

Université Mohamed Khider – Biskra
Faculté des Sciences et de la technologie
Département : Génie Mécanique
Réf :.....



جامعة محمد خيضر بسكرة
كلية العلوم و التكنولوجيا
قسم: الهندسة الميكانيكية
المرجع:.....

Thèse présentée en vue de l'obtention

Du diplôme de

Doctorat en : Métallurgie

Spécialité (Option) : Métallurgie

Etude de la soudabilité par fusion d'un acier inoxydable à un acier au carbone

Présentée par :

BEZZIOU Oualid

Soutenue publiquement le 26/10/2023

Devant le jury composé de :

Pr. Omari Mahmoud	Professeur	Président	Université de Mohamed Khider - Biskra
Pr. Hamdi Ines	MCA	Directrice de thèse	Université de Mohamed Khider - Biskra
Pr. Boumerzoug Zakaria	Professeur	Co-encadreur	Université de Mohamed Khider - Biskra
Pr. Bradai Djamel	Professeur	Examineur	Université de USTHB- Alger
Pr. Bentrach Hamza	Professeur	Examineur	Université de Mohamed Khider - Biskra

Remerciements

Louange à Allah qui nous a incités à acquérir des connaissances.

Je remercie vivement mon encadreur, Dr. Hamdi Ines et mon co-encadreur professeur Boumerzoug Zakaria qui m'ont proposé ce thème de recherche et aussi leurs disponibilités durant toutes les quatre années universitaires afin d'aboutir à mon objectif.

Je remercie les membres de jury (Prof. Omari Mahmoud, Prof. Bradai Djamel, et Prof. Bentrach Hamza) qui ont accepté de juger mon travail de recherche.

Je remercie Dr. Thierry Baudin de l'université de Paris Sud qui nous a effectué les analyses EBSD.

Je remercie les techniciens et ingénieurs du Laboratoire de Métallurgie

Je tiens à remercier toutes les personnes qui m'ont aidé à la réalisation de ce travail et en particulier : Bencherifa Smail, et Dr. Walid Bedjaoui

Enfin, je remercie mes enseignants de métallurgie de l'université de Biskra

Dédicaces

Je dédie ce travail de recherche à ma mère et à mon père qui m'ont aidé tout le long de ma vie,

A toute ma famille

A tous mes collègues et amis.

Résumé

L'objectif principal de cette thèse était l'étude de soudage de deux aciers dissimilaires et qui sont un acier à bas pourcentage en carbone et un acier inoxydable duplex et qui sont largement utilisés dans le domaine du transport des hydrocarbures. Pour aboutir à notre objectif, on a utilisé plusieurs techniques de caractérisation comme la microscopie optique, la micro-dureté Vickers, la microscopie électronique à balayage, la diffraction des rayons X, l'EBSD, tests de corrosion et les essais de traction. Les deux aciers ont été soudés avec succès et on a pu mettre en évidence toutes les évolutions microstructurales et mécaniques dans le joint soudé.

Abstract

The main objective of this thesis was the study of the welding of two dissimilar steels, which are low carbon steel and a duplex stainless steel and which are widely used in the field of hydrocarbon transport. objective, several characterization techniques were used such as optical microscopy, Vickers micro-hardness, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, EBSD, corrosion tests and tensile tests. The two steels were successfully welded and it was possible to highlight all the microstructural and mechanical evolutions in the welded joint.

ملخص

كان الهدف الرئيسي من هذه الأطروحة هو دراسة لحام نوعين مختلفين من الفولاذ ، وهما فولاذ منخفض الكربون وفولاذ مزدوج غير قابل للصدأ ويستخدمان على نطاق واسع في مجال نقل الهيدروكربون. الهدف ، تم استخدام العديد من تقنيات التوصيف مثل البصري الفحص المجهرية ، فيكرز للصلابة الدقيقة ، الفحص المجهرية الإلكترونية ، حيود الأشعة السينية ، EBSD ، اختبارات التآكل واختبارات الشد. تم لحام الفولاذين بنجاح و تمكنا من تسليط الضوء على جميع التطورات الهيكلية والميكانيكية في الوصلة الملحومة.

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I.1: Tableau des compositions typiques des aciers au carbone	7
Tableau I.2: composition chimique des pipelines	8
Tableau I.3: Traction pour PSL1.....	9
Tableau.I.4: Traction pour PSL2	9
Tableau I.5: Caractéristiques mécaniques et chimiques de l'acier X70 et son aptitude au soudage.....	11
Tableau I.6: Caractéristiques mécaniques et chimiques des aciers inoxydables duplex.	14
Tableau II.1 : Certains travaux de recherche liés au soudage des aciers non semblables assemblés par les différents procédés de soudage	27
Tableau II.2 : Paramètres de soudage	33
Tableau II.3: Propriétés de traction du métal soudée	34
Tableau II.4: Paramètres de soudage	36
Tableau II.5: Propriétés mécaniques des matériaux de base, selon leur fiche technique	38
Tableau II.6 : Les paramètres de soudage utilisés pour les expériences de joints dissemblables.	39
Tableau II.7 : Propriétés mécaniques des échantillons soudés	41
Tableau II.8: Matrice principalement expérimentale	41
Tableau III.1 : Composition chimique nominale (% en poids) de l'acier X70 et de l'acier inoxydable duplex	50
Tableau III.2 : présente la composition chimique de l'électrode	51
Tableau III.3 : Composition chimique de la deuxième l'électrode	51
Tableau.IV.1 : Paramètres de corrosion électrochimique obtenus à partir des courbes de polarisation potentiodynamique de divers échantillons en Solution de NaCl à 3,5 % à température ambiante.....	95

