui constituent la zone utile

La figure 3.18 montre les parties considérées pour l'extraction des données. Cette délimitation de zones et sous-zones a été faite sur la base d'examen métallographiques et des profils de microdureté. La caractérisation de ces zones et sous zones sera présentée et détaillée en chapitre 6. Les zones affectées thermiquement et la zone fondue constituent la zone critique ou la zone à risque du joint soudé et concernant les sous zones affectées thermiquement du

SMSS, nous allons conserver les appellations suivantes : SMSS-HTHAZ et SMSS-LTHAZ, le long de ce manuscrit.

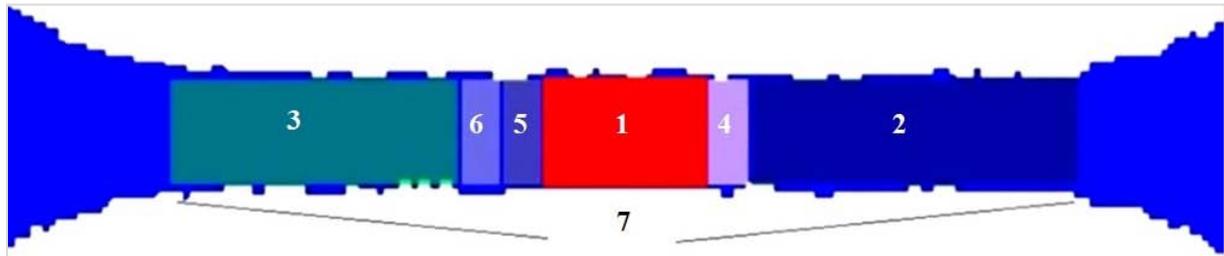


Figure 3.18. Les différentes zones et sous-zones constituant la zone utile du joint soudé hétérogène

1: Zone fondue (ZF)

2: Matériau duplex (DSS)

3: Matériau supermartensitique (SMSS)

4: Zone affectée thermiquement duplex (DSS-ZAT) ou (DSS-HAZ)

5 et 6 : Zones affectées thermiquement supermartensitique (SMSS-ZAT)

Les deux régions 5 et 6 représentent les deux catégories de transformations à haute et à faible température qui sont dénommées comme suit :

5: Zone affectée de haute température supermartensitique (high temperature heat affected zone, SMSS-HTHAZ)

6: Zone affectée de faible température supermartensitique (low temperature heat affected zone, SMSS-LTHAZ).

7: zone active (Zone utile complète)

Tout l'intérêt de la technique de corrélation d'image numérique réside dans la détermination du comportement local de certaines zones bien précises, pour pouvoir comparer par rapport au comportement global qu'il soit obtenu par essai de traction standard ou par CIN. Les courbes locales vraies sont obtenues à partir de l'effort appliqué et des sections locales vraies instantanées. On peut obtenir la section locale à partir des déformations longitudinales et transversales en utilisant la loi de conservation de volume (volume constancy assumption). Le passage au comportement local des zones nécessite la connaissance de l'effort appliqué au niveau de chaque zone qui est supposé constant le long de la zone utile ainsi que la connaissance des déformations longitudinales et transversales (ϵ_x , ϵ_y) qui seront déduites à partir des mesures de champs.

3.5.4. Préparation du mouchetis

Le mouchetis consiste en un dépôt d'une couche de peinture sur la surface à examiner. Il se prépare à l'aide de deux peintures blanche et noire. Une couche blanche est à déposer en premier lieu d'une façon uniforme. Par la suite et par pulvérisation flash on dépose aléatoirement de petites taches noires sur la surface utile (voir figure 18).

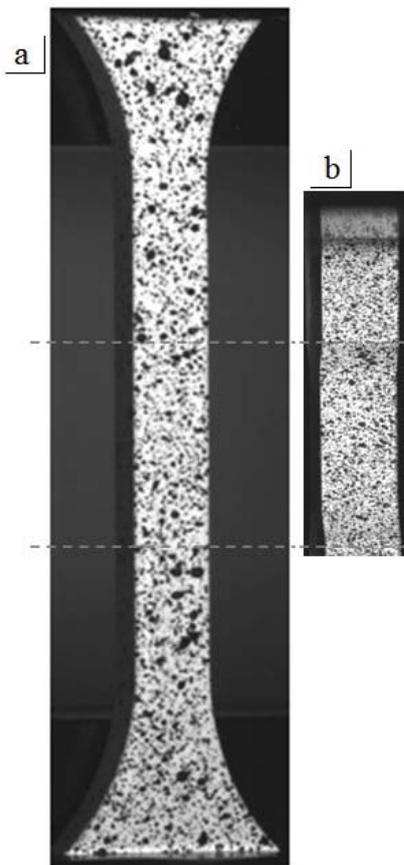


Figure 3.19. Application du mouchetis : a) éprouvettes MZ1, b) éprouvette MZ2.

3.5.5. Installation de la CIN en stéréo-corrélation.

L'installation que nous avons utilisée pour la mesure des champs de déformations comporte :

- Deux caméras de haute résolution (2 Méga-pixels)
- Une source de lumière d'une intensité stable
- Un pointeur laser qui permet le centrage des caméras et leur positionnement dans le plan perpendiculaire à la surface de l'éprouvette.
- L'unité de corrélation d'image dotée du logiciel ARAMIS pour le calibrage, l'acquisition et le traitement des données.

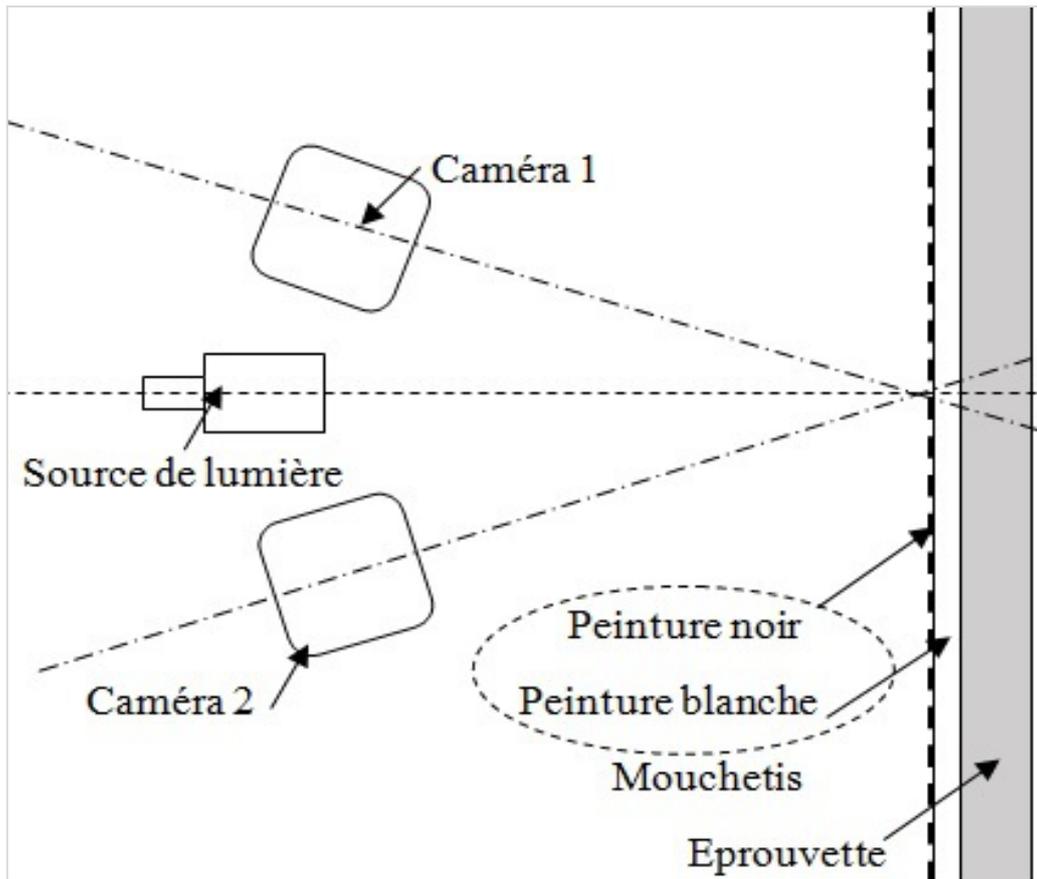


Figure 3.20. Dispositif utilisé pour la CIN

Dans cette partie nous avons présenté les techniques d'investigations expérimentales utilisées pour la caractérisation du joint soudé hétérogène DSS/SDSS/SMSS. Les techniques utilisées ont été choisies et réparties selon deux niveaux. Le premier vise à identifier les constituants des différentes zones de la soudure et la détermination des propriétés mécaniques locales et globales avec des méthodes usuelles à savoir : dureté, traction, résilience et essai de fatigue. Le deuxième niveau des investigations fait intervenir une technique d'investigation récente basée sur la corrélation d'image numérique. Une importance particulière a été donnée à cette dernière technique du fait de sa précision, sa richesse en informations et sa contribution à la compréhension du comportement de la soudure hétérogène soumise à une traction uni axiale monotone.

Chapitre 4

4. Comportement structural et mécanique de la soudure hétérogène

4.1. Évolution de la microstructure à travers le joint soudé

4.1.1. Macrographie et micrographies optiques du joint soudé hétérogène

La figure 4.1 montre une macrographie optique du joint soudé hétérogène sur laquelle les différentes zones sont facilement discernables. Les filiations P1, P2 et P3 représentent respectivement les endroits des profils de microdureté réalisés: finition, milieu et racine.

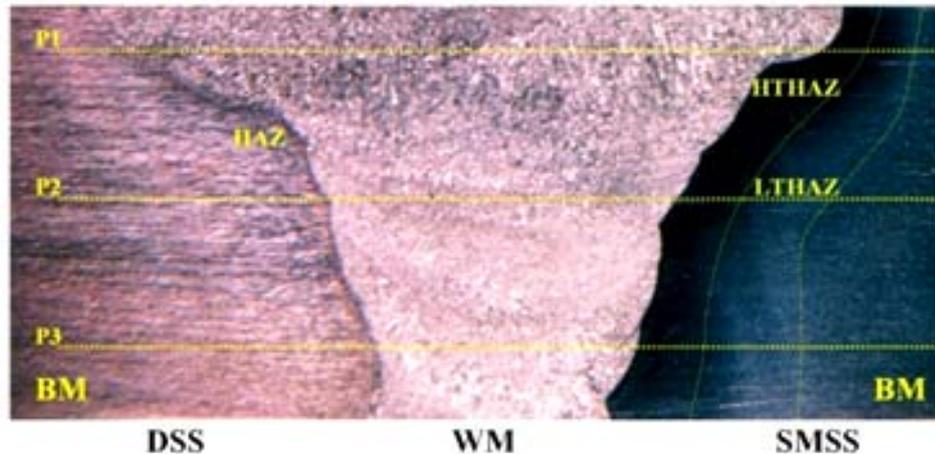


Figure 4.1. Macrographie du joint soudé et filiation de microdureté.

La figure 4.2 (a-c) montre les micrographies optiques des deux matériaux de base duplex (DSS) et supermartensitique (SMSS). Le matériau DSS possède une structure en bande constituée d'austénite (γ) et de ferrite (δ). En figure 4.2 a la microstructure du DSS est obtenue par attaque électrolytique sélective au KOH, la ferrite apparaît plus sombre et l'austénite reste inattaquée (en claire). La figure 4.2 b, présente aussi une microstructure du DSS obtenue par la solution classique Glyceregia, on peut déceler l'austénite de la ferrite grâce au phénomène de maillage. La quantification des phases par analyse d'image, après des opérations adéquates effectuées sur les micrographies optiques a révélé des proportions volumiques approximativement égales entre la ferrite et l'austénite (50 % chacune). La microstructure du matériau SMSS (figure 4.2 c-d) est composée essentiellement d'une matrice de martensite dans laquelle sont emprisonnées l'austénite résiduelle et des traces de ferrite. Il a été reporté [67], que la martensite se forme au refroidissement à partir de l'austénite par transformation displacive (displacive mechanism). Les grains de la martensite sont constitués selon une hiérarchie bien définie à partir des lattes, des blocks et des paquets. En général un certain nombre de paquets est délimité par les anciens joints de grain d'austénite (voir figure 4.2 c).

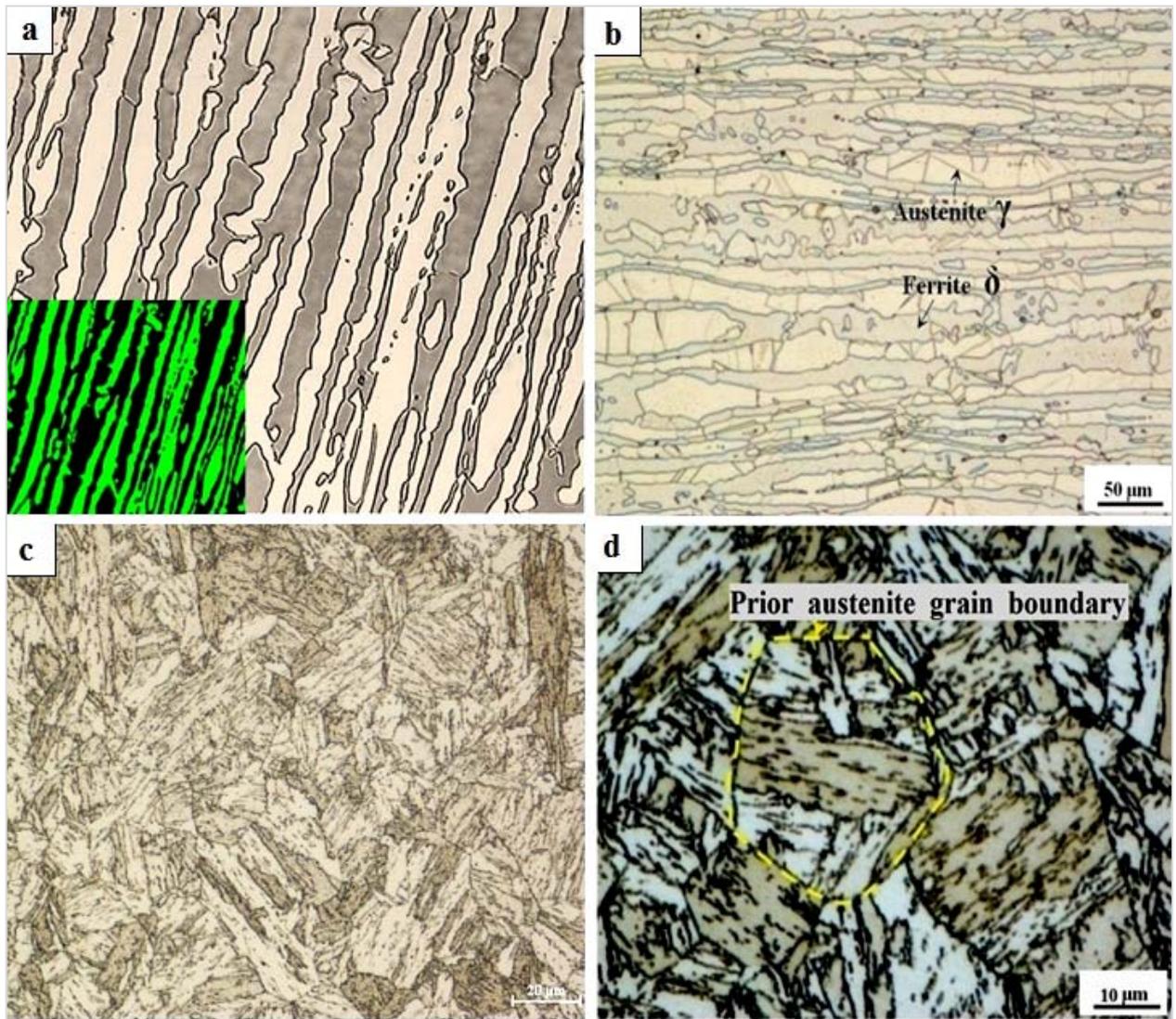


Figure 4.2. (a-b) Micrographie optique des matériaux de base: a) DSS Glycerigia, b) DSS KOH électrolytique, c et d) Supermartensitique (Glycerigia)

4.1.2. Microanalyse EDS

Le tableau 4.1 montre les résultats des analyses des compositions chimiques locales effectuées sur les différentes régions du joint soudé par la technique EDS. Pour le métal fondu et le DSS, l'austénite est riche en éléments gamagènes tandis que la ferrite est riche en éléments alphagènes.

Tableau 4.1. Compositions chimiques locales obtenues par les analyses EDS.

Eléments	Matériau DSS		DSS-ZAT		Zone fondue		SMSS-HTHAZ		SMSS
	Austénite	Ferrite	Austénite	Ferrite	Austénite	Ferrite	Martensite	Ferrite	Martensite
Fe	64.39	61.4	63.05	63.06	59.12	56.56	78.96	61.4	78.56
Ni	6.28	3.67	5.67	4.99	8.06	5.17	4.245	3.67	4.4
Cr	22.44	24.92	23.14	23.55	24.67	26.75	14.85	24.92	13.75
Mo	5.38	8.67	6.59	6.98	5.62	8.24	1.685	8.67	1.95
W	0	0	0.00	0.00	2.03	2.86	-		0.70
Mn	1.51	1.33	1.55	1.42	0.5	0.42	0.52	1.33	0.64
Total	100	99.99	100	100	100	100	99.995	99.99	100
Ratio %Cr / %Ni	3.57	6.79	4.08	4.71	3.06	5.17	3.50	6.79	3.125

4.1.3. Examen aux rayons X

Pour le matériau SMSS, concernant l'austénite résiduelle la technique EDS n'a pas donné des résultats concluants en raison de sa finesse et sa dispersion entre les lattes de martensite. L'utilisation de la diffraction des rayons X (DRX) dont les résultats sont présentés par la figure 4.3 nous a confirmé la présence des traces d'austénite par la détection des pics (111) et (200). La fraction volumique de l'austénite résiduelle peut atteindre les 20 % dans certaines conditions comme il a déjà été rapporté dans d'autres travaux [21-22,68].

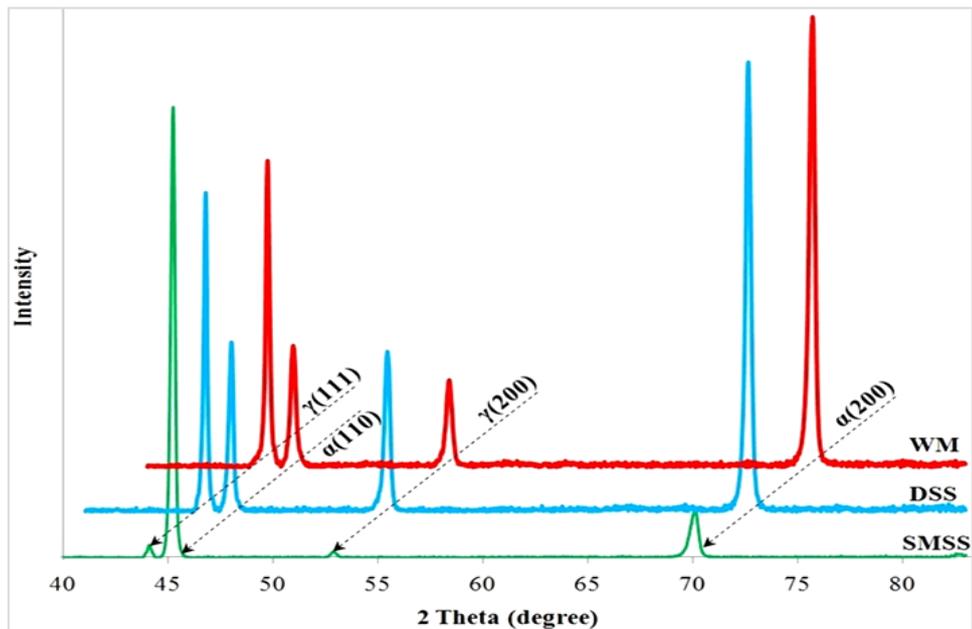


Figure 4.3. Diffractogrammes des matériaux de base et de la zone fondue.

Le métal fondu (figure 4.4) consiste en des grains d'austénite en dispersion à l'intérieur d'une matrice ferritique. Le métal d'apport superduplex (*SDSS*) est souhaitable pour le soudage des *DSS* avec les *SMSS* du fait qu'il se solidifie dans le mode ferritique qui favorise une germination en structures cristallines proches du *SMSS*. Par conséquent la croissance par épitaxie de la *ZF* est favorisée [69-70].

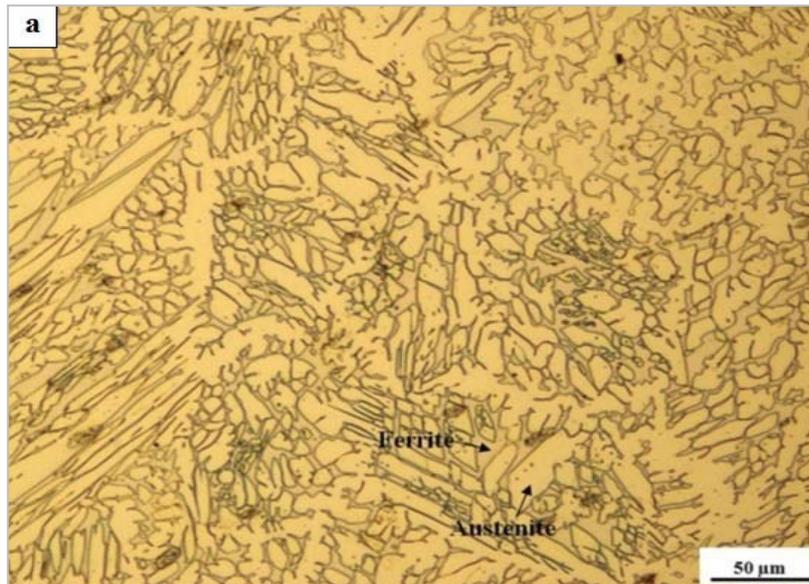


Figure 4.4. Microstructure de la zone fondue.