LISTES DES FIGURES

Figure I.1. Diagramme Fe-C	4
Figure I.2. Microstructure de ferrite	5
Figure I.3. Microstructure de l'austénite	5
Figure I.4. Microstructure de la cémentite	6
Figure I.5. Microstructure de la perlite	6
Figure I.6. Microstructure de l'acier X70	10
Figure I.7. Microstructure d'un acier inoxydable duplex	13
Figure I.8: Procédé de soudage selon les différentes sources d'énergie.....	16
Figure I.9: Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode non fusible TIG.....	17
Figure I.10. Le soudage MIG.....	19
Figure I.11: Procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide.....	21
Figure I.12: Procédé de soudage avec électrode enrobée.....	22
Figure II.1. Macrographies de soudure des éprouvettes Z8 et N9.....	28
Figure II. 2. Microdureté VHN comme une distance fonctionnelle du centre du cordon de soudure.....	28
Figure II.3 : Microstructure du joint soudé dissemblable (ER70S-G).....	29
Figure II.4: Répartition de la dureté de la section de soudure.....	30
Figure II.5 : Coupe transversale des soudures avec différentes conditions de soudage.....	30
Figure II.6: Distributions de dureté ((a), (c), (e), (g)) et composition chimique ((b), (d), (f), (h)) de la soudure préparée par la condition de soudage Set 1	31
Figure II.7 : Macrographies des sections transversales de soudure à un apport de chaleur de (a) 180 J/mm (b) 200 J/mm (c) 225 J/mm (d) 240 J/mm et (e) 300 J/mm.	32
Figure II.8 : Répartition de la dureté à travers la section transversale à la direction de soudage à une puissance laser et une vitesse de soudage variables pour (a) les joints soudés en acier AISI 304 (b) les joints soudés en acier doux.	32
Figure II.9 : Images SEM de UNS S31803 (a) et API X70 (b).	33
Figure II.10: Microstructures de DSS en HAZ et de métal fondu (WM) : (a) DSS en HAZ par MIG ; (b) DSS en HAZ par TIG ; (c) WM par MIG ; (d) WM par TIG.	34

Figure II.11: Répartition de la dureté du métal fondu	35
Figure II.12: Microstructure des métaux de base ; a) Image OM de 2205, b) Image SEM de 2205, c) Image OM de X80, et d) SEM photo du X80. Les microstructures correspondant aux images a) et b) ont été attaquées avec la solution de Beraha et celles correspondant aux images c) et d) avec la solution de Nital.....	36
Figure II.13 : Images optiques de la microstructure du métal fondu (E2209) aux apports de chaleur de : a) 0,54 kJ·mm ⁻¹ , b) 0,70 kJ·mm ⁻¹ et c) 0,81 kJ·mm ⁻¹ . Les microstructures ont été attaquées avec une solution de marbre.....	37
Figure II.14 : Répartition de la dureté dans différentes zones de Joint X80/2209/2205 à différents apports de chaleur de a) 0,54 kJ.mm ⁻¹ , b) 0,70 kJ.mm ⁻¹ , et c) 0,81 kJ.mm ⁻¹	37
Figure II.15 : Les microstructures de métal soudé utilisent différents gaz de protection et consommables de soudage. La zone la plus sombre représente la ferrite la zone la plus claire la phase austénitique.	39
Figure II.16 : La surface de la face frontale avant et après le test de corrosion de 24 h des échantillons soudés à l'argon. Côté gauche de la soudure : matériau de base LDX 2101, côté droit : AISI 304.	40
Figure II.17 : Configuration expérimentale, (a) schématique, (b) vue réelle.....	42
Figure II.18 : Microstructure de l'acier A516 à différentes zones pour a) métal de base, b) ligne de fusion, c) HAZ, d) zone de fusion.	42
Figure II.19 : Microstructure de l'acier inoxydable duplex pour a) zone de fusion de soudure et HAZ, b) pour métal de base.....	43
Figure II.20 : Microdureté des échantillons soudés au niveau de la zone de soudure.	44
Figure II.21: Voiture fabriquée par plusieurs types d'aciers (Utilisation de l'acier au bore sur la Porsche 911)	45
Figure II.22 : Soudage dissimilé de tubes en acier faiblement allié (HSLA) et de collecteurs en acier inoxydable (Piquage).....	45
Figure III.1 : Microscope optique de type OLYMPUS.....	52
Figure III.2 : Empreinte après un essai de dureté Vickers	53
Figure III.3 : Microduromètre de type HVS-1000 Z.....	54
Figure III.4 : Schéma de la loi de Bragg.....	55
Figure III.5 : Schéma du principe de diffraction	55
Figure III.6 : Diffractomètre de rayons X de type Empyrean (3 ^{ème} génération).....	55
Figure III.7 : Schéma de principe du microscope électronique à balayage.....	56
Figure III.8 : Interaction rayonnement électronique-matière.....	57

Figure III.9 : Différentes émissions dues à l'interaction d'un faisceau d'électrons avec l'échantillon.....	57
Figure III.10 : Microscope Electronique à Balayage de type Prisma E.....	58
Figure III.11 : Disposition schématique de l'orientation des échantillons dans le MEB.....	59
Figure III.12 : Signification de la nomenclature d'orientation idéale (hkl)[uvw].....	60
Figure III.13: (a) Configuration de l'échantillon incliné de 70° et position de la caméra EBSD collectant le signal diffracté sous forme de cônes dont l'intersection avec l'écran donne les lignes de Kikuchi (b).....	61
Figure III.14 : Exemple de cartographie obtenue par EBSD (à gauche) et figure de pôle recalculée selon la famille de plan (001) correspondante (à droite) montrant une forte présence des familles de plans (001) et (111)	62
Figure III.15 : Illustration schématique montrant la configuration expérimentale pour la direction de rétrodiffusion d'électrons (EBSD).....	62
Figure III.16 : Déterminer les paramètres électrochimiques à partir des lignes de Tafel	64
Figure IV.1 : Microstructure des métaux de base, (a) d'acier X70, (b) d'acier inoxydable duplex.....	68
Figure IV.2 : Diffractogramme de RX du métal de base de l'acier à faible teneur en carbone X70.....	69
Figure IV.3 : Diffractogramme de rayons X de l'acier inoxydable duplex.....	69
Figure IV.4 : (a) Carte TD-IPF EBSD, (b) distribution granulométrique, (c) distribution des angles de désorientation et (d) ODF de BM en acier X70.....	70
Figure IV.5: (a) Cartes EBSD : TD-IPF, et : (b) Carte de couleur de phase (50 % Ferrite de couleur verte, 50 % Austénite de couleur rouge), (c) : Distribution granulométrique dans l'acier inoxydable duplex (Courbe rouge) , Phase de ferrite (Courbe bleue) Phase d'austénite (Courbe verte) , (d) Distribution de l'angle de désorientation, et (e et f) ODF en acier DSS.....	72
Figure IV.6 : Représentation schématique du joint soudé avec différentes zones (BM : Métal de base, HAZ : Zone affectée par la chaleur et FZ : Zone de fusion).....	73
Figure IV.7 : Évolution microstructurale de (a) : les deux métaux de base (aciers X70 et DSS) lors d'un recuit isotherme à (b) : 200°C, et (c) : 600°C pendant 2 h.....	74
Figure IV. 8 : Évolution microstructurale de (a) : la zone de fusion lors du recuit isotherme à (b) : 200°C et (c) : 600°C pendant 2 h.....	76
Figure IV. 9 : Évolution microstructurale de (a) : la zone affectée thermiquement (HAZ1) lors du recuit isotherme à (b) : 200°C, et (c) : 600°C pendant 2 h.....	78

- Figure IV. 10 :** Évolution microstructurale de (a) : la zone affectée thermiquement (HAZ2) lors d'un recuit isotherme à (b) : 200°C, et (c) : 600°C pendant 2 h.....79
- Figure IV. 11 :** (a) : Cartographie TD-IPF EBSD en zone de fusion du joint soudé de l'acier X70 joint à l'inox duplex.(b) : {001} figure polaire dans la zone de fusion du joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex.....80
- Figure IV. 12:** Carte de phase EBSD dans la zone de fusion du joint soudé d'acier X70 assemblé à de l'acier inoxydable duplex (32,5 % de ferrite de couleur verte, 67,5 % d'austénite de couleur rouge).....81
- Figure IV. 13 :** (a) Cartes EBSD dans la zone affectée par la chaleur (HAZ1) du joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex (b) Variation de la taille des grains dans HAZ1 du joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex. (c) ODF de l'acier X70 dans le joint soudé HAZ1 de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex.....81
- Figure IV.14 :** Analyse élémentaire qualitative des cinq éléments (Ni, Fe, Cr, Mo, Si) dans la zone contenant la HAZ1 et la FZ.....82
- Figure IV.15 :** (a) : Cartes EBSD , (b) : Carte de couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge), (c) : Répartition granulométrique du côté DSS du joint soudé.....83
- Figure IV.16 :** Analyse élémentaire qualitative des cinq éléments (Ni, Fe, Cr, Mo, Si) dans la zone contenant la HAZ2 et la FZ.....83
- Figure IV.17 :** Agrandissement de la ligne de liaison entre FZ et HAZ2 du joint soudé. (a) et (b) Cartes EBSD, (c) : Carte en couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge).....84
- Figure IV.18 :** (a) Carte EBSD, et (b) : Carte de couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge) de la zone sélectionnée en (a) du côté X70 du joint soudé traité thermiquement. à 200°C pendant 2h.....85
- Figure IV.19 :** (a) Carte EBSD, (b) Agrandissement de la zone sélectionnée dans (a) et (c) : Carte de couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge), du côté DSS du traité thermiquement joint soudé à 200°C pendant 2h.....85
- Figure IV.20 :** Cartographies EBSD côté X70 du joint soudé traité thermiquement à 600°C pendant 2h. (a) et (c) grossissement des deux zones sélectionnées en (b).....86
- Figure IV.21 :** (a) Carte EBSD avec un grossissement de la zone sélectionnée, et (b) : Carte de couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge) avec un grossissement d'une zone sélectionnée, du côté DSS de la chaleur joint soudé traité à 600°C pendant 2h.....87
- Figure IV.22 :** Profil de distribution de micro-dureté à travers le joint de soudure dissemblable, acier inoxydable duplex avec acier X70, joint par le procédé GTAW.....88