4.1.4. Quantification des phases par analyse d'image.

Sur la figure 4.5a nous présentons l'interface du logiciel *ATLAS* qui nous a servi pour le traitement d'image et la quantification des phases. Les principales étapes sont décrites en figure 4.5 b (transformations en niveau de gris, seuillage et coloration).

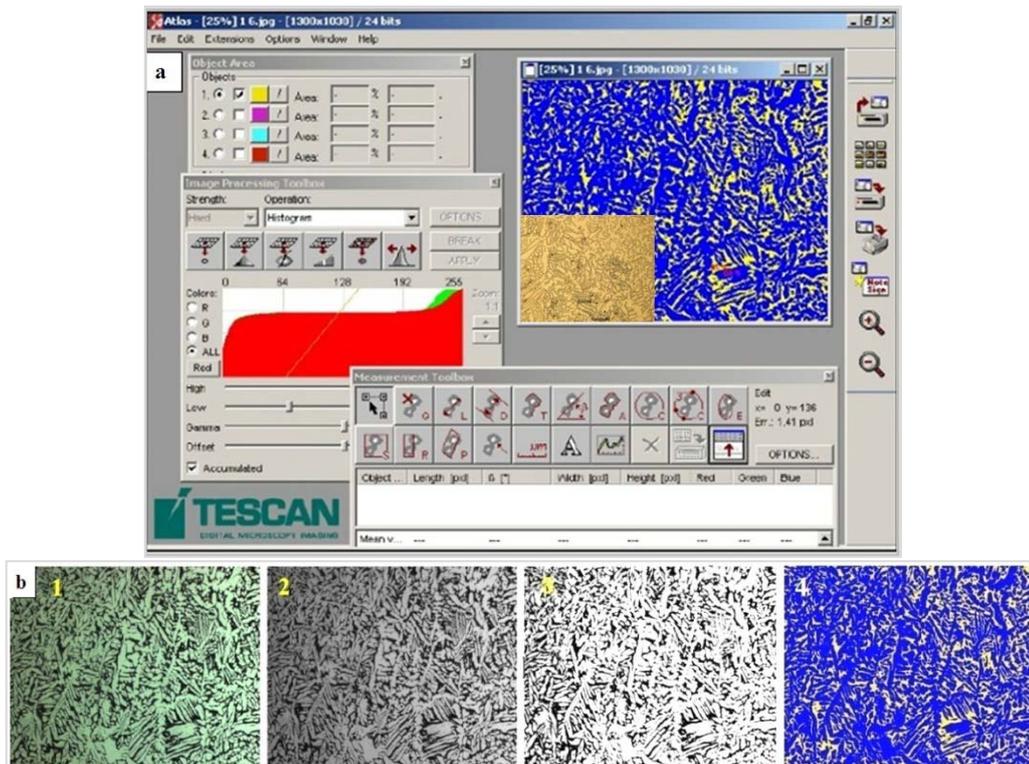


Figure 4.5. a) Interface du logiciel ATLAS, b) principales étapes de traitement d'image : 1) image initiale, 2) transformation en niveaux de gris, 3) seuillage, 4) mesure du taux de phase

4.1.5. Evolution des zones affectées thermiquement.

Les micrographies optiques présentées en figure 4.6 (a-f) illustrent les évolutions microstructurales ayant eu lieu au niveau de la zone affectée thermiquement du côté SMSS. Les microstructures obtenues dans cette zone sont en fonction des pics de températures atteintes et des vitesses de refroidissement, ils se regroupent en deux catégories :

- *Ceux se produisant à haute température, constituant la zone affectée thermiquement de haute température [high temperature heat affected zone (HTHAZ)].*
- *Ceux se produisant à faible température constituant la zone affectée thermiquement de faible température [low temperature heat affected zone (LTHAZ)].*

(i) La HTHAZ se compose de deux sous-zones: la *sous-zone 1* (la plus proche de la ZF) est caractérisée par un grossissement considérable des lattes de martensite qui a comme origine le grossissement des anciens grains d'austénite au cours des cycles thermiques de soudage (fig.4.6 a et b). Cette zone est appelée zone de grossissement de grain ou zone à gros grains (*coarse grained heat affected zone (CGHAZ)*). A température ambiante, cette sous-zone est constituée de gros grains de martensite non revenus délimités par des anciens joints de grains

d'austénite mère. Des traces d'austénite résiduelle peuvent exister comme il a été rapporté par Wooling et al [68].

La *sous-zone 2* est baptisée zone biphasée [*dual phase*], elle est caractérisée par la présence de ferrite au niveau des anciens joints de grain d'austénite (fig. 4.6 a, 4.6 c). La fraction volumique de la ferrite a été estimée par métallographie quantitative à environs 8%. La présence de ferrite est une indication à propos du mode de formation de l'austénite qui se fait principalement par diffusion des éléments de substitution [68]. Au cours du refroidissement, la ferrite est empoisonnée sous formes de filaments entre les joints et à l'intérieur des grains d'austénite. Après la transformation à l'état solide austénite → martensite au refroidissement, ces filaments se retrouvent emprisonnés entre les lattes de martensite (voir tableau 4.1). La figure 4.7 montre sous microscopie électronique à balayage la dispersion de la ferrite en sous zone 2. D'après la technique EDS, en effet, nous remarquons bien que la ferrite est riche en éléments alphagènes et l'austénite en éléments gammagènes. Comme la présence de la ferrite tend à réduire la ténacité, d'importantes quantités d'éléments gamagènes comme le Nickel et le Manganèse ont été ajoutés pour favoriser la stabilité de l'austénite à l'ambiante et réduire au maximum la proportion de ferrite. Carrouge et al [68] dans leurs études ont affirmé également la présence d'une autre sous-zone située au niveau de la ligne de fusion qui est montrée en figure 4.8. C'est une région qui a été partiellement fusionnée lors du soudage, elle a une structure martensitique très fine difficilement détectable par microscopie optique.

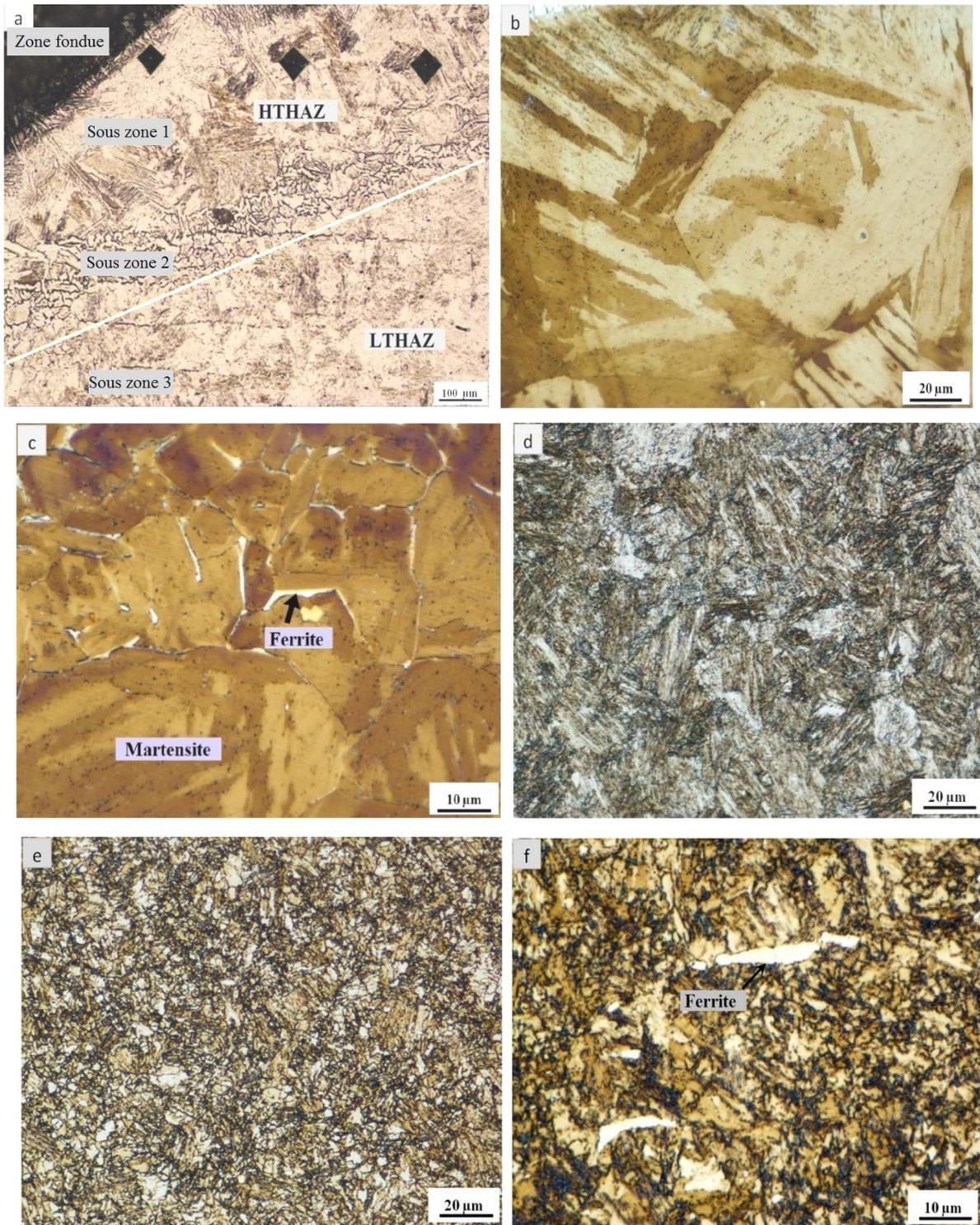


Figure 4.6. Les différentes microstructures de la zone affectée thermiquement du SMSS

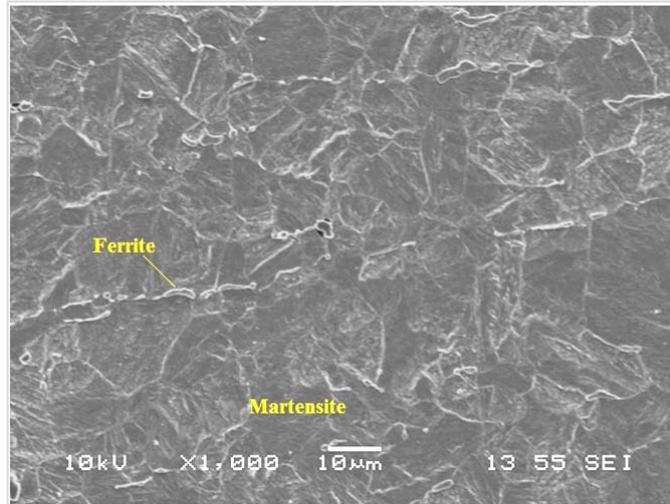


Figure 4.7. Micrographie MEB de la sous-zone 2 montrant la ferrite dans une matrice martensitique

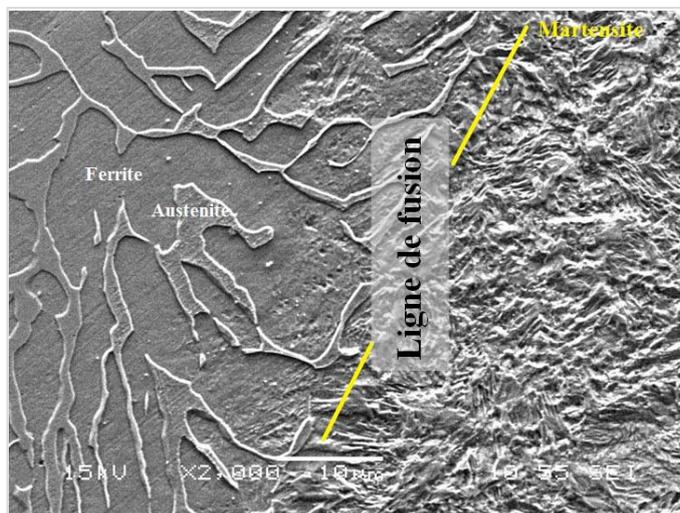


Figure 4.8. Ligne de fusion du côté supermartensitique (SMSS)

- (ii) La ZAT de faible température (LTHAZ) résulte du refroidissement à partir des deux domaines complètement et partiellement austénitique. Comme le montre la figure 4.6 d qui représente la *sous-zone 3*, un affinement de grain considérable et une disparition des anciens joints de grain d'austénite ont eu lieu. Cette sous-zone est constituée de la martensite non-revenue avec possibilité de subsistance d'une austénite résiduelle stable à température ambiante. La *sous-zone 4* est constituée d'un mélange d'austénite résiduelle, de la martensite revenue et non-revenue, celle qui a assisté à une deuxième trempe. Cette dernière apparaît en couleur plus sombre en figure 4.6 f. Nous remarquons également dans cette microstructure, la présence de *clusters* de ferrite (grains de ferrite allongés) entourés par des grains très fins de martensite. Cette ferrite peut avoir comme origine les teneurs élevées en éléments stabilisateur de ferrite telle-que le Molybdène qui est ajouté principalement pour améliorer la résistance à

la corrosion localisée. Il n'est pas constamment assuré de ne pas trouver de la ferrite dans le matériau SMSS après sa dissolution complète au chauffage aux hautes températures suivi de refroidissement.

Les sous-zones de la zone affectée du SMSS (particulièrement la région revenue) peut dans certaines conditions contenir des carbures, des nitrures et des carbonitrures comme mentionné dans des travaux antérieurs [68].

La figure 4.9 est une micrographie optique de la zone affectée thermiquement du côté DSS (DSS HAZ). Elle illustre l'effet des cycles thermiques sur le matériau duplex lors du soudage. Cette région est constituée de deux sous-zones : la sous-zone de surchauffe et la sous-zone de recuit partiel. La sous-zone de surchauffe est la plus proche du métal fondu et c'est la région qui a subi une ferritisation complète. Nous constatons que l'aspect de structure en bande est conservé malgré les transformations structurales. A la température pic, la sous-zone de surchauffe se trouve complètement dans le domaine ferritique et au refroidissement, par une transformation à l'état solide il ya apparition de l'austénite principalement au joints et à l'intérieur des grains de ferrite. Le rapport des proportions volumiques ferrite / austénite dépend de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement.

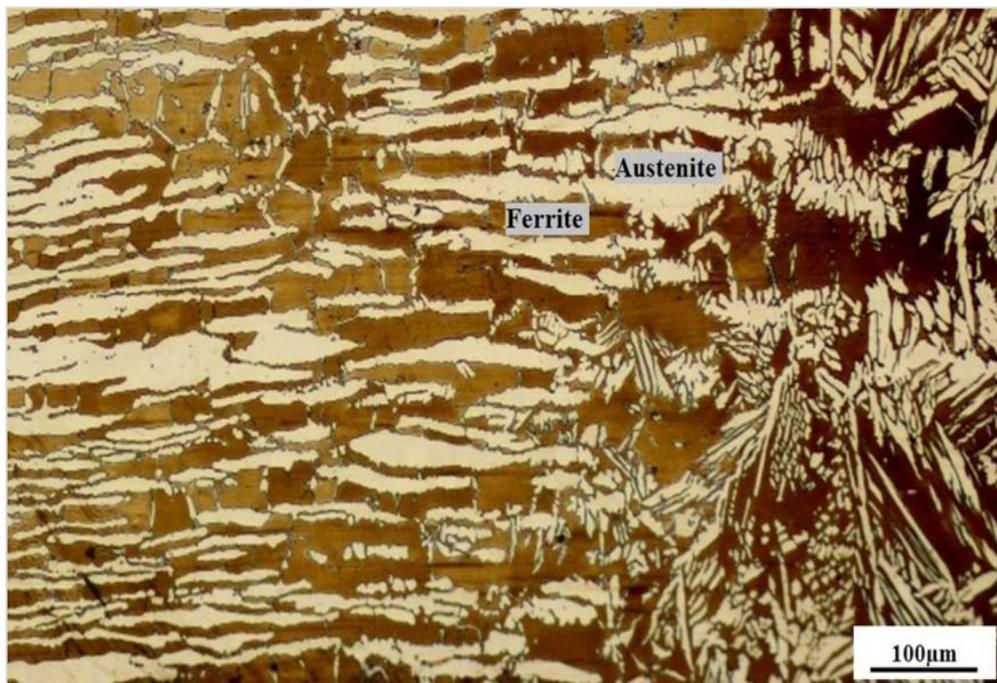


Figure 4.9. Microstructure de la zone affectée thermiquement duplex (DSS HAZ).

4.1.6. Séquence des transformations de phases à travers le joint soudé

Le schéma de la figure 4.10 représente une synthèse des différentes transformations structurales pouvant avoir lieu à travers le joint soudé. Il montre les deux états extrêmes; l'état structural des zones affectées thermiquement et la zone fondue aux températures maximales lors du soudage et l'état final correspondant à la température ambiante après refroidissement.

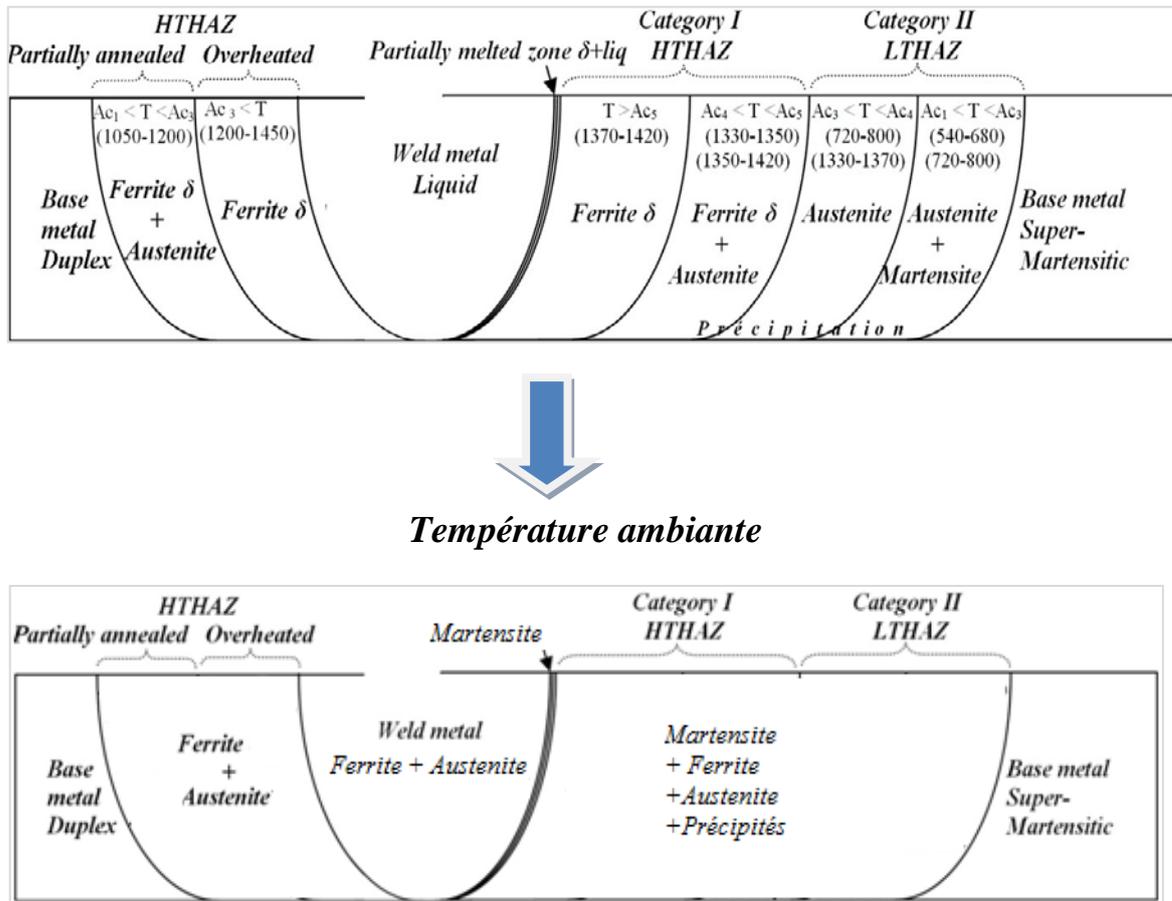


Figure 4.10. Séquences des transformations de phase a travers le joint soudé

4.2. Comportement mécanique

4.2.1. Propriété de dureté

La figure 4.11 montre l'évolution de la microdureté à travers le joint soudé. A part le pic de dureté enregistré au niveau de la sous-zone 3 de la LTHAZ SMSS (avec un maximum de 325 HV), nous n'avons pas enregistré de gradients significatifs dans le reste de la section de la soudure. La dureté élevée de la sous-zone 3 est attribuée à la présence de la martensite fine non revenue. Il a également été rapporté [21, 68] que l'enrichissement en Azote et en Carbone contribue considérablement à l'augmentation de la dureté.

Une légère diminution de dureté a été constatée de part et d'autre de la sous-zone 3 qui est attribuée d'une part au grossissement de grain au niveau de la sous-zone 1 et à la présence de la ferrite en sous-zone 2 et d'autre part au revenu additionnel qu'a subi la sous-zone 4.