Figure IV.23 : Morphologie du joint soude après les différentes passes en utilisant deux électrodes différentes.....	89
Figures IV.24 : Microstructures des différentes zones du joint soudé après la première passe.....	91
Figures IV.25 : Microstructures des différentes zones du joint soudé après la deuxième passe.....	93
Figure IV.26 : Cartes TD-IPF EBSD dans le joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex. (a) la zone affectée thermiquement HAZ1 de l'acier X70 (b) la zone affectée thermiquement HAZ2 de l'acier inoxydable duplex.....	93
Figure IV.27 : Courbes de polarisation des échantillons de joints soudés et traité, l'acier duplex, X70. en 3,5% Solution de NaCl à température ambiante	95
Figure IV.28 : Profils de microdureté Vickers à travers le joint de soudure et pour chaque passe.....	96

Table Des Matières

Sommaire

Introduction Générale.....	1
Chapitre I: Soudage des aciers	3
I.1. Les aciers faiblement alliés et les aciers inoxydables duplex	4
I.1.1. Les aciers faiblement alliés	4
I.1.1.1. Les aciers.	4
I.1.1.2. Le digramme Fe-C	4
I.1.1.3. Les aciers faiblement alliés	7
I.1.1.3.1. Définition de l'acier faiblement alliés	7
I.1.1.3.2. Types des aciers faiblement alliés.....	7
I.1.1.3.3. L'acier X70.....	8
I.1.1.3.4. Caractéristiques de l'acier X70.....	10
I.1.1.3.4. Domaines d'utilisation de l'acier X70.	11
I.1.2. Les aciers inoxydables duplex	11
I.1.2. 1. Définition d'un acier inoxydable	11
I.1.2. 2. Les types des aciers inoxydables	12
I.1.2. 2. Aciers inoxydables duplex	12
I.1.2. 2. 1. Définition de l'acier inoxydable duplex	12
I.1.2. 2. 2. Types des aciers inoxydables duplex	13
I.1.2. 2. 3. Propriétés des aciers inoxydables duplex	14
I.1.2. 2. 5. Domaines d'utilisation des aciers inoxydables duplex.....	15
I.2. Soudage des aciers	15
I.2.1. Soudage TIG	17
I.2.1.1. Principe du soudage TIG	17
I.2.1.2. Types des électrodes utilisées pour le soudage TIG	17
I.2.1.3. Application du soudage TIG	18
I.2.2. Soudage MIG	18
I.2.2.1. Principe du soudage MIG	18
I.2.2.2. Types des électrodes utilisées pour le soudage MIG	19
I.2.2.3. Application du soudage MIG	20
I.2.3 Soudage automatique sous flux solide (arc submergé) :.....	20
I.2.3.1. Principe du soudage SAW	20
I.2.2.3. Application du soudage SAW	21
I.2.4 Soudage par électrode enrobée	21
I.2.4.1. Principe du soudage SMAW	21
Chapitre II : Soudage des aciers non semblables	26

II.1. Les procédés de soudage des aciers non semblables	27
II.2. Le soudage à l'arc des aciers non semblables	28
II.2.1 Le soudage TIG de des aciers non semblables	28
II.2.2. Le soudage MIG des aciers non semblables.....	29
II.2.3. Le soudage Hybride laser-TIG des aciers non semblables.....	30
II.2.4. Le soudage par Laser des aciers non semblables.....	31
II.3. Le soudage à l'arc de l'acier inoxydable duplex avec les autres aciers.....	33
II.4. Domaines d'application de soudage des aciers non semblables	44
II.5. Discussion.....	45
Chapitre III. Matériaux et Méthodes Expérimentales	49
III.1 Matériaux étudiés	50
III.2. Procédé de soudage	50
III.4 Techniques de caractérisation	52
III.4.1 Microscopie optique	52
III.4.2 Micro dureté Vickers :.....	53
III.4.3 Diffraction des rayons X :	54
III.4.4 Microscopie électronique à balayage MEB :	56
III.4.5 La diffraction électronique rétrodiffusée (EBSD).....	58
III.4.5.1 Définition et principe	58
III.4.5.3 La diffraction électronique rétrodiffusée (EBSD).....	58
III.4.5.4. L'acquisition et l'exploitation des données EBSD	61
III.4.5.5 Données expérimentales de l'analyse EBSD	62
III.4.6 Techniques électrochimiques	63
III.4.6.1 Courbe De Polarisation Potentiodynamique	63
Chapitre IV. Résultats et interprétation	67
IV.1 Métaux de bases	68
IV.1.1 Observation microscopique.....	68
IV.1.2 Diffraction des rayons X.....	69
IV.1.3 Texture dans les deux métaux de base	70
Partie I	73
IV.2. Joint soudé.....	73
IV.3. Evolution microstructurale lors d'un traitement isotherme à 200 et 600 °C.....	73
IV.4. Analyse métallurgique locale du joint soudé	80
IV.4.1. Zone de fusion.....	80
IV.4.2. HAZ1 / FZ.....	81
IV.4.3. FZ / HAZ2.....	82
IV.5. Traitement thermique isotherme du joint soudé.....	84

IV.5.1. Traitement thermique isotherme à 200 °C	84
IV.5.2. Traitement thermique isotherme à 600 °C	85
IV.6. Test de dureté	87
IV.7. Observation macroscopique	89
IV.8. Microstructures	90
IV.9. Analyse métallurgique locale du joint soudé	93
IV.10. Tests de corrosion	94
IV.11. Mesures de dureté	95
Conclusion Générale.....	99
Perspectives	100

Introduction Générale

Le soudage à l'arc des métaux est un procédé d'assemblage qui est très appliqué dans plusieurs domaines de l'industrie comme l'industrie de l'automobile et la construction de pipelines etc. Généralement le soudage est appliqué sur des métaux similaires comme le soudage de deux pièces en acier de même nuance. Par exemple, le soudage de pipeline en acier de nuance X70 ou le soudage de deux tubes en acier inoxydable.

Cependant, dans certaines situations industrielles ou pour des raisons économiques, le soudage de deux aciers de différentes nuances est nécessaire. Ce type de soudage est connu sous le nom de soudage dissimilaire (en anglais: Dissimilar welding) et qui s'impose de plus en plus surtout dans l'industrie automobile et même dans certaines liaisons des tubes en acier qui sont utilisés dans le domaine des hydrocarbures.

C'est dans ce contexte, que nous sommes intéressés à l'étude de soudage de deux aciers dissimilaires et qui sont un acier à bas pourcentage en carbone et un acier inoxydable duplex et qui sont largement utilisés dans le domaine du transport des hydrocarbures. Ces deux aciers ont des caractéristiques différentes, car le premier est un acier à faible résistance à la corrosion, par contre le deuxième est très résistant à la corrosion.

Les deux aciers ont été soudés par le procédé TIG (Tungsten Inert Gas) qui est le plus utilisé dans le domaine des transports des hydrocarbures. Les échantillons soudés ont été ensuite caractérisés par plusieurs techniques pour mettre en évidence la microstructure et la texture dans le joint soudé et aussi les propriétés mécaniques du joint soudé comme sa dureté et sa résistance mécanique. De même, des tests de corrosion ont été appliqués sur le joint soudé. On note que des traitements thermiques ont été aussi appliqués sur le joint soudé pour voir son comportement après ce post traitement thermique.

Pour aboutir à nos objectifs, les techniques de caractérisation suivantes ont été utilisées :

- Microscopie optique
- Microdureté Vickers
- Microscopie Electronique à balayage
- Diffraction des rayons X

- EBSD.
- Essai de traction
- Tests de corrosion

Le manuscrit est structuré de la manière suivante :

- Chapitre I : Soudage des aciers

Ce chapitre est divisé en deux parties. La première partie présente les aciers faiblement alliés et les aciers inoxydables duplex. La deuxième partie est réservée aux différents types de soudage des aciers et plus particulièrement le soudage à l'arc.

- Chapitre II: Soudage des aciers non semblables

Ce chapitre est consacré aux travaux de recherche réalisés sur le soudage des aciers non semblables et surtout le soudage à l'arc et plus précisément le soudage de l'acier inoxydable duplex avec d'autres aciers.

- Chapitre III : Matériaux et Méthodes Expérimentales

Dans ce chapitre, on présente en premier lieu les deux aciers utilisés, la méthode et les conditions de soudage et enfin les techniques de caractérisation.

- Chapitre IV : Résultats et interprétation.

Dans ce chapitre, les résultats obtenus ont été présentés suivant la technique de caractérisation utilisée. Les résultats obtenus ont été commentés et aussi comparés à d'autres résultats antérieurs.

Chapitre I : soudage des aciers

Introduction

Ce chapitre est divisé en deux parties. La première partie présente les aciers faiblement alliés et les aciers inoxydables duplex. La deuxième partie est réservée aux différents types de soudage des aciers et plus particulièrement le soudage à l'arc.

I.1. Les aciers faiblement alliés et les aciers inoxydables duplex

I.1.1. Les aciers faiblement alliés

I.1.1.1. Les aciers.

Les aciers se sont des alliages formés principalement du Fer et du Carbone et qui sont largement utilisés dans le domaine industriel comme l'industrie automobile et pétrochimique et autres. Pour cette raison, les aciers sont actuellement les alliages métalliques les plus utilisés et qui nécessitent des recherches scientifiques pour mieux les exploiter comme les études liées au soudage de ces métaux.

I.1.1.2. Le diagramme Fe-C

La figure I.1 présente le diagramme Fe-C. On constate que les principales phases sont : la ferrite, l'austénite et la cémentite et qui seront successivement définies.

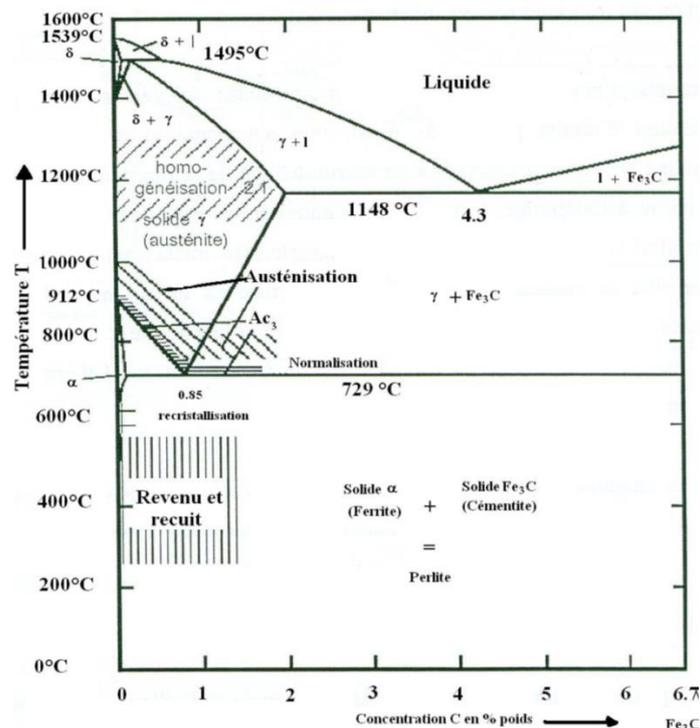


Figure I.1. Diagramme Fe-C [1]

- **La ferrite** possède une structure cubique centrée (CC). Il existe la ferrite à basse température (Ferrite α) et la ferrite à haute température (Ferrite δ). En général et dans la plupart des travaux de recherche, on s'intéresse à la ferrite α . La solubilité maximale du carbone dans la Ferrite α est de 0,025 % à 723°C. La ferrite α possède des propriétés similaires au fer pur mais sa dureté est légèrement élevée par rapport au fer pur. C'est magnétique [2]. La figure I.2 présente la microstructure de ferrite.