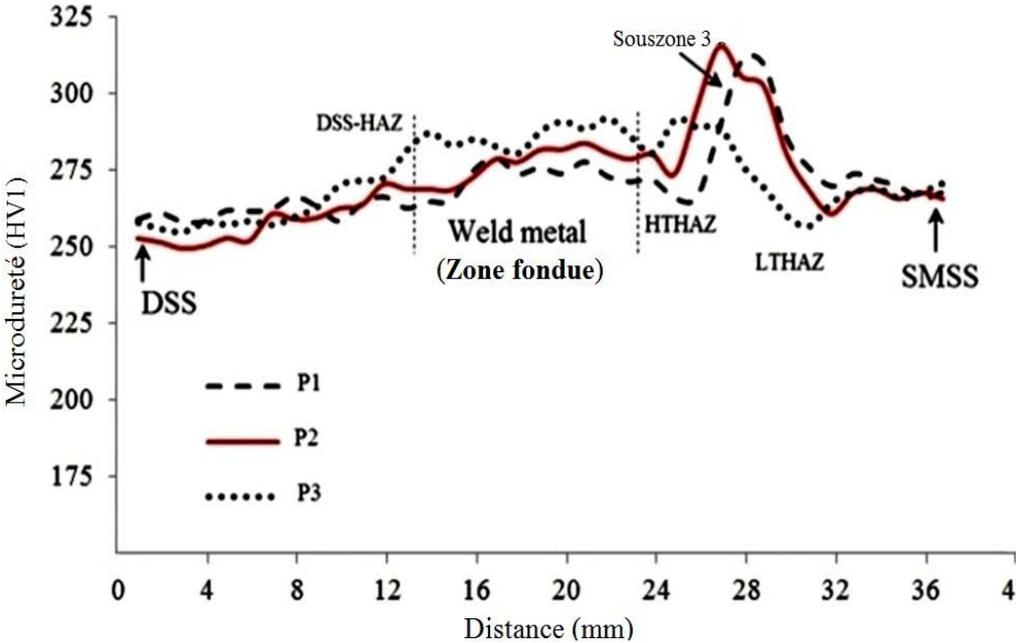


Figure 4.11. Profils de microdureté à travers le joint soudé.

4.2.2. Détermination des propriétés élastiques par Ultrasons.

Pour vérifier les ordres de grandeur des modules de Young, nous les avons estimés tout d'abord par une technique qui est indirecte et non destructive basée sur la technique des Ultrasons (UT). Les équations (16) et (17) donnent les expressions du module de Young (E) et du coefficient de Poisson (ν) en fonction des vitesses des ondes ultrasonores longitudinales et transversales (VL et VT) [61, 71]. Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 4.2

$$E = \frac{\rho \cdot V_T \cdot V_L \cdot (3 \cdot V_L \cdot V_L - 4 \cdot V_T \cdot V_T)}{(V_L \cdot V_L - V_T \cdot V_T)} \dots \dots \dots (16)$$

$$\nu = \frac{(V_L \cdot V_L - 2 \cdot V_T \cdot V_T)}{2(V_L \cdot V_L - V_T \cdot V_T)} \dots \dots \dots (17)$$

ρ: Masse volumique, VT: Vitesse de l'onde transversale, VL: Vitesse de l'onde longitudinale.

La figure 4.12 montre le signal d'une onde longitudinale obtenue du côté du matériau SMSS.

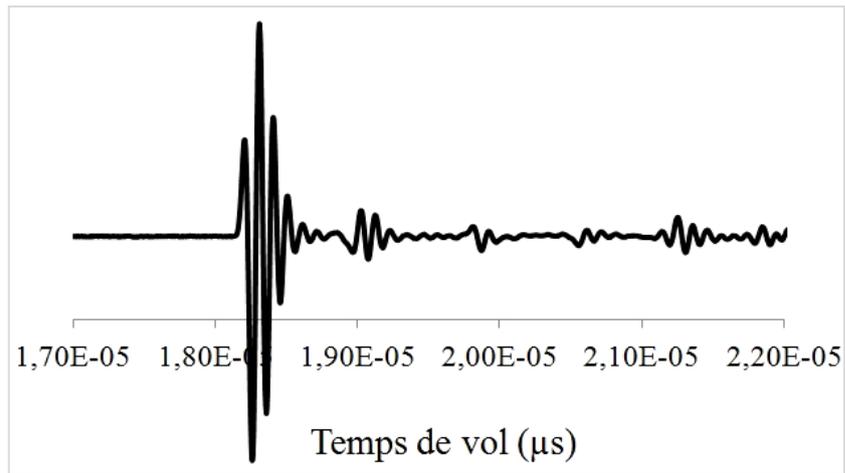


Figure 4.12. Exemple du signal US (onde longitudinale) obtenu sur le matériau SMSS

4.2.3. Propriété de traction

La figure 4.13 montre les courbes de traction conventionnelle obtenues par microéprouvettes ainsi que la courbe obtenue par l'éprouvette réduite (en noir) qui représente le comportement global de la soudure hétérogène. Pour toutes les éprouvettes réduites, la rupture a eu lieu au niveau du matériau de base SMSS avec une répartition non-uniforme de la déformation plastique le long de la zone utile.

Les régions qui ont encaissé le maximum de déformation plastique sont les deux matériaux de base DSS et SMSS. Les données numériques des différents résultats sont consignées dans le tableau 4.3. D'après les courbes de traction il est bien apparent que le DSS est plus susceptible à la déformation plastique par rapport aux autres régions de la soudure. L'éprouvette de traction réduite présente l'allongement le plus faible par rapport aux microéprouvettes excepté pour le matériau SMSS. Ceci peut être une indication à propos des propriétés mécaniques élevées des sous-zones des ZAT. Cependant ces propriétés ne peuvent pas être mesurées expérimentalement par essais de traction conventionnels à cause de leurs étendues qui sont très faibles.

4.2.3.1. Notion de Mismatching (local et global) et rapports de charges R_e/R_m .

D'autres investigations plus détaillées concernant l'hétérogénéité des propriétés mécaniques à travers le joint soudé peuvent être discutées en introduisant la notion de *Mismatching global* et *local*, (*global strength mismatch factor M*). Ce facteur est défini comme étant le rapport entre la limite élastique de la zone fondue à celle du métal de base pour le mismatching global, et du fait que le joint soudé contient deux matériaux de base, ce facteur doit avoir deux valeurs : l'une est

calculée par rapport au matériau de base duplex *DSS* ($M_{(WM/DSS)} = 1.25$) et l'autre est calculée par rapport au matériau de base *SMSS* ($M_{(WM/SMSS)} = 1.07$) (il est à noter que $M_{(WM/DSS)} > M_{(WM/SMSS)} > 1$).

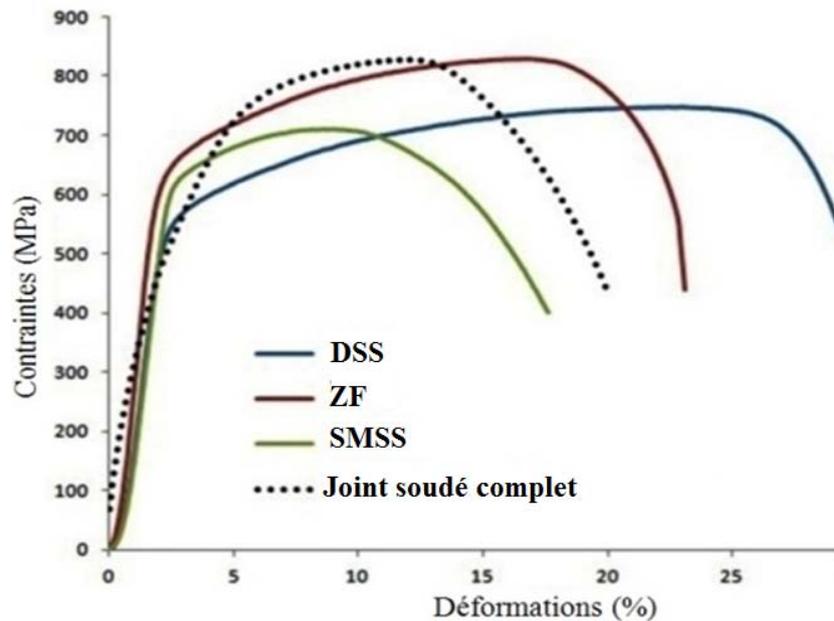


Figure 4.13. Courbes de tractions locales et globales obtenues par micro et mini-éprouvette (subsized)

Ces calculs permettent de statuer sur l'intérêt de l'utilisation du *SDSS* comme métal d'apport pour le soudage du 13 Cr *SMSS* avec le *DSS* 2205, il y a un effet d'overmatching qui est engendré ce qui assure une bonne tenue de la soudure. Ces résultats sont en bon accord avec des travaux publiés précédemment [72]. Le Mismatching local est défini par le rapport entre la limite élastique de la zone fondue à celle de la zone affectée thermiquement, il doit avoir lui-même deux valeurs, l'une par rapport à la *DSS* HAZ qui doit être en overmatching et l'autre valeur relative à la *SMSS* HAZ qui doit être en undermatching compte tenu des résultats des essais de dureté et sa relation proportionnelle avec les propriétés de traction.

Pour comparer l'aptitude à la déformation plastique des différentes régions, nous avons calculé les rapports des résistances (R) (*yield ratio*) des deux matériaux de base et la zone fondue. Ce rapport est considéré comme un bon indicateur de l'aptitude à la déformation plastique [29], il est défini par le rapport entre la limite élastique et la résistance à la traction du même matériau, plus le rapport (R) est faible plus le matériau est apte à la déformation. Les valeurs calculées du rapport R sont : 0.69, 0.85, 0.79 correspondant respectivement au *DSS*, *SMSS* et la *ZF*. Nous mentionnons que l'allongement de la *ZF* représente 75% de celle du *DSS* et 120% de celle du *SMSS*. Pour le *SMSS*,

la courbe de traction atteint rapidement son maximum (R_m) et entame la phase de striction localisée avant que le DSS arrive à 30% d'allongement uniforme total. Il est à noter donc que, comme première constatation concernant l'interaction entre les zones, le comportement global de la soudure hétérogène est principalement contrôlé par les deux matériaux de base DSS et $SMSS$. Le début de la plasticité (*onset yielding*) est contrôlé par le DSS tandis que la fin de la plasticité (*offset yielding*) défini par le seuil de résistance (R_m) est contrôlé par le $SMSS$.

Tableau 4.2. Valeurs des modules de Young obtenues par : US et jauge de déformation

		DSS	WM	SMSS
Modules de Young (GPa)	(Obtenus par jauges)	202	231	215
Modules de Young (GPa)	(Obtenus par US)	198	235	228
Coefficient de Poisson	(Obtenus par US)	0,26	0,25	0,28

Tableau 4.3. Résultats des essais de traction effectués sur microéprouvettes et éprouvette réduite

	Microéprouvettes			Eprouvette réduite
	DSS	WM	SMSS	Joint complet
Limite élastique- R_e 0.2% (MPa)	520	650	600	540
Résistance à la traction- R_m (MPa)	750	820	705	830
Allongements relatifs (%)	30	23	17.5	20
Ratio R_e / R_m	0.69	0.85	0.79	0.65
Indice d'écrouissage (n)	0.2	0.192	0.17	-
coefficient de résistance (k)	468	552	549	-

4.2.4. Propriétés de résilience et de ténacité

Les résultats de résilience (*Charpy V notch CVN*) sont présentés en figure 4.14, la zone fondue possède l'énergie d'impact la plus faible. Cette énergie est d'autant plus faible que la température d'essai est faible. Le DSS présente la valeur d'énergie la plus élevée qui est due à sa nature et sa structure en bande biphasée. L'énergie du $SMSS$ est légèrement inférieure à celle du DSS à cause de la structure martensitique mais elle reste toujours élevée par rapport à celle de la ZF et la zone affectée supermartensitique ($SMSS$ HAZ). Nous mentionnons que la présence de l'austénite résiduelle améliore la ténacité comme il a été rapporté par Carrouge et al [68]. Les deux zones affectées thermiquement sont situées à des niveaux moyens entre la ZF et les matériaux de base DSS et $SMSS$.

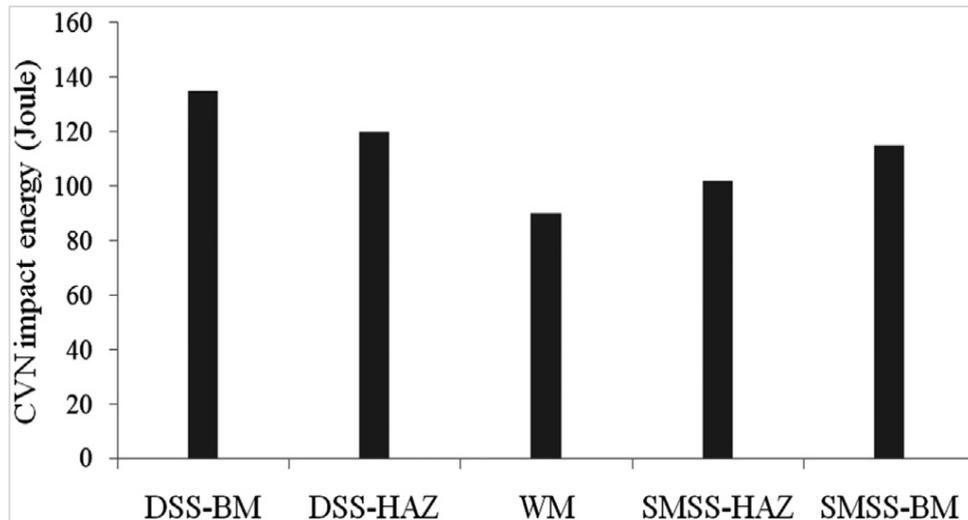


Figure 4.14. Résultats des essais de résilience.

D'après les relations 7, 8 et 9 présentées en chapitre 2, l'énergie d'impact est directement liée à la ténacité (KIC) des matériaux qui exprime la sensibilité à la l'endommagement brutal. Les équations sont :

$$\left(\frac{KIC}{\sigma_y}\right) = 5\left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0.05\right) \dots(18), \quad \left(\frac{KIC}{\sigma_y}\right)^2 = 1.37\left(\frac{CVN}{\sigma_y}\right) - 0.045 \dots(19), \quad \left(\frac{KIC}{\sigma_y}\right)^2 = 0.893\left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0.0291\right) \dots(20)$$

σ_y : Limite élastique

CVN : Energie d'impact Charpy

KIC : Ténacité.

Cette estimation des KIC concerne les régions qui ont fait l'objet de test par fatigue c.-à-d. les matériaux de bases et la zone fondue. La figure 4.15 montre un KIC estimé faible pour la zone fondue par rapport aux matériaux de base. Il apparait que les facteurs d'intensité de contraintes estimés à partir des énergies d'impact et les limites d'élasticité évoluent de la même façon que l'énergie d'impact et inversement par rapport à la limite élastique.

La figure 4.16 montre les niveaux des énergies d'impactes à basses températures des matériaux de base et de la zone fondue. Les deux matériaux de base conservent de bonnes propriétés de résilience dans une large gamme de température. Jusqu'à $-80^\circ C$ l'énergie d'impact reste supérieure à 60 joules pour le $SMSS$ et supérieure à 120 joules pour le DSS . Le DSS procure cette très bonne caractéristique de sa structure en bande constituée des deux phases ferrite / austénite combinées. A température ambiante le $SMSS$ lui aussi est caractérisé par une bonne résilience à cause de la structure fine et la présence de l'austénite. Cependant pour la zone fondue qui est produite avec le

métal d'apport superduplex (SDSS), nous constatons que cette propriété est étroitement liée à la température d'essai. Pour une baisse de température de l'ambiante à -80°C , la chute de l'énergie d'impact et drastique, elle est de l'ordre de 90 %.

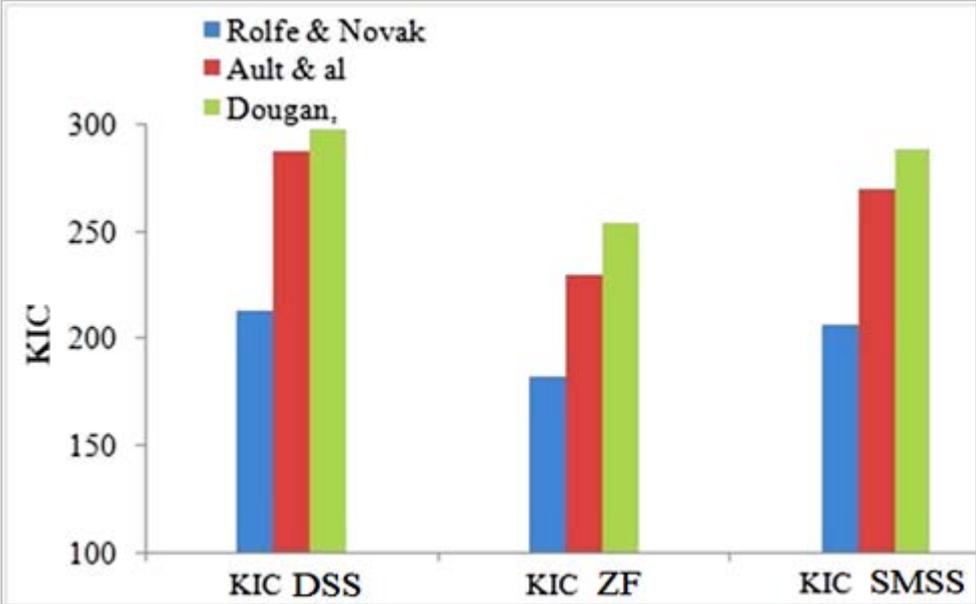


Figure 4.15. KIC estimé à partir des résultats des essais de résilience

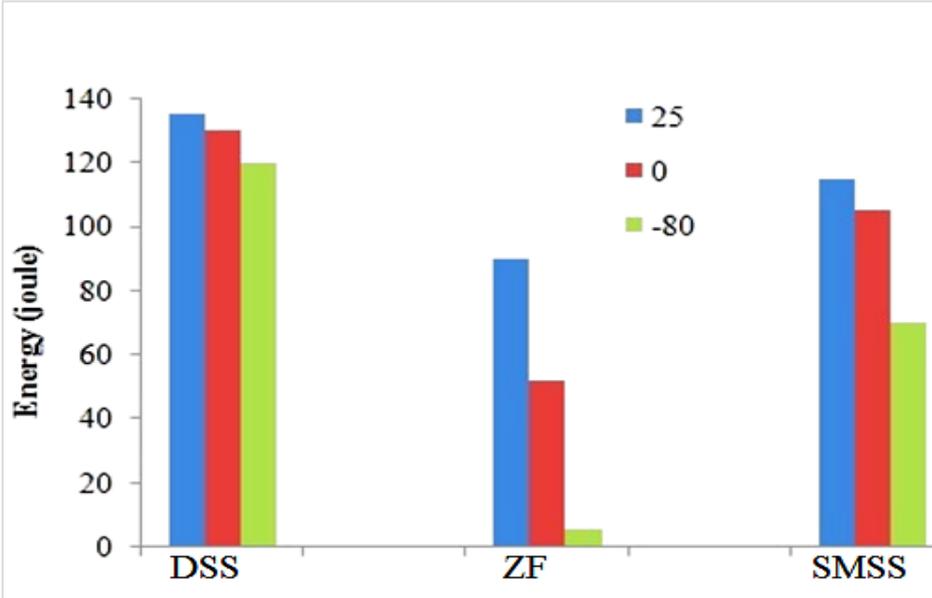


Figure 4.16. Energie de rupture et KIC estimés des matériaux de base et la zone fondue à basse température.

4.2.5. Comportement en fatigue de la soudure hétérogène

D'après les sections d'investigations structurales et mécaniques précédentes, il a été établi que le joint de soudure hétérogène *DSS / SDSS / SMSS* est caractérisé par des gradients importants de propriétés entre les différentes parties qui le constituent. Cette raison nous a motivé initialement à choisir la flexion rotative comme mode de sollicitation pour les essais de fatigue. Elle permet d'avoir différents niveaux de contraintes au niveau de la zone utile et minimise l'influence de l'accommodation plastique des zones les unes par rapport aux autres [73]. C-à-d. que les phénomènes de durcissement / adoucissement pour ce type de chargement cyclique ne sont pas très significatifs par comparaison à la traction-compression, ceci est dû à la surface réduite exposée à la contrainte maximale. Cette façon de procéder permet d'uniformiser le plus possible les résultats et le post-traitement des données.

Les résultats expérimentaux des essais de fatigues obtenus dans cette étude ont été effectués conformément aux configurations présentées en chapitre 4. Le tableau 4.4 présente les résultats des essais de fatigue effectués sur les éprouvettes coniques, la limite de fatigue obtenue est de 300 MPa correspondant à un nombre de cycle de 5×10^6 . Pour toutes les éprouvettes coniques la rupture a eu lieu au niveau de la zone fondue (*ZF*) au milieu de la partie conique (zone active), nous n'avons pas enregistré de rupture au niveau des matériaux de base ou des zones affectées thermiquement.