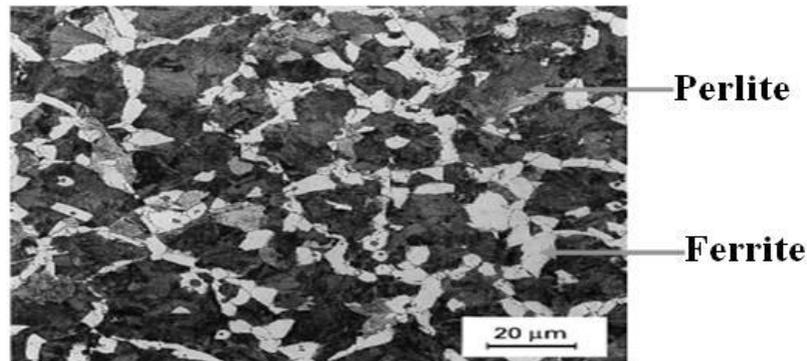


Figure I.2. Microstructure de ferrite [3]

- **L'austénite** existe à haute température (appelée phase γ). La solubilité maximale du carbone dans l'austénite est de 2,11 % à 1147°C. En faisant varier la teneur en carbone de 0 à 2,11 %, une variété d'aciers en phase γ peut être obtenue. En chauffant ou en refroidissant la phase γ , la taille des grains peut être modifiée (traitement thermique) de sorte qu'une variété de phases avec différentes résistances peut être obtenue. La dureté de la phase γ dépend du pourcentage de carbone qu'elle possède. La température minimale autour de laquelle la phase γ existe est de 723 °C à 0,8 pourcentage de carbone [2]. La figure I.3 présente la microstructure de l'austénite.

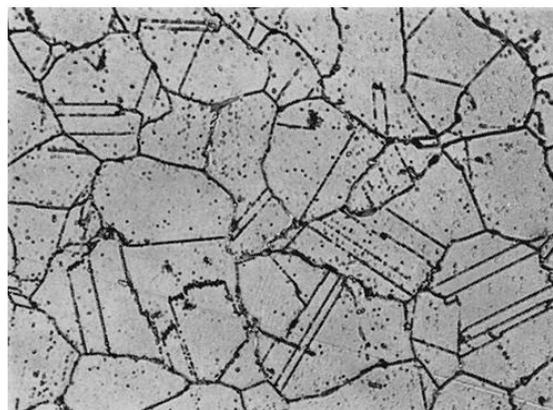


Figure I.3: Microstructure de l'austénite [4]

Acier à 0,12 % C - 25 % Cr - 20 % Ni - 1,5 % Mn - 1,5 % Si Traitement : 1 125 °C (1 h) - eau - 800 °C (30 min)

- **La cémentite** ou carbure de fer Fe_3C est une combinaison chimique du fer et du carbone dont la teneur en carbone est de 6,67 %. De plus, elle est magnétique jusqu'à 210°C et cette phase possède une structure très dure. La microstructure de la cémentite peut se présenter dans les aciers sous les formes suivantes :

- Lamelles, comme dans la perlite lamellaire..
- Grains, dans les aciers recuits.
- Précipités inter-granulaires, dans les aciers hypereutectoides %C > 0,8 %.

La figure I.4 présente la cémentite.

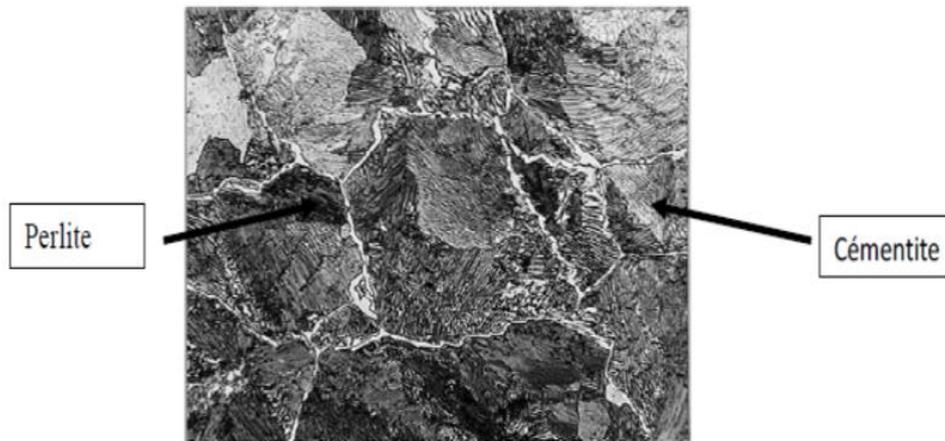


Figure I.4. Microstructure de la cémentite [3].

On note qu'il existe aussi la perlite qui est un mélange de ferrite et de cémentite comme il est montré dans la figure I.5.

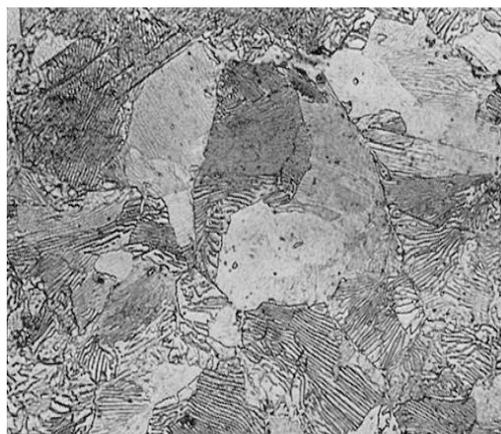


Figure I.5. Microstructure de la perlite [4].

Acier à 0,8 % C - 0,21 % Mn - 0,22 % Si Traitement : 800 °C (30 min) – four Attaque Nital (3 %) Grossissement : 900

I.1.1.3. Les aciers faiblement alliés

I.1.1.3.1. Définition de l'acier faiblement alliés

C'est un acier où le pourcentage des éléments d'addition est inférieur à 5%. Ils sont utilisés dans le domaine qui nécessite une résistance mécanique élevée. Ils sont désignés comme suit : Pourcentage de carbone multiplié par 100, suivi des symboles des éléments d'addition classés en ordre décroissant. Les pourcentages de ces éléments multipliés par 4, 10, 100 ou 1000. [5]

I.1.1.3.2. Types des aciers faiblement alliés

Les principaux aciers faiblement alliés sont :

- **Acier à faible teneur en carbone**
- **Acier à moyenne a teneur en carbone**
- **Acier à forte teneur en carbone**

Les tableaux I.1 illustre différent types des aciers faiblement alliés.

Tableau I.1 : Tableau des compositions typiques des aciers au carbone. [6]

Métal	Composition typique (m%)
Acier doux à faible teneur en carbone	Fe + 0,04 - 0,3 C (+ - 0,8 Mn)
Acier à moyenne teneur en carbone	Fe + 0,3 - 0,7 C (+ - 0,8 Mn)
Acier à forte teneur en carbone	Fe + 0,7 - 1,7 C (+ - 0,8 Mn)
Acier faiblement allié	Fe + 0,2 C 0,8 Mn 1 Cr 2 Ni
Acier fortement allié (inoxydable)	Fe + 0,1 C 0,5 Mn 18Cr8Ni

I.1.1.3.3. L'acier X70

Les grades concernés par la présente spécification sont les grades standard A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 et X80; et les notes intermédiaires (notes sont supérieures à X42, intermédiaires à deux standards séquentiels agréés par l'acheteur et le fabricant). Le tube PSL 1 peut être fourni dans les classes A25 à X70. Le tube PSL 2 peut être fourni dans les catégories B à X80. L'acier de classe II (CI II) est rephosphorisé et a probablement Meilleures propriétés d'enfilage que la classe I (CI I). Par ce que la classe II (CI II) a une teneur en phosphore supérieure à celle de la classe I (CI I), il peut être un peu plus difficile à plier [7].

Le domaine du transport des hydrocarbures a nécessité l'utilisation des tubes de grand diamètre, et qui sont soumis à des pressions plus élevées. C'est ainsi qu'on a vu la fabrication de nouvelles grades : X60, X65, X70, X80 et même X100 [7].

Tableau I.2 : Composition chimique des aciers de pipelines [8].

API Grade	Steel Alloying Approach
X120	AF/Bainite/Martensite, C <0.10, Mn<2.0, Si<0.40, Nb<0.06, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B, Pcm≤0.25
X100	AF/Bainite, C<0.06, Mn<2.0, Si<0.40, Nb<0.06, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Pcm≤0.23
X80	F/AF, C≤0.06, Mn<1.70, Si<0.40, Nb≤0.10, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B, Pcm≤0.18
	F/AF, C≤0.06, Mn<1.70, Si<0.40, Nb≤0.10, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B, Pcm≤0.21
X70	D/t<50: F/AF, C≤0.06, Mn≤1.65, Si<0.40, Nb≤0.10 only, or Nb+Mo, Pcm≤0.18 or 0.21
	D/t>50: F/P, C≤0.10, Mn≤1.65, Si<0.40, Nb≤0.065 only, or Nb+V, Pcm≤0.20
X65	F/P, C≤0.10, Mn≤1.65, Si<0.40, Nb≤0.065 only, or Nb+V≤0.15 Pcm≤0.23
X60	F/P, C≤0.10, Mn≤1.50, Si<0.40, Nb≤0.065 only, or Nb+V≤0.12, Pcm≤0.23
X52	F/P, C≤0.10, Mn≤1.20, Si<0.40, Nb≤0.050 only, Pcm≤0.17
X42	F/P, C≤0.10, Mn≤1.00, Si<0.40, Nb≤0.050 only, Pcm≤0.16
API5LB	F/P, C≤0.20, Mn≤1.00, Si<0.40, Pcm≤0.16

PSL I Grades A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, et X70 doivent être répondre aux exigences de traction (tableau.I.3)

PSL 2 Grades B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, Et X80 doivent être répondre aux exigences de traction (tableau.I.4) [7].