Tableau 4.4. Résultats des essais de fatigue effectués sur éprouvettes coniques

Eprouvettes conique	Contraintes calculés (MPa)	Nombres de cycles	Observation
Configuration1	275	$> 5 \times 10^6$	Non rompue
Configuration1	290	$> 5 \times 10^6$	Non rompue
Configuration1	305	2 442 303	Rupture partielle au niveau de la ZF
Configuration2	280	$> 5 \times 10^6$	Non rompue
Configuration2	290	$> 5 \times 10^6$	Non rompue
Configuration2	300	3 286 379	Rupture partielle au niveau de la ZF

La figure 4.17 a montre les courbes contraintes appliquées-nombres de cycles ou courbes d'endurance expérimentales des matériaux de base et de la zone fondue (*experimental S-N curves*) obtenues par les éprouvettes cylindriques. Les courbes sont ajustées et tracées sur une échelle semi-logarithmique. Des images comme exemples des éprouvettes coniques et cylindriques testées sont aussi présentées en figure 4.17 b. On note que pour les éprouvettes cylindriques les ruptures se sont toutes produites au niveau des épaulements à la contrainte appliquée maximale.

Les résultats des essais de fatigue présentent une légère dispersion surtout pour la zone fondue. Cette dispersion est l'une des caractéristiques des résultats de ce type d'essai, elle a comme origine, multiples facteurs qui influent sur l'initiation et la propagation des microfissures. Les résultats ont été ajustés sous formes de courbes d'endurance en utilisant la loi de puissance : $y = a \cdot x^b$ (où a , b sont les paramètres de fatigue ou les coefficients de *Basquin*) [74]. Globalement, pour les charges cycliques appliquées les plus fortes, les durées de vie sont faibles, au fur et à mesure que l'amplitude de la charge appliquée diminue, on tend vers les durées de vies les plus longues. Pour les deux matériaux de base, l'allure de l'ensemble des courbes d'endurance est semblable dans le domaine de durée de vie étudié. Nous avons constaté pour les charges élevées correspondantes aux durées de vie inférieures à 5×10^5 cycles les matériaux de bases et la zone fondue ont un comportement similaire malgré les différences qui existent entre eux sur plusieurs plans : structural, proportion des phases, constituants et morphologies.

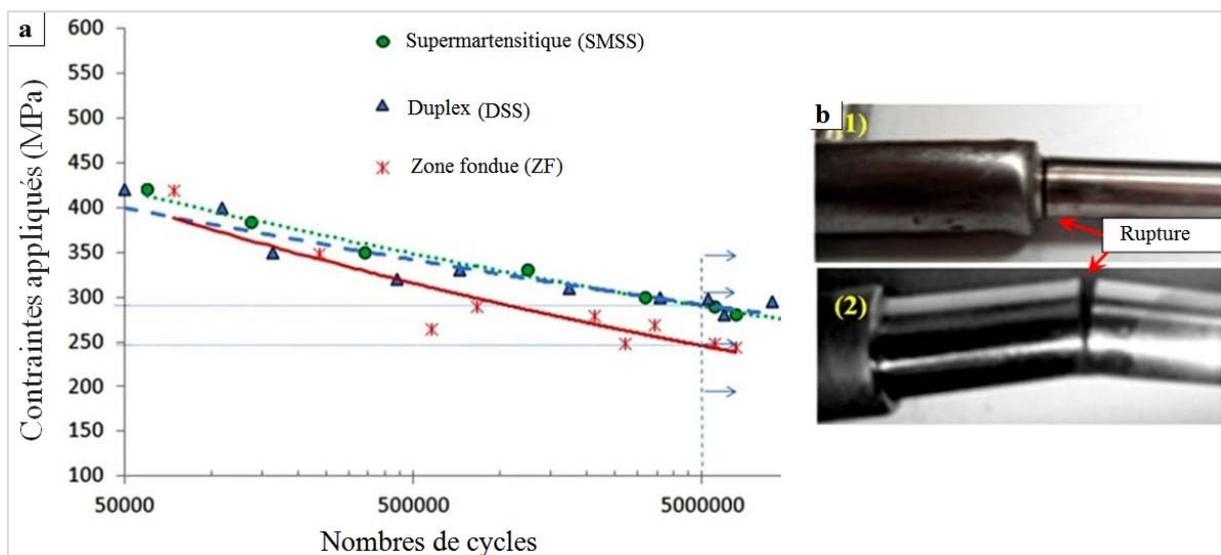


Figure 4.17. a) courbes d'endurance, b) ruptures par fatigue (1) éprouvette cylindrique, (2) éprouvette conique

Avec la diminution de la contrainte appliquée, la limite de fatigue de la *ZF* décroît plus rapidement que celle des matériaux de base jusqu'à 6×10^5 cycles (fig. 4.17 a). À ce stade les limites de fatigue de la *ZF* et les matériaux de base sont situés à 300 MPa et 250 MPa respectivement. Mais en examinant les deux extrémités de la courbe de la zone fondue, elle semble avoir deux comportements différents, pour les faibles charges, la zone fondue a l'endurance la plus faible, toutefois pour les niveaux de chargement les plus élevés elle résiste mieux, c.-à-d. que son

comportement devient semblable aux cas de sollicitations statiques. Ce basculement de comportement de la zone fondue s'avère évident, compte tenu des résistances mécaniques et des duretés des différentes zones enregistrées à travers le joint soudé. La fatigue à grands nombres de cycles est contrôlée par le comportement élastique du matériau, par contre en fatigue *oligocyclique* (chargements élevés et faibles durées de vie) une déformation plastique macroscopique se produit à chaque cycle, la résistance à la fatigue est contrôlée principalement par le comportement plastique du matériau [34-75].

Nous avons constaté que l'endurance obtenue pour les éprouvettes coniques est supérieure à celle obtenue pour les éprouvettes cylindriques. Pour les éprouvettes coniques, la partie utile comporte toutes les zones du joint soudé et sa conicité permet l'exposition de toutes ces zones au même moment de flexion, par conséquent la contrainte nominale appliquée est uniformément répartie le long du joint de soudure. Cependant, la situation est différente pour les éprouvettes cylindriques, il n'y a pas de contrainte nominale et un maximum de contrainte se situe au niveau de l'épaule. Cette différence entre les limites d'endurance obtenues pour la ZF à partir des deux géométries conique et cylindrique peut être expliquée en introduisant le concept du facteur de concentration de contraintes en chargements statiques et cycliques. Peterson [40] a défini deux facteurs : le facteur de concentration de contrainte élastique (K_t) et le facteur de réduction de résistance à la fatigue (K_f). Le K_t se définit par le rapport entre la contrainte maximale calculée en cas de présence de concentrateur de contrainte à la contrainte nominale dans le cas où elle est uniformément répartie (absence de concentrateur). Ce facteur dépend uniquement de la configuration géométrique et du mode de chargement. Pour les éprouvettes cylindriques, les matériaux de base et la zone fondue possèdent la même valeur du K_t qui est de 1,3 conformément aux abaques de Peterson. Le facteur K_f est défini par le rapport entre la limite à la fatigue en cas d'absence d'entaille à celle en cas d'éprouvette entaillée :

$$K_f = \sigma_{dunotched} / \sigma_{dnotched} \dots\dots\dots (21)$$

On considère que l'éprouvette conique représente le cas d'absence d'entaille puisque d'une part, due à la conicité cet état est analogue à celui d'une répartition uniforme de la contrainte appliquée et d'autre part toutes les ruptures ont eu lieu au milieu de la partie conique au niveau de la zone fondue.

Quant aux éprouvettes cylindriques, elle représente le cas d'une géométrie avec présence d'entaille. Nous obtenons ainsi :

$$K_{f \text{ experimental (WM)}} = (300/250) = 1.2$$

Ce facteur reflète le taux de réduction de la limite de fatigue (due à la présence de concentrateur de contrainte) et non pas un coefficient de correction de la contrainte actuelle appliqué.

Le facteur K_f peut varier entre l'unité et le facteur K_t ($1 < K_f < K_t$). L'expression reliant les deux facteurs K_t et K_f est donnée par l'équation 22. Cette équation fait intervenir le facteur de sensibilité à l'entaille (q) qui varie entre 0 et 1 (pour les matériaux non sensibles à l'entaille $K_f=1$ et pour les matériaux qui sont très sensibles à l'effet d'entaille le $K_f = K_t$)

$$q = (K_f - 1) / (K_t - 1) \dots \dots \dots (22)$$

Il a été établi [40, 76] que le facteur de sensibilité à l'effet d'entaille dépend des propriétés de traction du matériau et du rayon de l'entaille.

$$q = 1 / (1 + (a_p / \rho)) \dots \dots \dots (23)$$

a_p constant liée au matériau:

$$a_p = 0.0254 \times (2079 / \sigma_u)^{1.8} \dots \dots \dots (24)$$

ρ rayon d'entaille et $\sigma_u = Rm$ Résistance à la traction.

$$\text{D'après l'équation (22) : } K_f = q \times (K_t - 1) + 1 \dots \dots \dots (25)$$

Les valeurs de K_f pour les matériaux de base et la zone fondue sont calculées en utilisant les équations 23, 24 et 25 :

$$\text{Donc : } K_{f(DSS)} = 1,278, K_{f(SMSS)} = 1,275, K_{f(WM)} = 1,281.$$

Par conséquent les limites de fatigue nominales des régions DSS, SMSS et ZF sont calculées d'après les résultats expérimentaux et l'équation 21 comme suit :

$$\sigma_{d \text{ unnotched}} = K_f \times \sigma_{d \text{ notched}} \dots \dots \dots (26)$$

$$\sigma_{d \text{ unnotched}(DSS)} = K_{f(DSS)} \times \sigma_{d \text{ notched}(DSS)} = 383,37 \text{ MPa.}$$

$$\sigma_{d \text{ unnotched}(SMSS)} = K_{f(SMSS)} \times \sigma_{d \text{ notched}(SMSS)} = 382,65 \text{ MPa}$$

$$\sigma_{d \text{ unnotched}(WM)} = K_{f(WM)} \times \sigma_{d \text{ notched}(WM)} = 320,24 \text{ MPa}$$

Dans notre cas, il paraît que les deux matériaux de base se situent relativement au même niveau d'endurance. La zone fondue quand à elle, malgré sa remarquable résistance en traction elle est moins résistante en fatigue à grands nombres de cycles par comparaison au autres zones du joint soudé, il en découle que la résistance à la fatigue de la soudure hétérogène est contrôlée globalement par la zone fondue. Il semblerait que dans ce type de soudure, en sollicitation par fatigue à grands nombres de cycles, la zone fondue obéit à la théorie du maillon le plus faible (WLT : weak link theory) [77]. Cette théorie présente les problèmes de rupture comme dans le cas

d'une chaîne formée de maillons, où l'endommagement de l'ensemble est tributaire de celui du maillon le moins résistant.

On peut attribuer cette sensibilité de la zone fondue à l'endommagement par fatigue à plusieurs facteurs : La nature brute de solidification, la dureté élevée par rapport aux matériaux de base, la plasticité et aux aspects de préparation des éprouvettes (géométrie, rugosité). À grand nombre de cycles pour des charges voisines de l'endurance, la sensibilité à l'initiation des fissures est inversement proportionnelle à la dureté, à l'opposé de la propagation ce qui favorise une propagation rapide de fissure dans cette région indépendamment de la sensibilité à l'initiation. Compte tenu de la proportionnalité entre l'énergie d'impacte et la ténacité, la zone fondue reste la plus susceptible à la propagation brutale de fissures et par conséquent à l'endommagement rapide. De même, l'accumulation des contraintes résiduelles qui sont emmagasinées d'une manière non uniforme dans chaque zone lors du soudage due aux cycles thermiques peut provoquer l'initiation prématurée des fissures tel que mentionné par Akselsen et al [78].

4.3. Examen des faciès de rupture

La figure 4.18 (a-c) montre les faciès de rupture par fatigue des matériaux de base *DSS*, *SMSS* et de la zone fondue. Il a été observé que les matériaux de base présentent les mêmes mécanismes d'endommagement par fatigue en flexion rotative. La rupture a commencé par une initiation à la périphérie de l'éprouvette (diamètre extérieur) où la contrainte calculée est au maximum. En examinant la figure 4.19 a' qui représente un agrandissement de la partie encadrée en figure 4.19 a nous observons une coexistence de trois modes de rupture. Ces modes sont illustrés par un agrandissement plus important en figure 4.19 et repérés par les régions encadrées (1), (2) et (3) dans la même figure. La figure 4.19 b représente un faciès de rupture fragile transgranulaire caractérisé par des plans de clivage accompagnés par une légère déformation plastique ; les flèches indiquent la présence des microfissures. La figure 4.19 c montre des stries de fatigue concentriques, cette striation est caractéristique des faciès de rupture par fatigue, elle sépare en général les deux modes de rupture ductile et fragile et indique le sens de propagation de la rupture. L'origine de ces stries peut être expliquée par l'accélération et la décélération de la propagation de la rupture pendant le chargement cyclique.

Sur la figure 4.19 d nous distinguons bien les cupules et les porosités qui sont des signes de la déformation plastique et la rupture ductile. Dans cette région la borne supérieure de la contrainte cyclique locale en valeur absolue a dépassé la limite élastique de la zone en question.

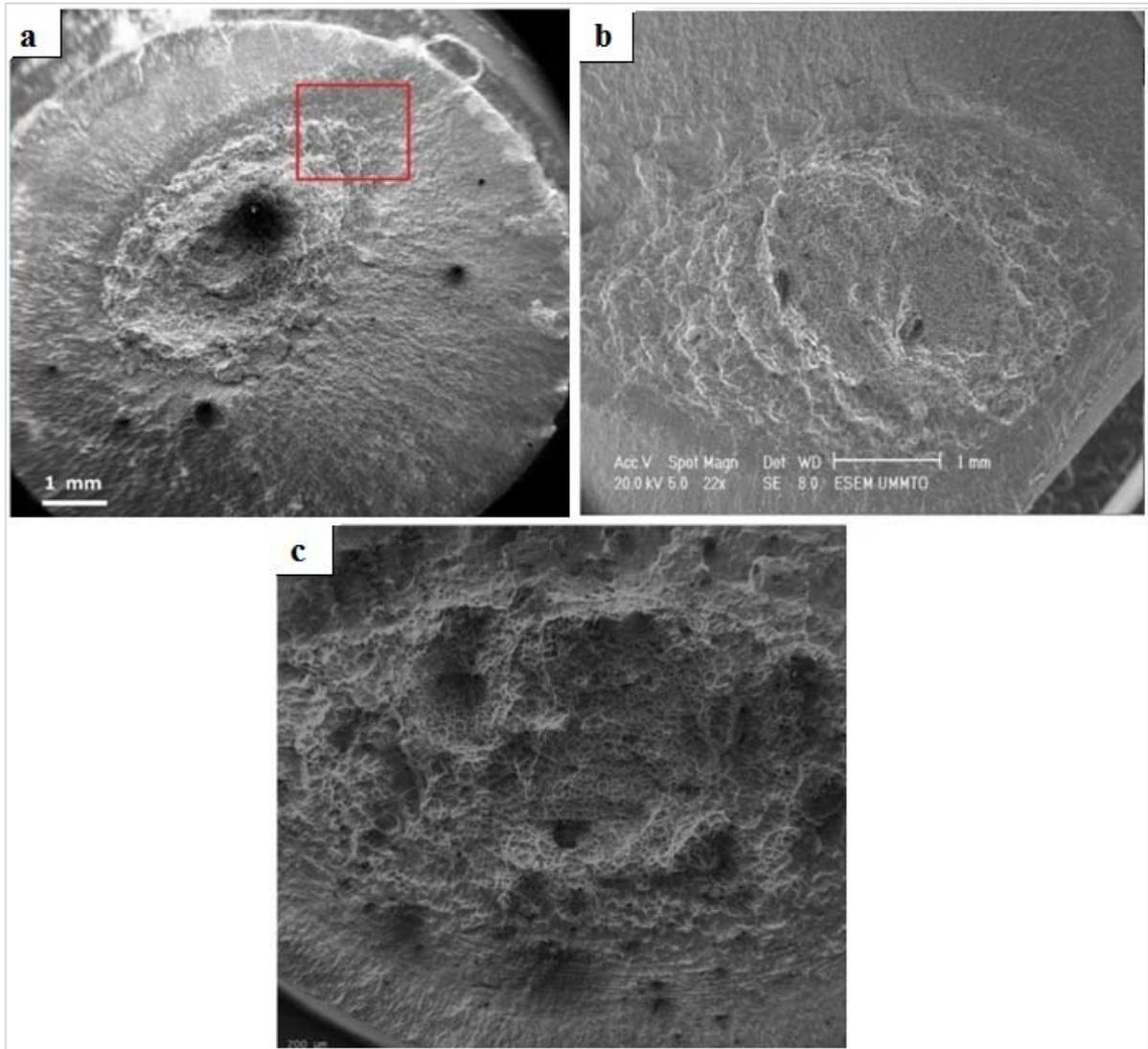


Figure 4.18. a, b, c. Faciès de rupture des éprouvettes de fatigue.

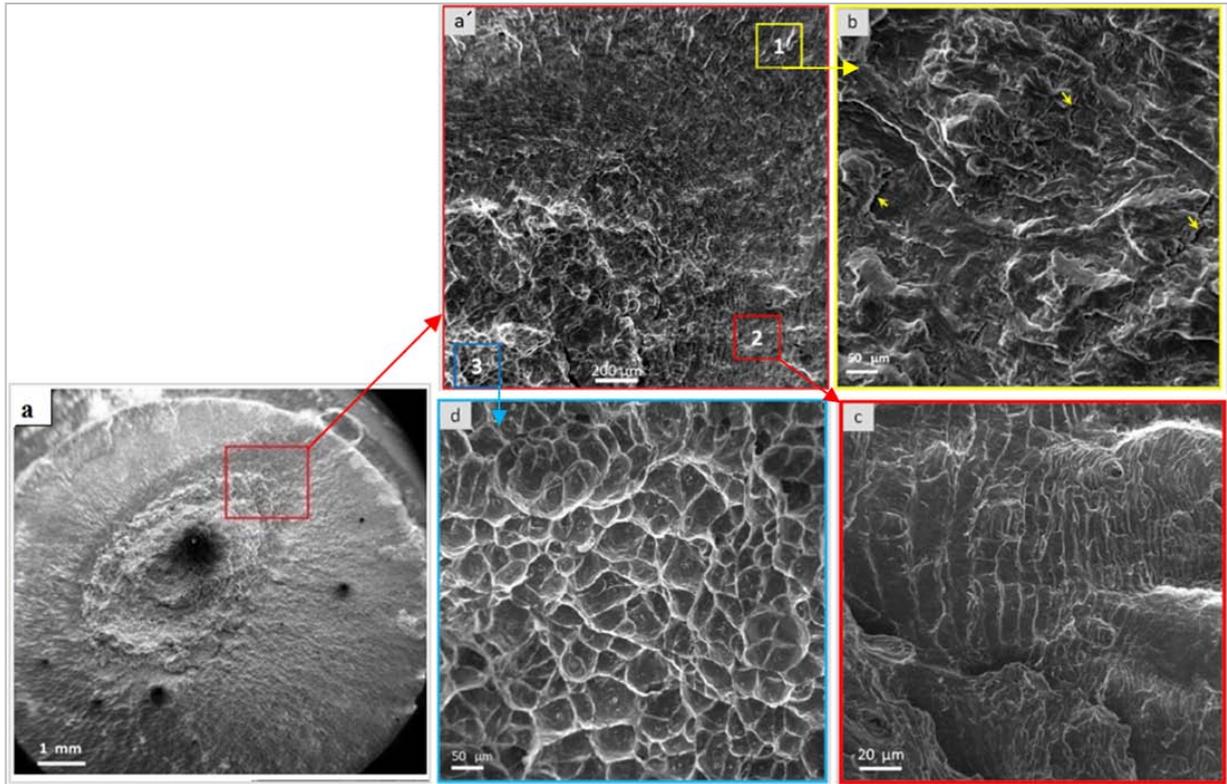


Figure 4.19. a, b, c, d : Détails des faciès de rupture.

4.4. Estimations des propriétés de fatigue à grands nombres de cycles

Comme cette étude s'intéresse au domaine de fatigue à grand nombre de cycles, les deux paramètres qui nous intéressent sont : le coefficient de résistance à la fatigue (σ_f) et l'exposant de résistance à la fatigue (b), se sont les deux paramètres caractéristiques du premier terme de l'équation de *B-C-M* [42]. Ces deux paramètres sont donnés par des expressions analytiques en fonction de la dureté et des propriétés de traction. Le tableau 4.5 présente les modèles des expressions analytiques adoptées et le tableau 4.6 présente les valeurs numériques correspondantes. L'avantage de ces modèles empiriques est qu'ils ne nécessitent que le module d'élasticité, la résistance à la traction et la dureté Brinell comme données d'entrées. Ces types de modèles permettent le passage de propriétés en sollicitations statiques aux propriétés en sollicitations cycliques. On note que la dureté et la traction sont elles-mêmes reliées par des relations analytiques avec un très bon rapport de corrélation [79].

Tableau 4.5. Expressions des propriétés obtenues par différentes méthodes

	Méthodes	σ'_f	b
R&F	Direct hardness method (Rossel & Fatemi) [43]	4,25 HB + 225	-0,09
MUS	Modified Universal Slope method (Muralidharan-Manson) [44]	$E * 0,623 * (\sigma_u / E)^{0,832}$	-0,09
Mitch	Mitchell's model [44]	$R_m * 345$	$-1/6 * \text{Log} [2(\sigma_u * 345) / \sigma_u]$
UML	Uniform Material Law (Baumel-Seegeer) [44]	$1,5 * R_m$	-0,087

Tableau 4.6. Propriétés de fatigue à grand nombre de cycles obtenues pour les matériaux de base et la zone fondue

	DSS		ZF		SMSS	
	σ'_f	b	σ'_f	b	σ'_f	b
Expérimental	849,67	-0,069	1301,55	-0,108	1000,80	-0,080
R&F	1202,50	-0,090	1308,75	-0,090	1257,75	-0,090
MUS	1192,31	-0,090	1328,54	-0,090	1155,01	-0,090
Mitch	1095,00	-0,078	1165,00	-0,079	1050,00	-0,076
UML	1125,00	-0,087	1230,00	-0,087	1057,50	-0,087

La figure 4.20 montre les courbes d'endurances expérimentales et les courbes estimées, les courbes expérimentales sont positionnées au plus bas niveau par rapport aux courbes obtenues à partir des modèles. Ce fait laisse suggérer que pour les mêmes durées de vies, les contraintes cycliques réelles appliquées sont inférieures à celles estimées par les modèles. Ceci peut avoir comme origine l'effet de concentration des contraintes au niveau de l'épaulement des éprouvettes de fatigue, ce facteur n'est pas pris en charge par les modèles. Les contraintes au niveau de l'épaulement sont plus élevées par rapport au reste de la section active de l'éprouvette. De plus, pour des durées de vies plus faibles (inférieur à 10^4 cycles) la courbe d'endurance expérimentale relative à la zone fondue se rapproche de plus en plus des deux matériaux de bases duplex et supermartensitique. Pour des charges cycliques élevées, (dans notre cas pour des charges voisines de 400 MPa) la zone fondue et les deux matériaux de base se comportent de manière relativement similaire. Cela peut vouloir dire que la soudure se comporte de manière différente dans les deux domaines de fatigue, à grands ou à faibles nombres de cycles. A grands nombres de cycles la résistance à la fatigue est contrôlée par la zone fondue, elle est considérée comme maillon faible, tandis-que à faibles durées de vie (domaine oligocyclique) le comportement tend à se rapprocher de celui des deux matériaux de base (duplex et supermartensitique).

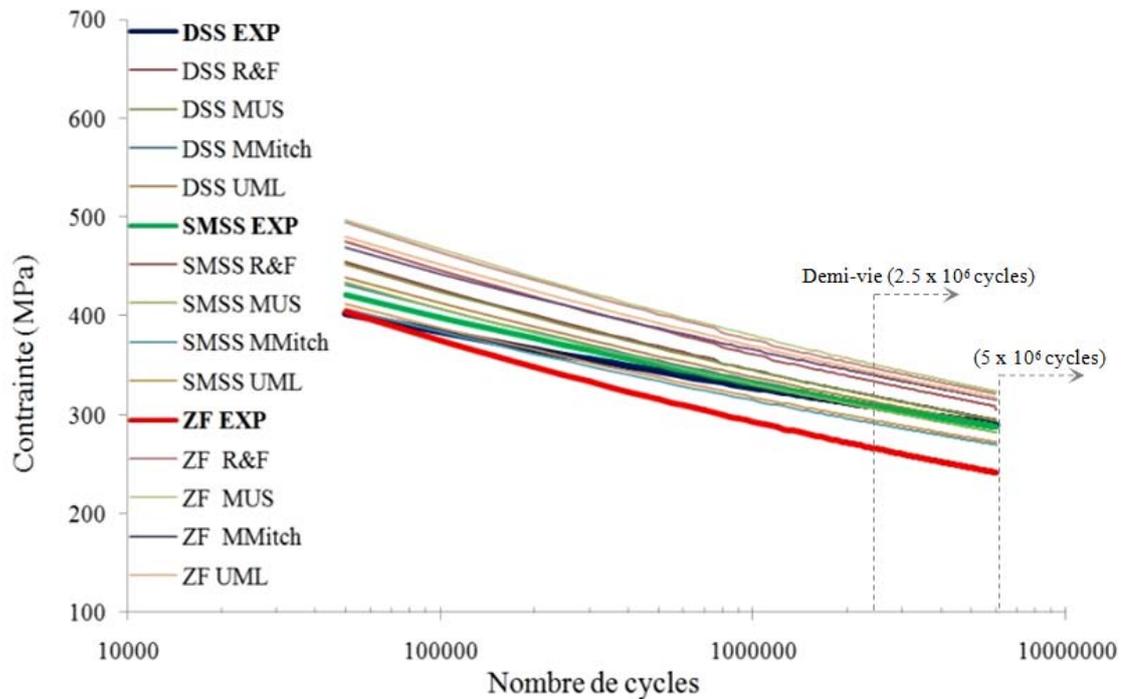


Figure 4.20. Résultats des courbes d'endurance estimées et Expérimentales

La figure 4.21 présente les ratios des valeurs des courbes d'endurances obtenues par les quatre modèles par rapport à celles obtenues expérimentalement par les essais de fatigue. Pour les deux matériaux de base une bonne corrélation a été obtenue entre les courbes estimées et expérimentales, contrairement à la zone fondue qui a présenté une divergence. Cette divergence entre les valeurs estimées et expérimentales pour la zone fondue peut être expliquée par sa nature dendritique brute de solidification. Pour les zones fondues il est prétendu généralement qu'elles obéissent aux mêmes processus de solidification que les alliages moulés (*castings*). Le passage rapide de l'état liquide à l'état solide entraîne en général des micro-ségrégations d'éléments d'additions, des microfissures ou même des inclusions non-métalliques. Tous ces facteurs affectent la résistance à la fatigue.

De plus, les contraintes résiduelles internes peuvent atteindre le niveau de la limite élastique. Ces contraintes, une fois ajoutées aux contraintes cycliques, font accroître considérablement l'amplitude de la contrainte équivalente appliquée. La restriction ici est que ces méthodes analytiques ont été validées pour des matériaux homogènes uniformes, et elles ne sont pas directement applicables aux zones fondues des soudures. A grands nombres de cycles, la rupture est produite par une micro-plasticité locale qui dépasse le seuil de résistance du matériau ce qui entraîne l'initiation des microfissures. La phase d'initiation représente 90 % de la durée de vie totale. Une fois les microfissures sont initiées, la propagation et la rupture totale parvient très rapidement.

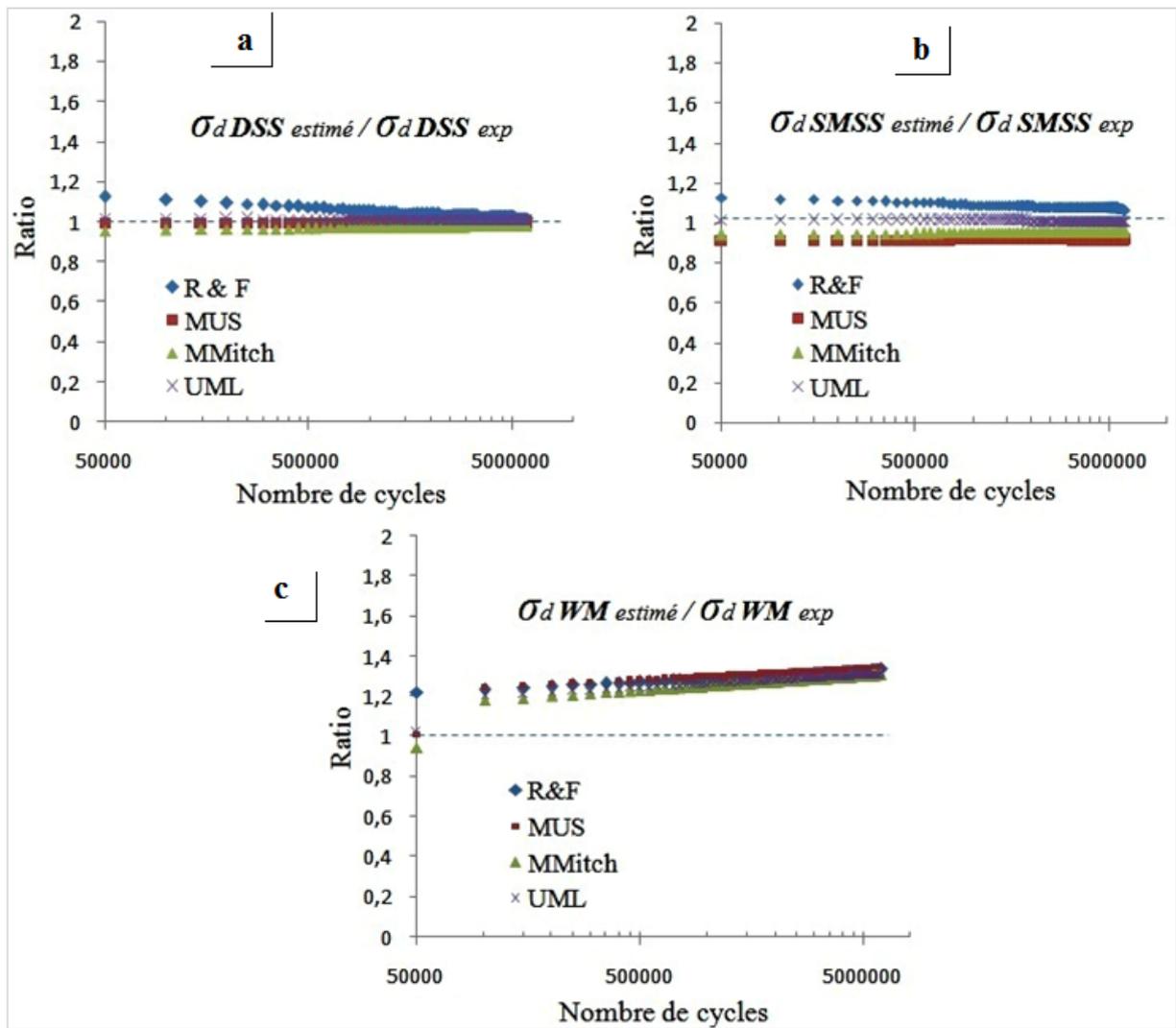


Figure 4.21. Rapports des résultats d'endurances (Estimés / Expérimentaux) des matériaux de base (a) et (b), et de la zone fondue (c).

Dans ce chapitre nous avons cerné la caractérisation du joint soudé hétérogène étudié. Sur le plan structural, un gradient important dans les propriétés structurales a été révélé à travers le joint soudé. L'examen des zones affectées thermiquement a confirmé ce constat avec l'apparition de plusieurs sous-zones du côté SMSS et du côté DSS-ZAT qui est constitué de la sous-zone de surchauffe et la sous-zone de recuit partielle. Sur le plan mécanique, mise à part la sous-zone 3 du côté SMSS-ZAT la dureté semble relativement régulière avec une légère augmentation de la dureté au niveau de la zone fondue du fait de sa nature dendritique, cet aspect est en bonne conformité avec les essais de résilience. Mais malgré cela, comme la dureté ne donne pas d'indication exacte sur le comportement plastique. Il s'est avéré d'après les essais de traction que ce sont les deux matériaux de base qui contrôlent le comportement global de la soudure avec une aptitude à la déformation plastique plus importante du côté DSS comparativement au SMSS. Les essais de fatigue nous ont permis de localiser la partie considérée comme maillon faible en sollicitations cycliques et qui est la zone fondue.

Chapitre 5

5. Apport de la technique de mesure des champs de déformation et simulation numérique

5.1. Essai de traction avec mesure de champs de déformation

5.1.1. Eprouvette multizone 1 (MZ1)

La figure 5.1 montre en perspective une cartographie de la déformation longitudinale (ϵ_x) sur laquelle apparaissent les isolignes de déformation (iso-valeurs) délimitant les frontières des niveaux de déformation ainsi que les vecteurs déplacements en direction du sens de chargement. Cette cartographie correspond à 41 % de déformation globale relative. Nous apercevons la zone utile complète, elle contient toutes les parties constitutives de la soudure à savoir les deux matériaux de base, les zones affectées thermiquement et la zone fondue. Nous apercevons pareillement deux localisations situées au niveau des matériaux de base DSS et SMSS

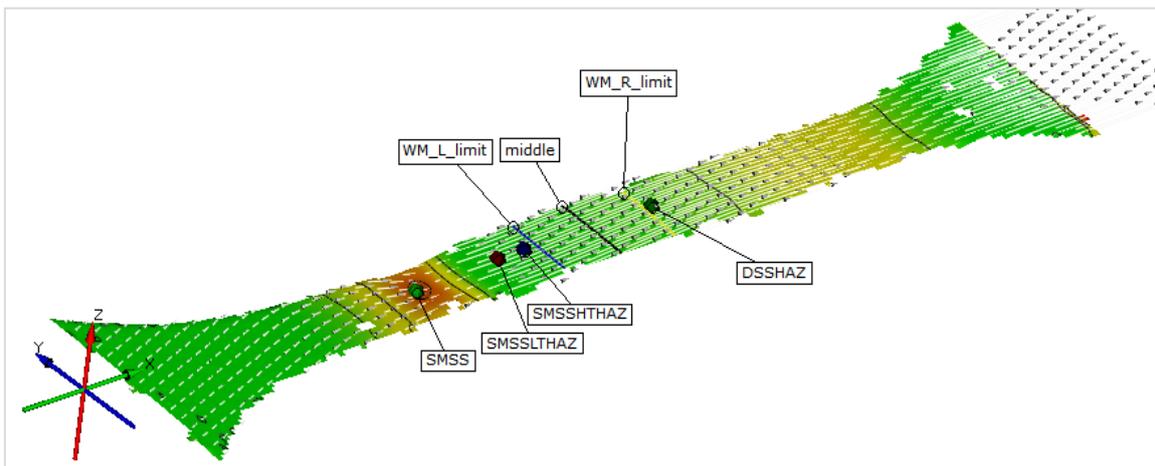


Figure 5.1. Cartographie de déformation du joint soudé hétérogène

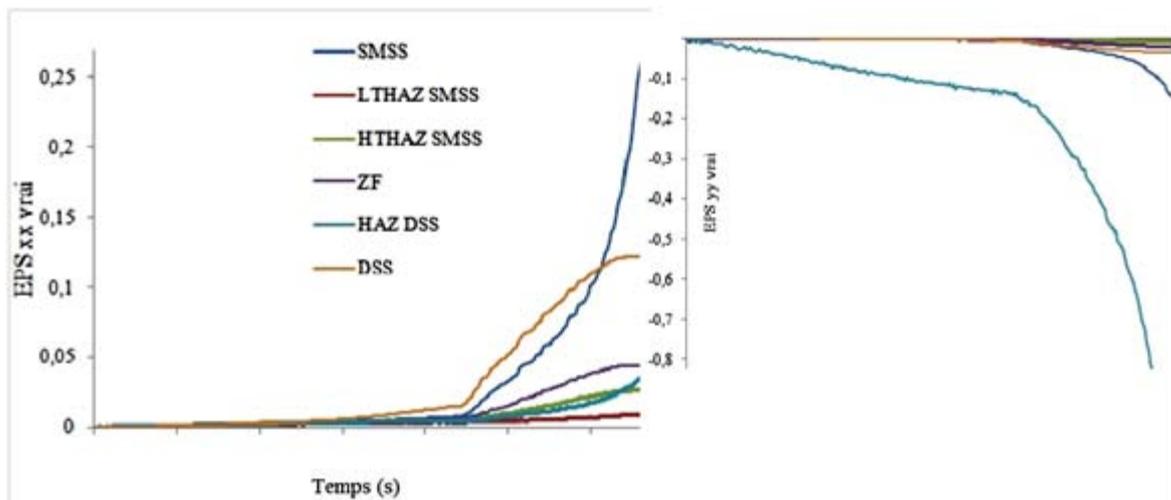


Figure 5.2. Evolution des déformations longitudinale (ϵ_x) et transversal (ϵ_y)

La figure 5.2 montre l'évolution des déformations longitudinales et transversales en fonction du temps. La non-homogénéité des déformations entre les différentes zones apparaît clairement dans les deux sens.

5.1.2. Comportement global et local

Le comportement global du joint soudé donné par la machine de traction et ARAMIS sont présentés par la figure 5.3. Au cours du chargement, l'effort (F) est considéré constant le long de la zone utile. Les courbes contrainte-déformation vraies locales relatives aux différentes zones sont obtenues par le rapport de l'effort appliqué (F) aux sections instantanées correspondantes. En utilisant la notion de conservation de volume (*Assumption of volume constancy*), les rétrécissements en épaisseur et en largeur peuvent être obtenus par les relations suivantes :

$$\varepsilon_z = -(\varepsilon_x + \varepsilon_y) \dots\dots\dots(27)$$

$$A = L_0 \times e^{\varepsilon_y} \dots\dots\dots(28)$$

$$ep = ep_0 \times e^{\varepsilon_z} \dots\dots\dots(29)$$

$$S_i = A_i \times ep_i \dots\dots\dots(30)$$

$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$: Déformations respectives dans les sens longitudinal, transversal (largeur) et normal (épaisseur),

A_0, ep_0, A, ep : largeur et épaisseur initiales et actuelles, S_i : section locale.

Les relations précédentes permettent l'obtention de l'évolution instantanée des sections locales (S_i).

$$\sigma_i = \frac{F}{S_i} \dots\dots\dots(31)$$

F : force appliquée, σ_i : contrainte locale.

La courbe de traction rationnelle (vraie) donnée par la machine MTS a été déduite à partir des deux relations :

$$\varepsilon_{vraie} = \ln(1 + \varepsilon_{relative}) \dots\dots\dots(32)$$

$$\sigma_{vraie} = \sigma_{relative}(1 + \varepsilon_{relative}) \dots\dots\dots(33)$$

Où $\sigma_{relative}$ et $\varepsilon_{relative}$ représentent respectivement la contrainte et la déformation conventionnelles.

Sur la figure 5.3, les limites à la rupture pour les deux courbes apparaissent au même niveau, de même pour l'instant où la vitesse a été augmentée. La seule différence entre les deux courbes concerne les modules de Young moyens. Nous remarquons que les deux pentes des parties élastiques sont différentes, celle donnée par la machine est plus faible. Le module

obtenu par mesure de champs est situé dans une limite de gamme acceptable ($E_{ARAMIS} = 195 \text{ GPa}$). Cette non-cohérence des module *Machine / ARAMIS* est due au fait que le module global donné par la machine englobe l'effet de la raideur de la machine et rigidité des mors, cependant, par corrélation d'image les mesures sont effectuées d'une façon précise et sélective sur la zone utile sélectionnée sans inclure la raideur de la machine ou les mors de fixation ainsi que le reste de l'éprouvette hors champ de mesure par corrélation d'image.

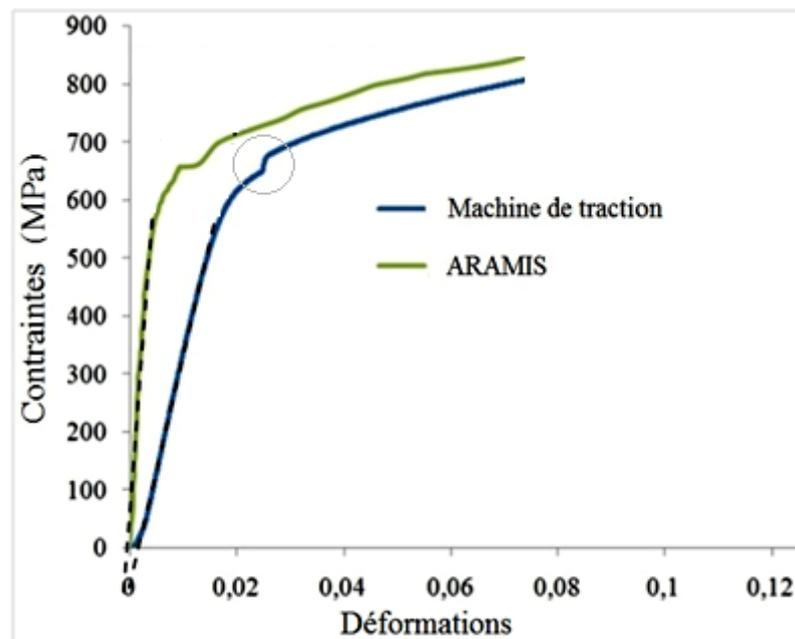


Figure 5.3. Courbes de traction globale rationnelles et point de changement de vitesse

La figure 5.4 présente les mêmes courbes rationnelles (contraintes – déformations) locales et la courbe de la zone utile totale (multizone) obtenues par *CIN* et la machine de traction. Nous constatons que la partie utile de l'éprouvette est considérée elle-même comme constituée de six sous-zones utiles de longueurs différentes, où chacune d'entre elles évolue différemment des autres compte tenu de ses caractéristiques mécaniques locales. Sur cette figure, les courbes relatives aux zones affectées thermiquement et la zone fondue sont situées en positions supérieures, ce sont les régions les plus rigides, ce qui est en accord avec les mesures des duretés moyennes par zone et les microéprouvettes de traction. Pour bien comprendre le comportement hétérogène du joint soudé et l'interaction entre les différentes zones et sous-zones, nous présentons les résultats des essais de traction effectués par les microéprouvettes présentés et discutés dans le chapitre précédent. Ces tests permettent d'expliquer le scénario et le déroulement de l'essai. A titre de comparaison, nous les avons présentés avec les courbes obtenues par *CIN* sur la même figure 5.5. A première vue, les pentes des parties élastiques des microéprouvettes sont faibles par rapport à ceux obtenues par

ARAMIS. Concernant la zone fondue, sa courbe est toujours située en position supérieure. Et pour les matériaux de base *DSS* et *SMSS*, nous constatons que l'intersection des deux courbes a eu lieu au même niveau (contrainte / déformation). Pour les modules de Young, la même constatation que précédemment est perceptible.

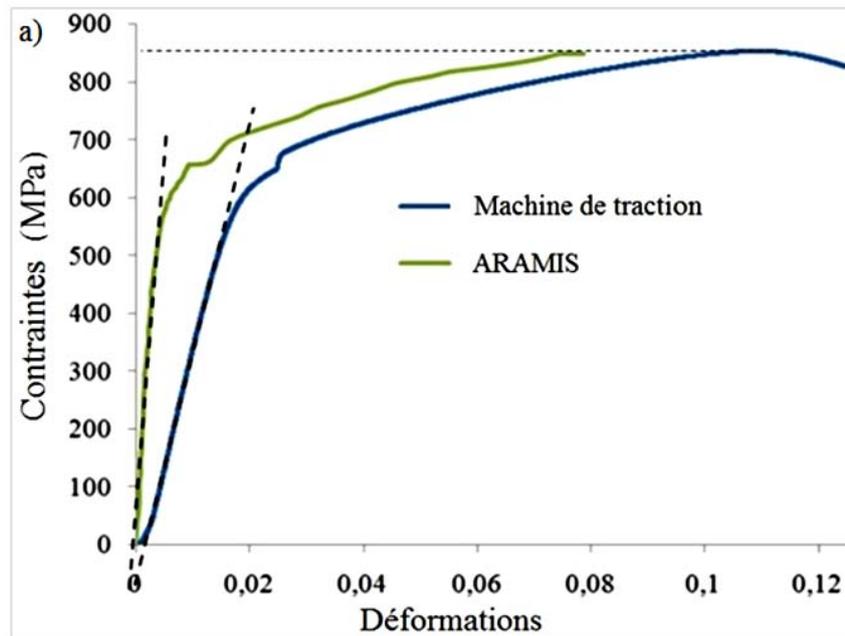


Figure 5.4. Courbes de traction globale rationnelles obtenues par ARAMIS et par machine de traction (MTS)

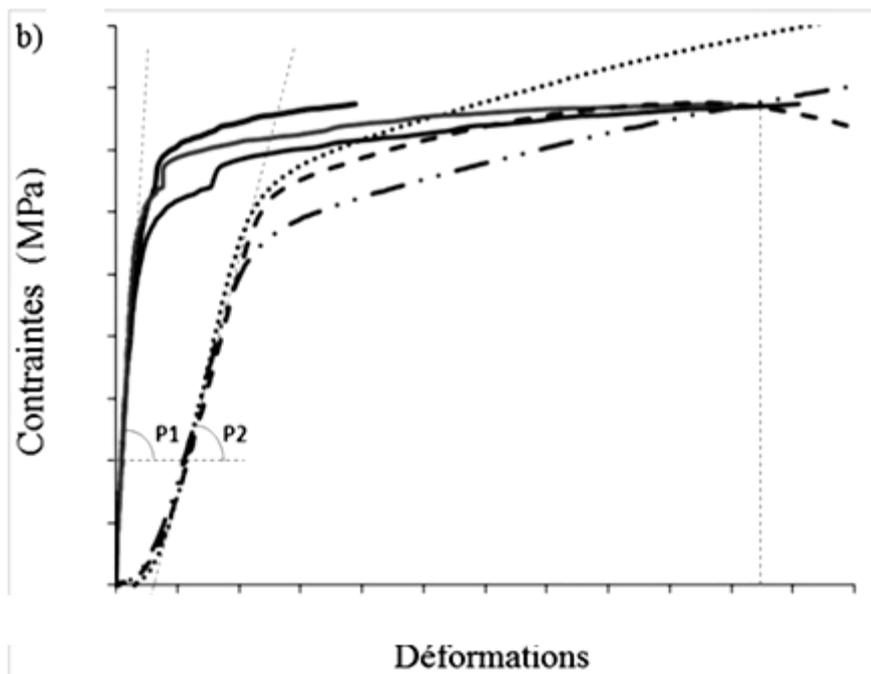


Figure 5.5. Courbes de tractions vraies obtenues par ARIMIS et microépreuves.

Pour l'estimation des modules de Young, une bonne concordance a été obtenue entre les trois techniques utilisées : *ARAMIS*, *jauges de contrainte* et *Ultrasons*. Cette cohérence est attribuer au fait que les déformations mesurées par ces techniques sont locales et proviennent seulement des zones en question et ne font pas intervenir les raideurs des mors de fixation ou de la machine.

Tableau 5.1. Valeurs du module de Young obtenue par *ARAMIS*

	Joint complet
Module de Young (GPa) (Obtenue par ARAMIS)	195

5.1.3. Profils de déformation sur la section longitudinale

Pour bien visualiser l'évolution de la déformation à travers toute la zone utile, le logiciel *ARAMIS* offre la possibilité de superposer tous les profils de déformation qui ont été enregistrés à chaque instant durant l'essai de traction et à travers toute la section. La figure 5.6 montre les profils de déformation longitudinale (ϵ_x) le long de la section de l'éprouvette multizone MZ1. Sur cette figure on remarque bien l'hétérogénéité de la déformation et la contribution des différentes zones dans le comportement global du joint soudé. Les deux localisations de déformation apparaissent clairement de part et d'autre de la zone fondue au niveau des matériaux de base (*DSS*, *SMSS*). La hauteur (H) désigne les états de déformation ayant eu lieu après équivalence des déformations entre les matériaux de base *DSS* et *SMSS*. Toute cette hauteur (H) est relative au phénomène de striction localisée qui c'est produite au niveau du matériau de base *SMSS*. Le matériau *SMSS* gagne en déformation tandis que le *DSS* reste au même niveau (15%). En figure 5.6, nous observons également la déformation 'quasi nulle' au niveau de la zone affectée thermiquement du coté supermartensitique. D'après les résultats des essais de dureté mentionnés plus haut, la sous-zone *SMSS-LTHAZ* possède la dureté la plus élevée. Comme la dureté est directement proportionnelle à la résistance mécanique, le fait que cette partie possède la résistance mécanique la plus élevée est prévisible.

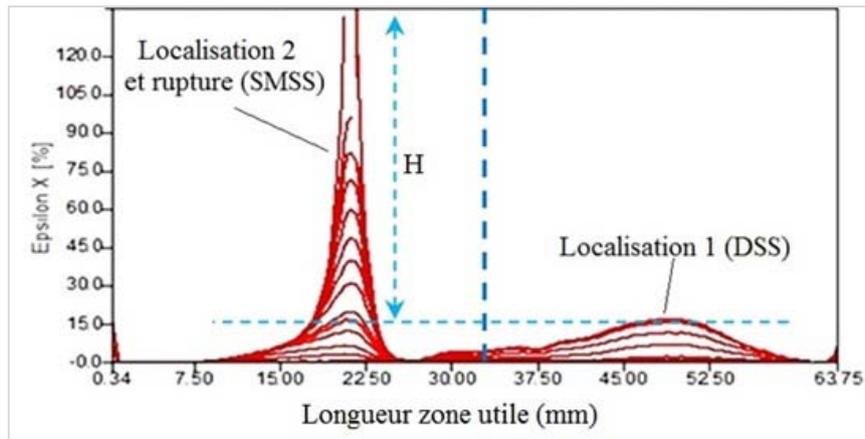


Figure 5.6. Profils des déformations le long de la section longitudinale de l'éprouvette

Les cartographies de la figure 5.7 montrent un zoom sur cette zone avec un resserrement de l'échelle des déformations. Il a été possible de mettre en évidence les deux sous-zones *SMSS-HTHAZ* et la *SMSS-LTHAZ*. Nous remarquons l'intérêt et la puissance de la mesure des champs de déformation par corrélation d'image numérique.

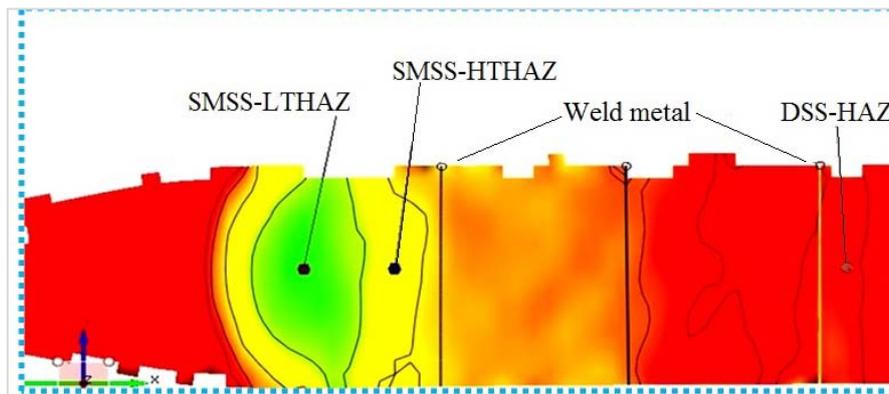


Figure 5.7. Cartographies de déformation des sous zones *SMSS-HTHAZ* et *SMSS-LTHAZ*.

5.1.4. Anisotropie de déformation

Le coefficient d'anisotropie ou de *Lankford* exprime la résistance à l'amincissement au cours d'une déformation plastique. C'est le rapport entre les deux déformations selon la largeur (ϵ_y) et selon l'épaisseur (ϵ_z) lors d'un essai de traction simple. Ce coefficient d'anisotropie peut être mesuré expérimentalement en faisant une régression linéaire sur la courbe reliant ϵ_y et ϵ_z . La pente est considérée comme une valeur moyenne du coefficient d'anisotropie (Figure 5.8). Cette estimation est à considérer d'une manière qualitative puisque les différentes zones ne sont pas toutes aux mêmes conditions géométriques en termes des rapports *longueur / largeur*, mais il apparaît bien que le matériau de base *DSS* et la *ZF* ont quasiment la même

penne. Ceci peut être expliqué par leur nature similaire biphasée avec des proportions égales entre ferrite / austénite.

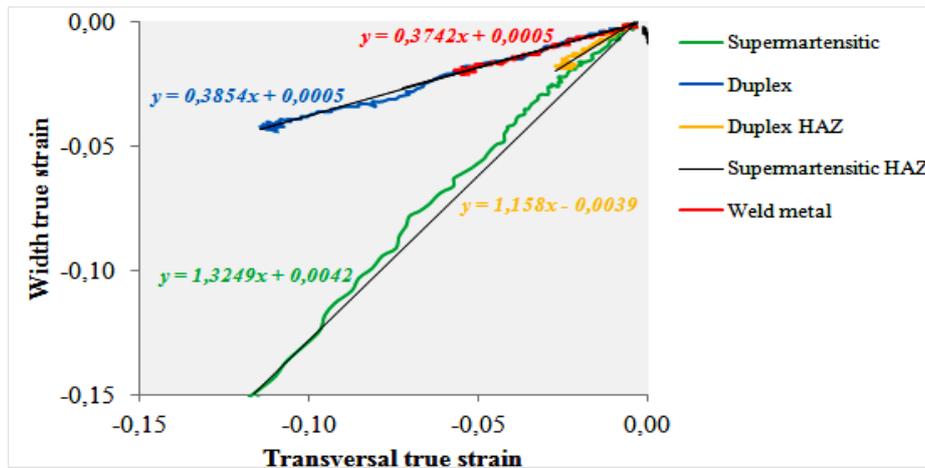
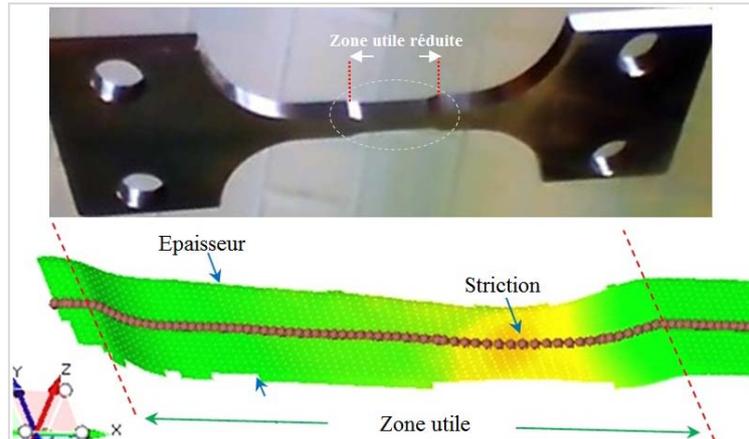


Figure 5.8. Coefficients d'anisotropie à partir des déformations vraies selon l'épaisseur et la largeur

5.2. Epreuve multizone 2 (MZ2)

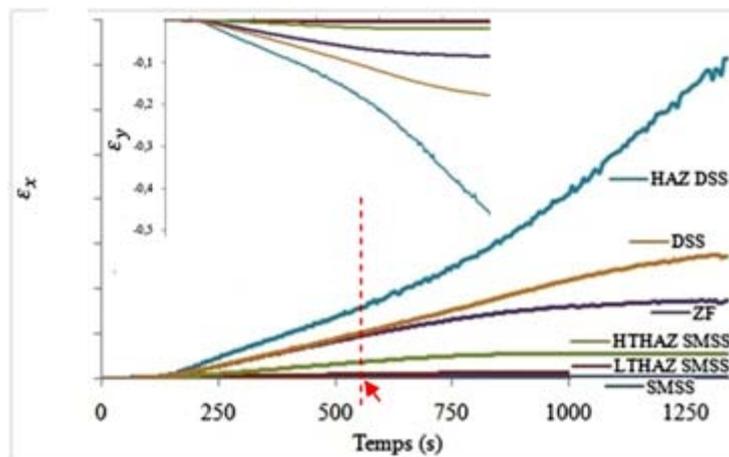
5.2.1 Evolution de la zone critique amincie

L'information donnée par l'éprouvette MZ2 est une information en profondeur à travers l'épaisseur du tube soudé. L'acquisition le long de l'épaisseur permet de visualiser l'évolution de la déformation au niveau des passes de soudage et les zones affectées thermiquement, et suivre les déformations dans chaque zone ou sous-zone par rapport à la configuration du chanfrein initial avant déformation. Les zones et sous-zones ont été délimitées grâce à une préparation métallographique préalable en repérant les dimensions réelles des différentes zones. Pour cette éprouvette l'acquisition des déformations longitudinales et transversales a été effectuée dans le plan ($o x z$). MZ2 est une éprouvette à section réduite au niveau de la zone critique, l'amincissement effectué permet de concentrer les contraintes au niveau de la zone fondue et les deux zones affectées thermiquement ce qui engendre une localisation de la déformation à ces endroits. La figure 5.9 a montre l'éprouvette MZ2 avec l'amincissement situé au centre de la zone utile. La cartographie présentée par la figure 5.12 b montre en perspective l'aspect de visualisation de la déformation longitudinale à travers la zone amincie et la striction localisée.



Figures 5.9. Zone utile de l'éprouvette MZ2, a) avant essai b) striction localisée.

La figure 5.10 montre l'évolution par zones des déformations moyennes ϵ_x et ϵ_y durant l'essai de traction. La visualisation de la déformation du côté de l'épaisseur permet de bien déceler les gradients entre les sous zones et les passes de soudage tel qu'illustré par les cartographies de la figure 5.11 a et b. Ces cartographies représentent l'état de déformation à l'instant 552 secondes indiqué par la flèche en figure 5.10. Cet état de déformation correspond à 1% de déformation longitudinale relative globale sur une échelle maximale fixée à 2%. Dans les deux sens longitudinal et transversal, l'hétérogénéité est très importante. Nous observons même au sein de la zone fondue des gradients considérables de déformation entre les passes de remplissage qui sont affectées par la dissimilarité de rigidité des zones affectées thermiquement.



Figures 5.10. Evolution des déformations ϵ_x et ϵ_y au cours de l'essai.

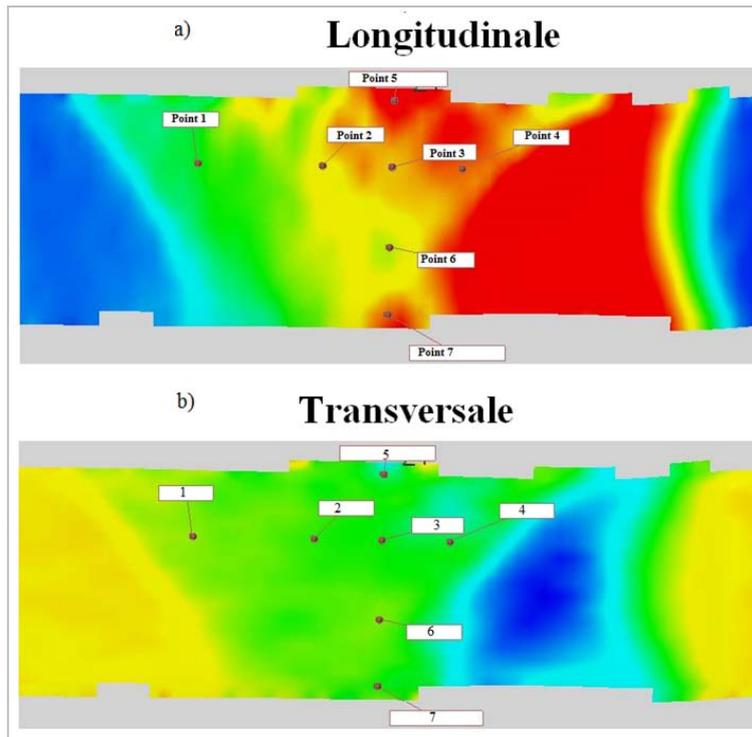


Figure 5.11. Cartographies de déformation longitudinale (a) et transversale (b) à travers le joint soudé.

5.2.2 Caractérisations des zones affectées thermiquement

Les figures 5.12 a et b montrent les cartographies de déformation (ϵ_x) des deux zones affectées thermiquement à l'instant ($t=940s$). Comme il a été mentionné précédemment, la zone affectée globale du côté SMSS est constituée de deux grands sous ensembles (SMSS-HTHAZ et SMSS-LTHAZ) dont chacun est constitué de sous zones. Les niveaux de déformation atteints à ces endroits sont très faibles par rapport à la zone affectée du côté duplex. Pour visualiser le champ de déformation complet de la section il a fallu utiliser deux échelles différentes. Du côté DSS l'échelle a été rétrécie et fixée à un maximum de 40% et du côté SMSS à un maximum de 2%. La contraction de l'échelle du côté supermartensitique jusqu'à un maximum de 2% permet de visualiser très bien les faibles gradients de déformation et distinguer entre la LTHAZ et la HTHAZ. Par rapport aux mêmes niveaux de déformation, il est bien clair que la LTHAZ est en retard en déformation par rapport à la HTHAZ à cause de la sous zone 3 qui a une rigidité plus importante. Sur le côté duplex nous constatons une concentration de déformation au centre de la striction.

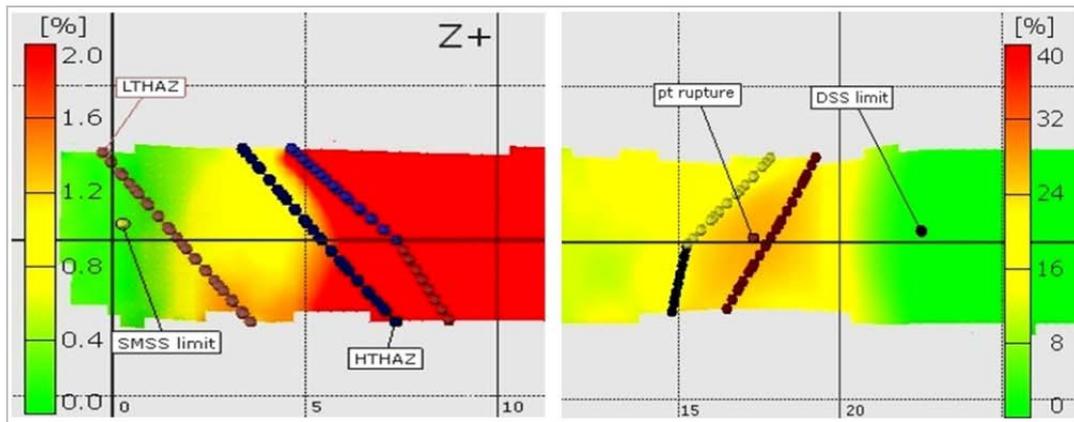


Figure 5.12. Cartographies de déformation longitudinales visualisant les limites des zones et sous zones affectées thermiquement.

5.2.3. Courbes d'écroutissement local

Pour l'établissement des courbes d'écroutissement local, les mêmes étapes que pour l'éprouvette *MZI* ont été adoptées. La figure 5.13 montre les courbes du comportement global et local des zones obtenues par la machine de traction et *ARAMIS*. La contribution de la raideur de la machine est apparente.

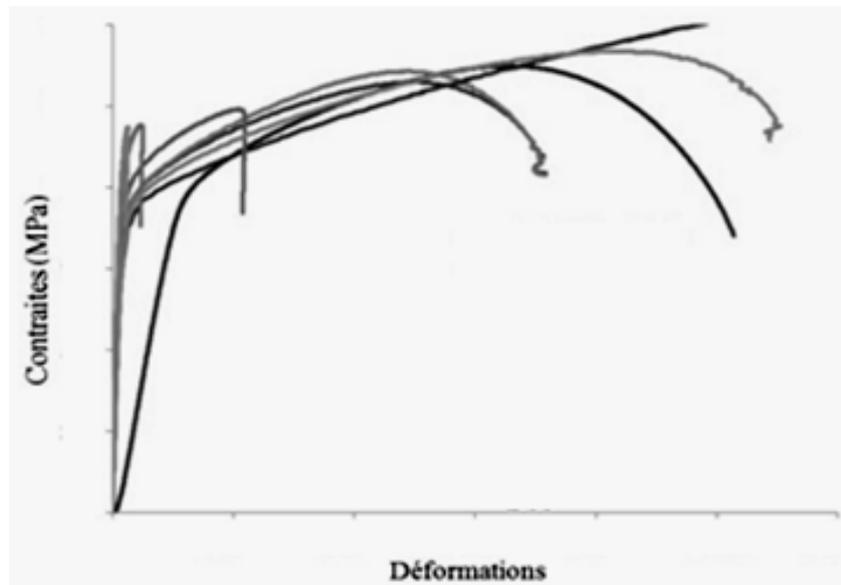


Figure 5.13. Courbes de tractions vraies obtenues des différentes zones du joint soudé.

Comme il a été déduit à partir de l'éprouvette *MZI* concernant la sous zone *SMSS-LTHAZ*. Les courbes de traction locales et les cartographies de déformation montrent qu'elle est plus rigide par rapport à l'ensemble de la zone critique.

5.2.4. Profils de section longitudinale

La figure 5.14 montre les profils de déformation longitudinale le long de la section de la zone réduite de l'éprouvette *MZ2*. Les profils représentés correspondent aux stade 0 au stade 220 avec un pas de 10.

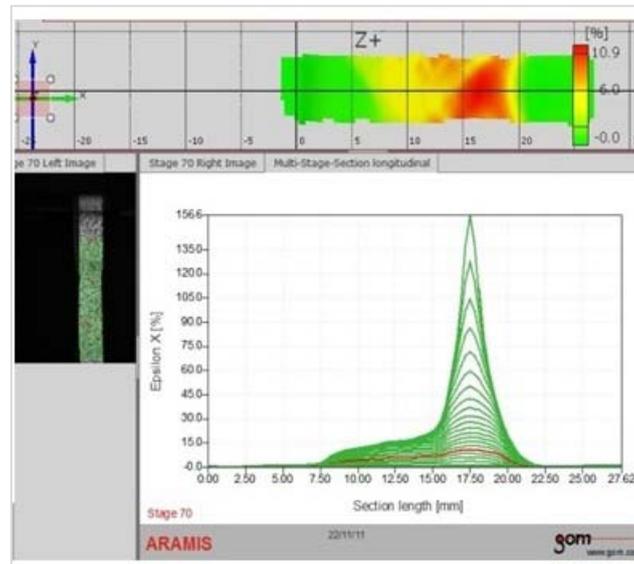


Figure 5.14. Evolution de la déformation ε_{xx} le long de la zone utile.

5.2.5. Phénomène de striction

La figure 5.15a montre la cartographie de toute la zone utile à un stade avancé de striction localisée mettant en évidence un gradient très important du niveau de déformation atteint à l'endroit de la striction par rapport aux autres régions. L'échelle à 100 % ne permet pas de visualiser toutes les zones du fait que les vitesses de déformation sont différentes. Un gradient considérable, entre les niveaux de déformations est constaté entre les différentes zones. La focalisation de l'échelle autour de la striction (figure 5.18 b) en fixant la borne inférieure de l'échelle à un minimum de 80 % permet de bien visualiser le phénomène de striction et de déceler ses contours (iso-valeurs) au delà de ce niveau de déformation. La striction se produit à travers la section de l'éprouvette de part et d'autre de l'épaisseur avec un angle de 45° . La concentration de la déformation se focalise vers le centre et s'étend aux alentours jusqu'à apparition des premières fissures conduisant à l'endommagement final.

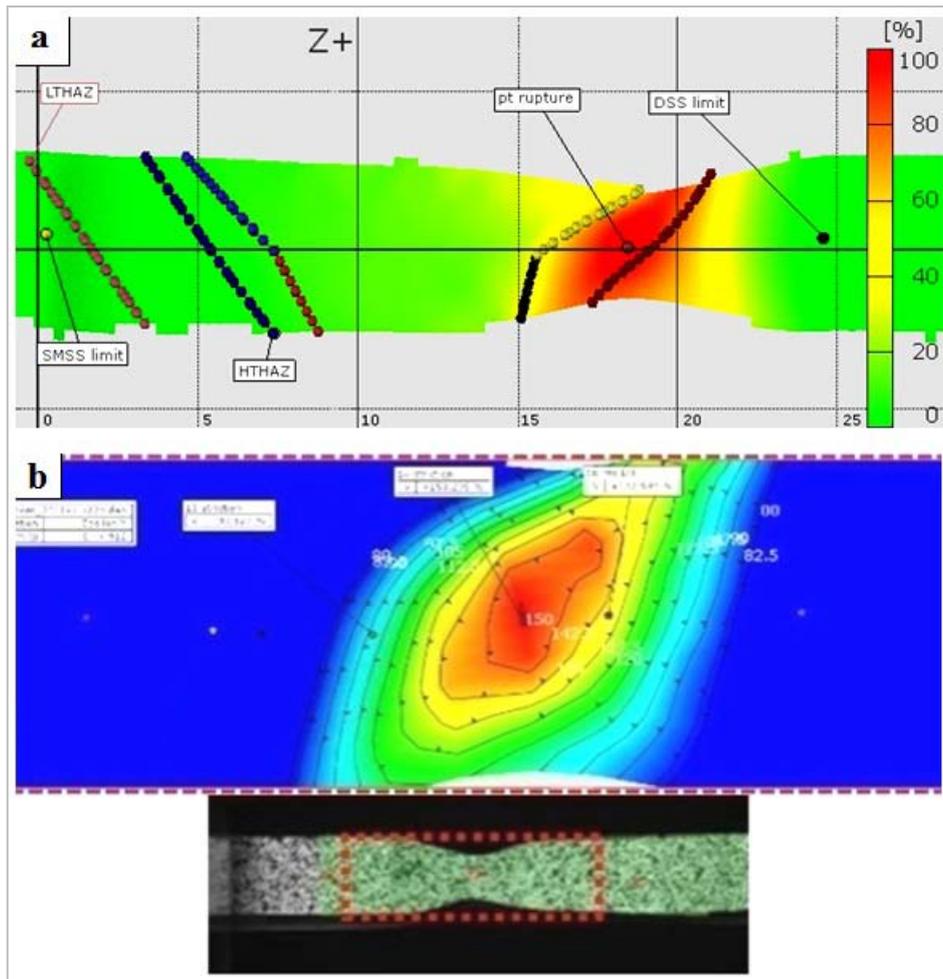


Figure 5.15. Phénomène de striction

5.3. Modélisation du comportement hétérogène du joint soudé DSS/SDSS/SMSS

5.3.1. Formalisme du comportement global en fonction des propriétés locales

Dans cette section nous allons utiliser le modèle de Swift en vue de l'écriture de la loi d'érouissage globale du joint de soudure hétérogène en fonction des réponses locales des zones. Considérons l'éprouvette hétérogène constituée de cinq zones différentes dont chaque zone est supposée homogène localement comme montré dans le schéma de la figure 5.16. On adopte les deux symboles D' pour la HAZ-DSS (duplex) et M' pour la HAZ-SMSS (supermartensitique)

La longueur initiale (état non déformé) est : $l_0 = l_{0D} + l_{0D'} + l_{0WM} + L_{0M'} + l_{0M} \dots \dots \dots (34)$

La longueur finale (état déformé) est : $l = l_D + l_{D'} + l_{WM} + l_{M'} + l_M \dots \dots \dots (35)$



Figure 5.16. Représentation schématique du joint soudé hétérogène soumis à une traction (les distances ont été évaluées à partir de la macrographie et les profils de microdureté).

La contrainte étant supposée constante le long de l'éprouvette, et chaque zone obéit à sa propre loi constitutive qui contrôle son comportement. En adoptant le modèle de *Swift* (Equation 1), il en résulte :

$$\sigma = k_{0D} \times (\epsilon_{y0D} + \epsilon_{p0D})^{n_{0D}} = k_{1D'} \times (\epsilon_{y1D'} + \epsilon_{p1D'})^{n_{1D'}} = k_{2WM} \times (\epsilon_{y2WM} + \epsilon_{p2WM})^{n_{2WM}} = k_{3M'} \times (\epsilon_{y3M'} + \epsilon_{p3M'})^{n_{3M'}} = k_{4M} \times (\epsilon_{y4M} + \epsilon_{p4M})^{n_{4M}} \dots \dots \dots (36)$$

La déformation vraie est définie par : $\epsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$

Nous adoptons le modèle de *Swift* (équation 36) puisque il prend en charge la partie plastique uniforme entière, et il permet de bien situer les limites d'élasticités.

Comme première approche, nous allons considérer l'éprouvette constituée de trois parties qui sont les deux matériaux de base et une zone critique constituée de la zone fondue et les deux zones affectées thermiquement. Dans cette approximation les ZAT ne sont pas prises en considération.

La figure 5.17 montre les courbes contrainte-déformation du *DSS*, du *SMSS* et de la zone critique ainsi que la courbe de déformation globale du joint hétérogène constitué de ces trois régions combinées en série. La zone critique est située en position supérieure et les deux matériaux de base conservent l'aspect de basculement avec une intersection à environ 10 % de déformation relative.

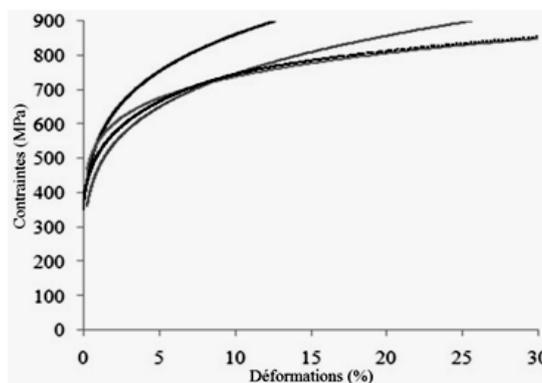


Figure 5.17. Courbes de traction globales et locales des régions DSS, SMSS et ZF.

5.3.2. Simulation du comportement de la soudure hétérogène avec le logiciel Abaqus

a) Modèle géométrique de l'éprouvette de traction.

Nous avons choisi une géométrie de l'éprouvette conformément à l'ASTM E8M, cette géométrie est identique à celle des éprouvettes réduites testées en traction. Les paramètres introduits sont ceux obtenus par les microéprouvettes de traction pour la partie plastique uniforme. Le coefficient de Poisson a été pris égal à 0,3 pour toutes les zones. Les modules de Young sont les modules moyens entre ceux obtenues par jauges, *UT* et *ARAMIS*.

Les étapes de la modélisation sont présentées par les figures 5. (18 à 20) ci-dessous :

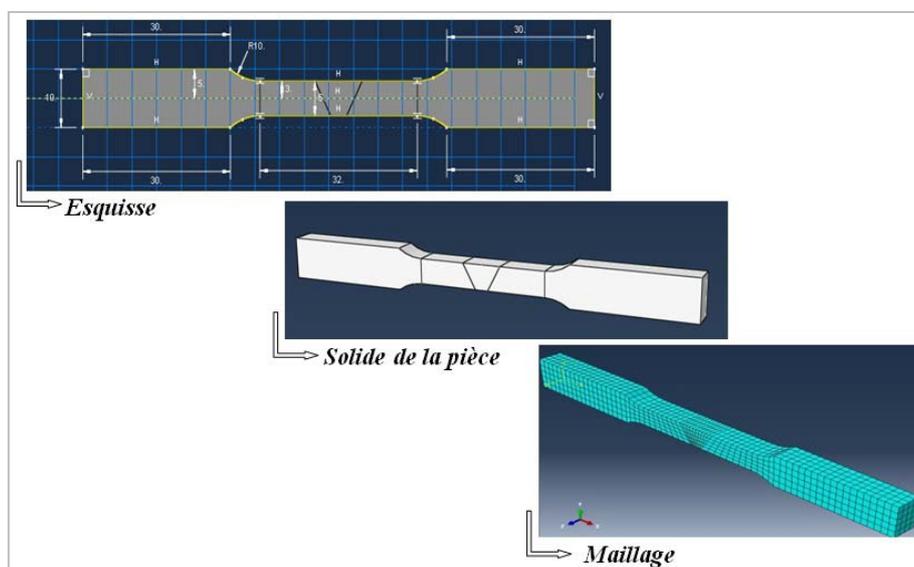


Figure 5.18. Modélisation de l'éprouvette

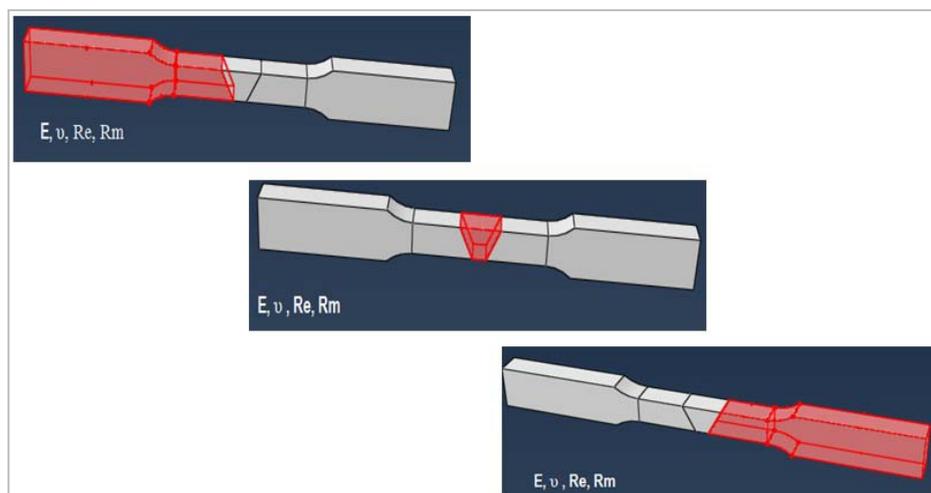


Figure 5.19. Partition des zones DSS ZF SMSS

b) Paramètres d'essai (Conditions aux limites)

On applique sur les surface S1 et S2 par la fonction (déplacement) un déplacement nul ($U1=0$; $U2=0$; $U3=0$). De l'autre coté de la pièce on applique un déplacement global de 5 mm en direction de l'axe X.

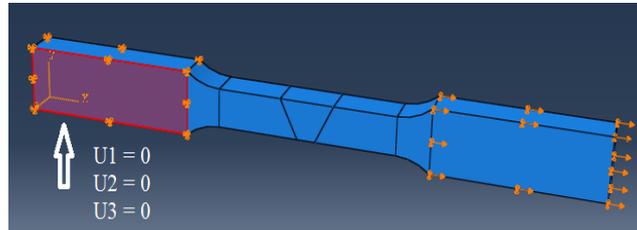


Figure 5.20. Encastrement des surfaces S1 et S2, et chargement des surfaces S'1, S'2 en déplacement.

c) Résultat de la simulation

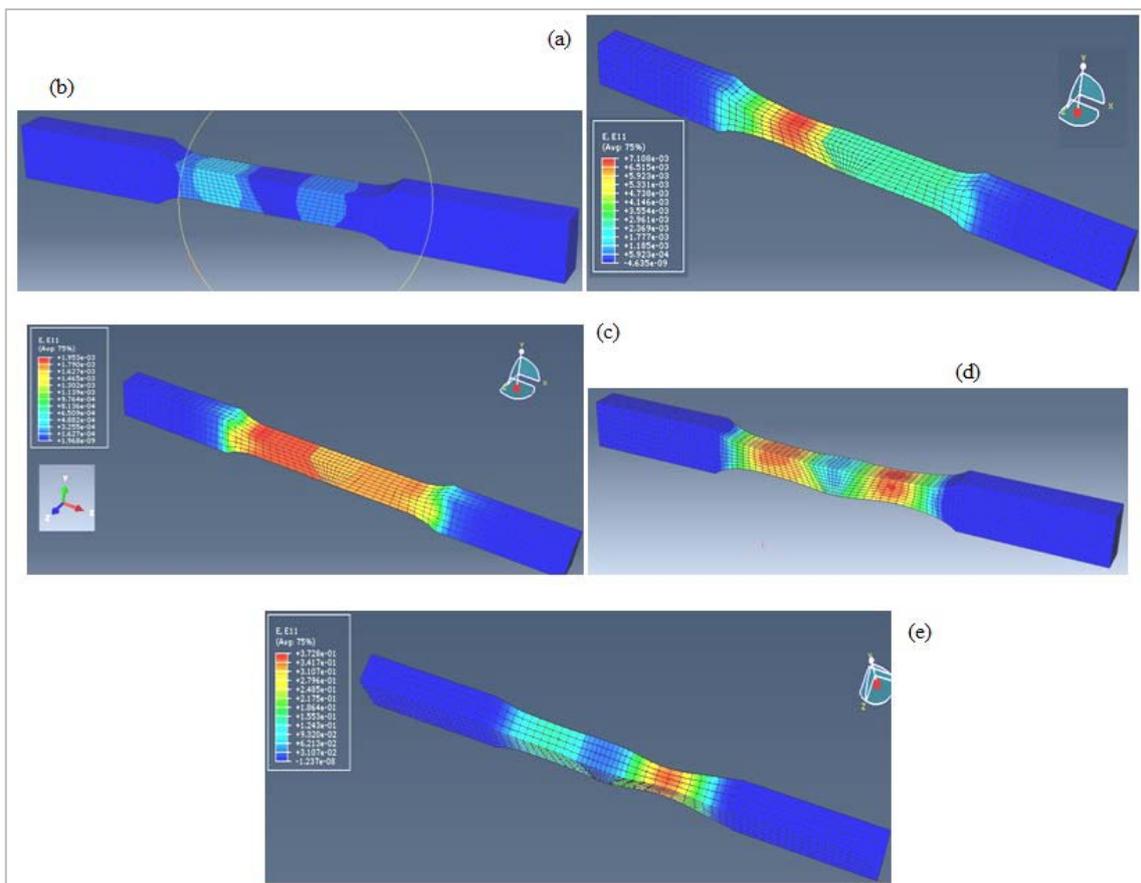


Figure 5.21. Visualisation des cinq étapes d'endommagement de l'éprouvette

Les cartographies de déformation obtenues par Abaqus confirment le fait que la contribution des deux ZAT est très faible par comparaison aux matériaux de bases et la zone fondue (fig.5.21). D'après cette simulation, le joint soudé a suivi les mêmes séquences en commençant par une réponse élastique généralisée suivie immédiatement par une plastification diffuse générale menant vers une localisation du côté *DSS*. Ensuite le *SMSS* s'engage en plasticité. Le côté *SMSS* poursuit son allongement en cédant à la striction jusqu'à la rupture finale. Les deux figures 5.22 et 5.23 montrent respectivement les profils de la déformation longitudinale le long de la zone utile et les courbes d'érouissage relatives aux deux matériaux de base et à la zone critique. En examinant les profils de la figure 5.22 nous remarquons la présence des deux localisations révélées par *CIN*. Le point d'intersection entre le *DSS* et le *SMSS* est conservé au même niveau. Les résultats obtenus sont en bonne concordance.

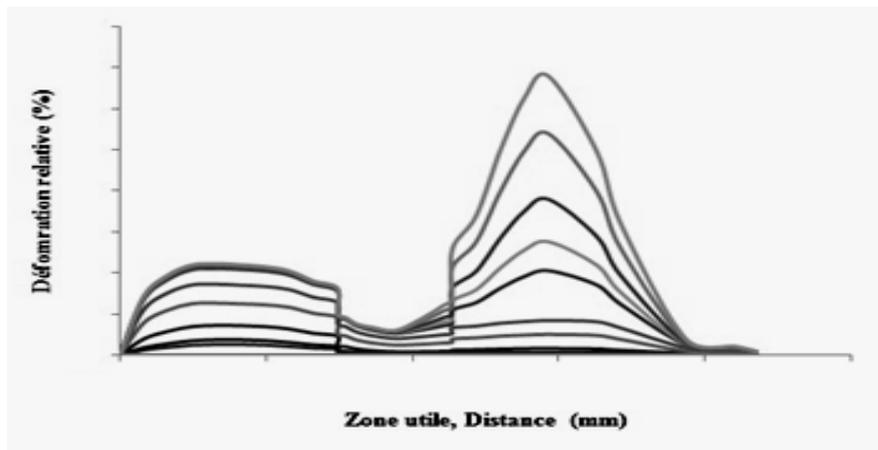


Figure 5.22. Profils de la déformation longitudinale le long de la zone utile.

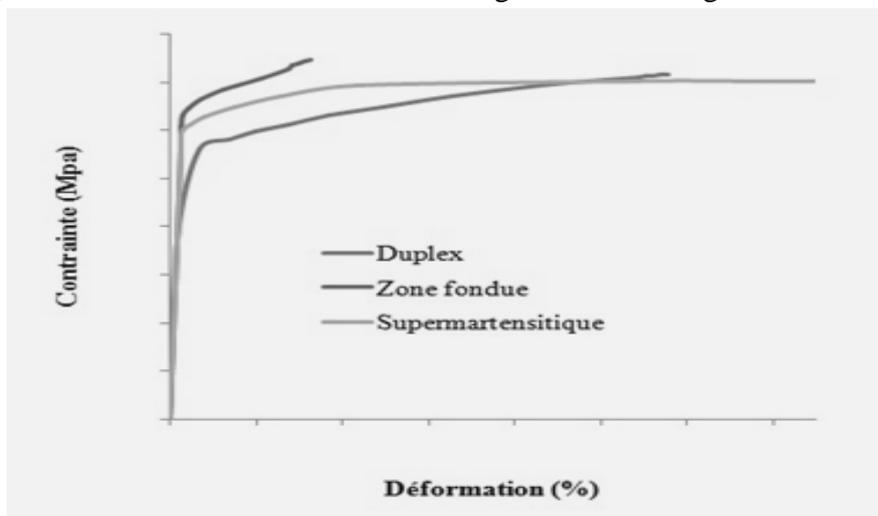


Figure 5.23. Courbes de traction locales des matériaux de bases et la zone fondue obtenues par Abaqus

La mesure des champs de déformation par stéréo-corrélation d'image numérique est d'un très grand intérêt. Dans ce chapitre nous avons effectué deux essais avec cette technique. A partir de ces deux essais nous avons pu tracer un scénario complet et précis du déroulement de l'essai de traction avec visualisation de l'interaction entre les différentes zones qui constituent le joint de soudure hétérogène. Les résultats ont été appuyés par une simulation numérique.

CONCLUSION GENERALE

Dans cette étude nous avons étudié les évolutions microstructurales et le comportement mécanique de la soudure hétérogène 13Cr SMSS/2205 DSS dans les deux cas de sollicitation statique et cyclique. Nous avons également introduit la technique de corrélation d'image numérique pour la mesure des champs de déformation et l'évaluation des niveaux d'hétérogénéité à travers le joint soudé considérant toutes les zones ; les matériaux de base, les sous zones affectées thermiquement et la zone fondue.

Les principales conclusions soutirées de ce travail sont :

- La soudure hétérogène 13Cr SMSS/2205 DSS est caractérisée par une forte hétérogénéité sur plusieurs plans : microstructures (structure en bande (DSS), structure martensitique (SMSS)), constituants, morphologies et fraction volumique des phases. Les zones affectées thermiquement présentent une grande dis similarité. La DSS HAZ est constituée de deux sous zones dont l'une est celle de surchauffe et l'autre celle de recuit partiel, cependant la SMSS HAZ est constituée de quatre sous zones qui sont réparties en deux catégories : la première est la zone affectée de haute température qui est constituée elle-même de deux sous zones , la sous zones à gros grains et la sous zone dual phase. La seconde catégorie, qui est relative aux régions de transformations de phase à plus faible température, est constituée aussi de deux sous zones, partiellement et complètement revenue respectivement.
- Les profils de dureté nous ont donné une vue d'ensemble et une première évaluation de l'hétérogénéité des propriétés mécaniques. Les zones sont classées dans l'ordre suivant : HV (SMSS-LTHAZ) > HV (SMSS-HTHAZ) > HV (WM) > HV (DSS-HAZ) > HV (SMSS)> HV (DSS). Mis à part le pique de dureté enregistré au niveau de la sous-zone 3 de la LTHAZ SMSS (avec un maximum de 325 HV), l'écart de dureté entre les autres zones reste dans l'ordre mentionné, mais avec de faibles niveaux. La dureté élevée de la sous-zone 3 est attribuée à la présence de la martensite fine non revenue.
- Les essais de traction effectués sur les éprouvettes réduites et les microéprouvettes ont affirmés les données de dureté enregistrés et moyenné par zones. La zone critique constituée de la zone fondue et les deux zones affectée thermiquement est caractérisé par des propriétés supérieures à celles des matériaux de base, cela à été bien apparent

par évaluation du Mismatching global et local. Par rapport à la zone fondue, le métal d'apport SDSS procure un état d'overmatching. Il a été établi de fait que le début de la plasticité globale (onset yielding) de l'éprouvette soudée est contrôlée par le DSS, tandis que la résistance maximale (offset yielding) est contrôlée par le SMSS.

- Concernant la propriété de résilience, la zone fondue est celle qui emmagasine le minimum d'énergie ce qui favorise la propagation rapide des fissures en cette région.
- Pour les essais de fatigue à grands nombres de cycle, par comparaison par rapport aux matériaux de base et en termes de performance du joint soudé, la zone fondue est considérée comme maillon faible avec une endurance de 300 MPa pour un nombre de cycles de cinq million.
- Les modèles empiriques utilisées pour l'estimation des propriétés de fatigue sont en bonne concordance avec l'expérimental. Ils ont révélés que les deux matériaux de base DSS et SMSS sont situés approximativement au même niveau d'endurance malgré la différence et l'hétérogénéité structurale qu'ils présentent. La zone fondue quant à elle présente une divergence entre les courbes estimées et celles expérimentales.
- La mesure des champs de déformations effectuées sur les deux éprouvettes MZ1 et MZ2 a été d'intérêt capital pour la mise en évidence de l'hétérogénéité du comportement et la détermination des propriétés mécanique locales des différentes zones du joint soudé, et cela dans les deux sens longitudinal et transversal. Les localisations au niveau des matériaux de base DSS et SMSS ont bien été identifiées. De plus, il s'est avéré, qu'une compétition a eu lieu entre le coté DSS et le coté SMSS qui a fini par une rupture au SMSS. La mesure de champs a permis de visualiser une grande aptitude à l'écroutissage du DSS qui a amené le joint à cette situation. Elle a révélé également une plus forte rigidité de la zone critique, principalement la zone affectée LTHAZ.
- La simulation conduite sous ABAQUS, a été concluante. Malgré que nous avons considéré uniquement les matériaux de base et la zone fondue mais le scénario et la déformation a bien été reproduite tel que révélé par les mesures des champs de déformation, les deux localisations sont dans l'ordre avec une accélération de la striction du coté SMSS menant l'éprouvette à la rupture finale.

Références

Références

- [1]. ASM Handbook Volume 6: Welding, Brazing, and Soldering, Copyright © 1993 ASM International
- [2]. John C. Lippold, Damian J. Kotecki, Welding Metallurgy And Weldability Of Stainless Steels, 2005.
- [3]. R. Blondeau, Métallurgie et mécanique du soudage, Lavoisier, 2001.
- [4]. Klas Weman, Aide mémoire, Procédés de soudage, Edition Dunod, (2012).
- [5]. Pierre-Jean CUNAT. "Aciers inoxydables. Critères de choix et structure" Techniques de l'Ingénieur, M 4 540.
- [6]. B. Mvola, P. Kah and J. Martikainen, Dissimilar ferrous metal welding using advance gas metal arc welding processes, Rev. Adv. Mater. Sci. 38 (2014) 125-137
- [7]. Guy MURRY, Soudage et soudabilité métallurgique des métaux, technique de l'ingénieur, référence M715, 1994
- [8]. M. Sadeghian, M. Shamanian, A. Shafyei, Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel, Materials and Design 60 (2014) 678–684
- [9]. S.Wang, Q. Ma, Y. Li, Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR, Mater. Des. 32 (2011) 831–837.
- [10]. R. Kacar, O. Baylan, An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels, Materials and Design, 2004.
- [11]. G. S. Knapp, Mechanical Properties of an inconel dissimilar metal weld, The Ottawa-Carleton Institute for Mechanical and Aerospace Engineering, thesis, Canada, 2014
- [12]. F. Sierra, 'Etude métallurgique et mécanique de l'assemblage hétérogène Acier/Aluminum par procédés laser et TIG. Thèse de Doctorat, Université Montpellier II, 2006.
- [13]. D. Beaume, Matériaux et assemblages hétérogènes : de l'élaboration a la caractérisation mécanique, Thèse HDR, Université Montpellier II, 2013.
- [14]. Guy David. "Les aciers inoxydables". Technique et Documentation – Lavoisier. Paris (1990).
- [15]. Gunn, R., ed. Duplex Stainless Steels - Microstructure, Properties and Applications. 1997, Abington Publishing: Cambridge England.

- [16]. Charles, J. Super Duplex Stainless Steel: Structure and Properties, 2nd Duplex Stainless Steels, 1991.
- [17]. Van der Winden H, Toussaint P, Coudreuse L. Past, present and future of weldable supermartensitic alloys. In: Proceedings of the supermartensitic stainless steels 2002, Brussels, Belgium, 2002. p. 9–13 [paper P001].
- [18]. D. Carrouge. Dissertations, University of Cambridge, 2002
- [19]. S.A. David, S.S. Babu, and J.M. Vitek, Welding: Solidification and Microstructure, the Minerals, Metals & Materials Society, 2003.
- [20]. V. Muthupandi, P. BalaSrinivasan, S.K. Seshadri, S. Sundaresan, Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds, Mater. Sci. Eng. A358 (2003) 9–16
- [21]. K. Bettahar et al, “Microstructure and mechanical behavior in dissimilar 13Cr/2205 stainless steel welded pipes” Materials and Design 85 (2015) 221–229**
- [22]. P Woollin and A Kostrivas, Use of supermartensitic stainless steel pipe for offshore flowline applications, International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 2006.
- [23]. Joseph R. Davis, Metals Handbook Desk Edition, Second Edition. Copyright © 1998 by ASM International®
- [24]. Marc Blétry, Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux, Polycop, 2006-2007.
- [25]. S. Blanchard, caractérisation du comportement non-linéaire des matériaux à partir d’essais statiquement indéterminés et de champs de déformation fortement hétérogènes, thèse de doctorat 2009 académie de Lille.
- [26]. J.R. Davis, Tensile Testing Second Edition, © ASM International, 2004.
- [27]. Z. L. Zhang, M. Hauge, J.Odegard, C. Thaulow, Determining material true stress_strain curve from tensile specimens with rectangular crosssection. International Journal of Solids and Structures. 36 (1999) 3497-3516
- [28]. Zhou H, Biglari F, Davies C M, Mehmanparast A, Nikbin K M. Evaluation of fracture mechanics parameters for a range of weldment geometries with different mismatch ratios. EngFractMech 2014; 124–125, 30-51.
- [29]. S. K. Kim et al Relationship between Yield Ratio and the Material Constants of the Swift Equation, metals and materials International, Vol. 12, No. 2 (2006), pp. 131~135
- [30]. C. Bathias et J. P. Bâillon, La fatigue des matériaux et des structures, Hermès - Lavoisier 1997

- [31]. C. Bathias et A. Pineau, *Fatigue des matériaux et des structures*, Hermès - Lavoisier 2009.
- [32]. Wolfgang Fricke *Review Fatigue analysis of welded joints: state of development Marine Structures*, 2003
- [33]. Yung-Li Lee, Jwo Paw, Richard B. Hathaway, Mark E. Barkey, *Fatigue Testing and Analysis (Theory and Practice)*. Elsevier Butterworth–Heinemann 200 Wheeler Road, Burlington, MA 01803, USA Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, UK; 2005.
- [34]. J. Schijve, *Fatigue of structures and Matériaux*, 2004.
- [35]. Schütz, a history of fatigue, *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 54, No. 2, pp. 263-300, 1996.
- [36]. *Springer Handbook of Mechanical Engineering*, (Springer Science and Business Media, LLC New York, 233 Spring Street, New York, NY, 10013, USA).
- [37]. A. Blanche, thèse, doctorat effets dissipatifs en fatigue à grand et très grand nombre de cycles, université Montpellier II, 2012.
- [38]. T. Nicholas, *High Cycle Fatigue A Mechanics of Materials Perspective*. Air Force Institute of Technology, Department of Aeronautics and Astronautics, Wright Patterson AFB, Ohio, USA, © Elsevier 2006.
- [39]. Yung-Li Lee, Jwo Paw, Richard B. Hathaway, Mark E. Barkey, *Fatigue Testing and Analysis (Theory and Practice)*. Elsevier Butterworth–Heinemann 200 Wheeler Road, Burlington, MA 01803, USA Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, UK.
- [40]. Walter D. Pilkey, *Peterson's Stress Concentration Factors*, 2nd ed. Wiley & Sons, New York, 1997.
- [41]. Jian LU "Fatigue des alliages ferreux. Techniques de l'Ingénieur, BM 5 043
- [42]. K. Hariharan, Raghu V Prakash, M. Sathya Prasad, Weighted error criterion to evaluate strain–fatigue life prediction methods, *International Journal of Fatigue* 33 (2011) 727–734
- [43]. M.L. Roessle, A. Fatemi, Strain-controlled fatigue properties of steels and some simple Approximations. *International Journal of Fatigue* 22 (2000) 495–511
- [44]. K. Hariharan, Raghu V Prakash, M. Sathya Prasad, Weighted error criterion to evaluate strain–fatigue life prediction methods, *International Journal of Fatigue* 33 (2011) 727–734
- [45]. Z. Qamar, A.K. Sheikh , A.F.M. Arif , T. Pervez , Regression-based CVN–KIC Models for hot work tool steels *Materials Science and Engineering A* 430 (2006) 208–215
- [46]. Meifang Yu, Zhen Luo, Y.J. Chao, Correlations between Charpy V-notch impact energy and fracture toughness of nuclear reactor pressure vessel (RPV) steels, *Engineering Fracture Mechanics* 147 (2015) 187–202

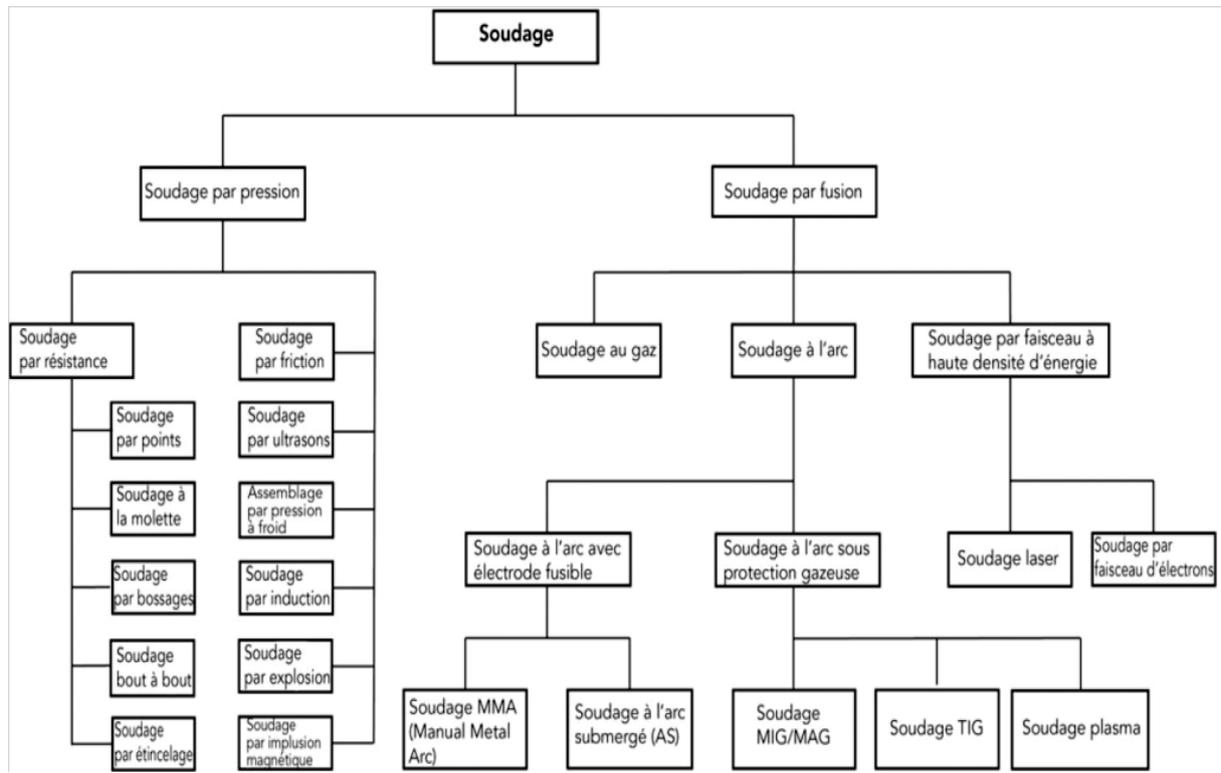
- [47]. M. A. Sutton, Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics Digital Image, Digital Image Correlation for Shape and Deformation Measurements, 565-600, Springer Science Business Media, LLC New York, 2008.
- [48]. Joakim Karlsson, TorstenSjögren, AndersSnis, HåkanEngqvist, JukkaLausmaa, Digital image correlation analysis of local strain fields onTi6Al4V manufactured by electron beam melting Materials Science&EngineeringA618(2014)456–461
- [49]. H. Haddadi, S. Belhabib, Use of rigid-body motion for the investigation and estimation of the measurement errors related to digital image correlation technique Optics and Lasers in Engineering 46 (2008) 185–196
- [50]. P. Clerc, Thèse de doctorat. Mesure de champs de déplacements et de déformations par stéréovision et corrélation d'images numériques. Lyon 2001.
- [51]. J.-J. Orteu, 3-D Computer Vision in Experimental Mechanics,Proceedings of the OPTIMESS2007 Workshop, 28th-30th May 2007, Leuven, BelgiumEcole des Mines d'Albi-Carmaux, Campus Jarlard
- [52]. B.M. Sadeghi, these de doctorat, Analyse et identification du comportement mécanique d'aciers à effet TRIP à parir de mesure de champs cinématique. Arts et Métiers ParisTech-centre de Metz 2010.
- [53]. C. Leitão, I. Galvão, R.M. Leal, D.M. Rodrigues, Determination of local constitutive properties of aluminium friction stir welds using digital image correlation, Materials and Design 33 (2012) 69–74
- [54]. ISO 11145: 2001 Optical instruments – Lasers and laser - related equipment – Vocabulary and symbols.
- [55].ASTM E2208-02 Standard Guide for Evaluating Non-Contacting Optical Strain Measurement Systems.
- [56]. ARAMIS commercial software, GOM, <http://www.gom.com/>.
- [57]. R. Fortunier, Comportement Mécanique des Matériaux, Ecole Nationale Supérieure des Mines. 1985.
- [58]. SIMULIA/ABAQUS 6.10. User Manual, Abaqus Inc., Providence, RI, USA (2010)
- [59]. Tescan, S.R.O, Digital microscopy imaging 2.9.8.1, 2002.
- [60]. C. Suryanarayana,M. Grant Norton, X-Ray Diffraction: A Practical Approach Springer Science & Business Media, 2013.
- [61]. M. Bruneau,C. Potel, Materials and Acoustics Handbook, John Wiley & Sons, 2013.

- [62]. ASTM E8 M: 2003. Standard test methods for tension testing of metallic materials. Metric; 2003.
- [63]. Matériaux métalliques - Essai de traction à température ambiante, Norme Internationale ISO 6892, Deuxième édition 1998-03-01
- [64]. ASTM A 370 – 03a: 2003. Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products; 2003.
- [65]. Eleiche A M, Megahed M M, Abd-Alla N M. Low-cycle fatigue in rotating cantilever under bending II: experimental investigations on smooth specimens. *Int J Fatigue* 1996; 18 (8): 577-592.
- [66]. Eurocode 3: 1992. Design of steel structures. Part 1.1, General rules and rules for buildings; ENV 1993-1-1.
- [67]. Morito S, Edamatsu Y, Ichinotani K, Ohba T, Hayashi T, Adachi Y, Furuhashi T, Miyamoto G, Takayama N, Quantitative analysis of three-dimensional morphology of martensite packets and blocks in iron-carbon-manganese steels. *J Alloy Comp* 2013; 577S: S587–S592.
- [68]. Woollin P, Carrouge D. Heat affected zone microstructures in supermartensitic stainless steels. Conference on Supermartensitic Stainless Steels; 2002 Oct 3-4; Brussels, Belgium.
- [69]. Carpinteri A, Ronchei C, Scorza D, Vantadori S. Fracture mechanics based approach to fatigue analysis of welded joints. *Eng Fail Anal* 2015; 49: 67–78.
- [70]. Ramkumar K D, Thiruvengatam G, Sudharsan S P, Mishra D, Arivazhagan N, Sridhar R. Characterization of weld strength and impact toughness in the multi-pass welding of super-duplex stainless steel UNS 32750 *Materials and Design*. *Mater Des* 2014; 60: 125–135.
- [71]. R. Jayachitra, V. Muthupandi, K. Vijayalakshmi Characterization of Duplex Stainless Steel Heat – Treated at 1300°C, *International Journal of Scientific and Research Publications*, Volume 2, Issue 2, February 2012 1 ISSN 2250-3153
- [72]. J. E. Ramirez, Weldability Evaluation of Supermartensitic Stainless Pipe Steels, *WELDING JOURNAL*, MAY 2007, VOL. 86
- [73]. M. Knez, S. Glodez, M. Ruzicka, J. Kramberger, A rotating bending approach for determination of low-cycle fatigue parameters, *International Journal of Fatigue*, 2010.
- [74]. K. Karlén, M. Olsson, A probabilistic model for the entire HCF domain based on equivalent stress – Simulations and experiments, *International Journal of Fatigue* 36 (2012) 9–17
- [75]. T. Nicholas, *High Cycle Fatigue A Mechanics of Materials Perspective*, 2006.

- [76]. A. Blouin, S. Chapuliot, S. Marie, C. Niclaeys, J.-M. Bergheau, Brittle fracture analysis of Dissimilar Metal Welds, *Engineering Fracture Mechanics* 131 (2014) 58–73
- [77]. L. Karlsson, L-E. Svensson, K. Hurtig, Influence of dilution on properties of high strength steel weld metals, *biuletyn instytutu spawalnictwa*, 2014.
- [78]. Akselsen OM, Aune R, Olden V, Rørvik G. Effects of Phase Transformations on Residual Stresses in Welding of Stainless Steels. *Int J Offshore and Polar Eng* 2007; 17 (2): 145–151.
- [79]. M.L. Roessle, A. Fatemi, Strain-controlled fatigue properties of steels and some simple Approximations, *International Journal of Fatigue* 22 (2000) 495–511

ANNEXE A

Procédés de soudage les plus répandus [7]



ANNEXE B

Paramètre d'influence de la résistance à la fatigue des assemblages soudés [3]