Tableau I.3 : Traction Pour PSL1

Grade	Yield Strength, Minimum		Ultimate Tensile Strength, Minimum		Elongation in 2 in. (50.8 mm). Minimum, Percent
	psi	MPa	psi	MPa	
A25	25,000	(172)	45,000	(310)	a
A	30,000	(207)	48,000	(331)	a
B	35,000	(241)	60,000	(414)	a
X42	42,000	(290)	60,000	(414)	a
X46	46,000	(317)	63,000	(434)	a
X52	52,000	(359)	66,000	(455)	a
X56	56,000	(386)	71,000	(490)	a
X60	60,000	(414)	75,000	(517)	a
X65	65,000	(448)	77,000	(531)	a
X70	70,000	(483)	82,000	(565)	a

Tableau.I.4 : Traction pour PSL2

Grade	Yield Strength, Minimum		Yield Strength, Maximum ^b		Ultimate Tensile Strength, Minimum		Ultimate Tensile Strength, Maximum ^c		Elongation in 2 in. (50.8 mm), Minimum, Percent
	psi	MPa	psi	MPa	psi	MPa	psi	MPa	
B	35,000	(241)	65,000 ^d	(448)	60,000	(414)	110,000	(758)	a
X42	42,000	(290)	72,000	(496)	60,000	(414)	110,000	(758)	a
X46	46,000	(317)	76,000	(524)	63,000	(434)	110,000	(758)	a
X52	52,000	(359)	77,000	(531)	66,000	(455)	110,000	(758)	a
X56	56,000	(386)	79,000	(544)	71,000	(490)	110,000	(758)	a
X60	60,000	(414)	82,000	(565)	75,000	(517)	110,000	(758)	a
X65	65,000	(448)	87,000	(600)	77,000	(531)	110,000	(758)	a
X70	70,000	(483)	90,000	(621)	82,000	(565)	110,000	(758)	a
X80	80,000	(552)	100,000 ^e	(690)	90,000	(621)	120,000	(827)	a

L'acier X70 est un acier faible teneur en carbone. Il a une haute résistance mécanique et faiblement alliés (HSLA). De plus, il a une plus grande résistance à la corrosion atmosphérique que les aciers au carbone conventionnels. Ce type d'acier est conçu pour répondre à des propriétés mécaniques spécifiques, telles qu'une limite d'élasticité supérieure à 275 MPa [9,10].

L'acier X70 a une microstructure constituée de ferrite et de colonies de perlite comme il est montré dans la figure I.6

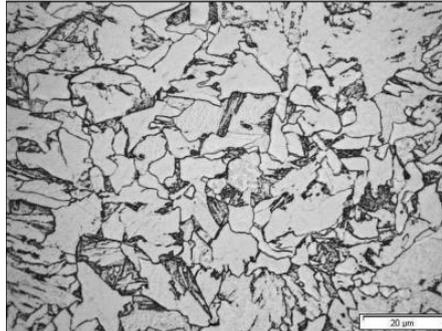


Figure I.6. Microstructure de l'acier X70[11].

I.1.1.3.4. Caractéristiques de l'acier X70

Les aciers à haute limite d'élasticité (HLE) ou (High Strength Low Alloyed) « HSLA steels » sont des aciers micro alliés de qualité fine à faible teneur en carbone avec ajout en faibles proportions de niobium, vanadium, et titane, pour avoir un durcissement supplémentaire par la précipitation de carbonitrides très fins et pour élever la température de recristallisation. Les autres éléments principaux entrant dans la composition chimique de ces aciers sont : le carbone, le manganèse, l'aluminium, le silicium, et le molybdène [12,13].

La composition chimique des aciers faiblement alliés à haute résistance consiste en une faible teneur en carbone comprise entre 0,05 % et 0,25 % pour une formabilité et une soudabilité suffisante, et une teneur en manganèse pouvant atteindre 2 %. On note que l'acier X70 contient une faible teneur de carbone (0.085). Les constituants chimiques restants peuvent varier en fonction de l'épaisseur du produit et des exigences de propriétés mécaniques, et de petites quantités de chrome, molybdène, nickel, cuivre, vanadium, niobium, azote, zirconium et titrage peuvent être utilisées dans différentes combinaisons. La résistance est ajoutée à l'acier HLE avec l'ajout de vanadium, de niobium, de cuivre et de titane [14].

Ces aciers sont caractérisés par très bonnes propriétés mécanique telle que :

- ✓ Une haute limite élastique.
- ✓ Une excellente propriété de résilience à basse température.

- ✓ Bonne aptitude à la mise en forme.
- ✓ L'aptitude à la soudure et excellente soudabilité sans précautions particulières.
- ✓ Leur donner de bonnes résistances au choc, jusqu'à - 40 °C.
- ✓ Avoir ses caractéristiques en fonderie est un défi.
- ✓ La résistance à la fatigue de ces aciers HLE est légèrement meilleure que les aciers classiques normalisés [12, 15, 14, 16].

Le tableau I.2 résume toutes les caractéristiques mécaniques et chimiques de l'acier X70 et même son aptitude au soudage.

Tableau I.5 : Caractéristiques mécaniques et chimiques de l'acier X70 et son aptitude au soudage.

Propriétés	Valeur
Dureté	190- 210 kg/mm ²
Resistance a la traction	565-758 N/mm ²
Résistance a la corrosion	bonne résistance à la corrosion
Soudabilité	bonne soudabilité

I.1.1.3.4. Domaines d'utilisation de l'acier X70.

L'acier X70 est utilisé dans plusieurs domaines. On cite principalement le domaine ; des pipelines destinés au transport d'hydrocarbures et qui restent le moyen le plus sûr de transporter de grandes quantités de pétrole et de gaz sur de longues distances. Ces conduites de transport sont des constructions coûteuses en raison de la quantité et de la qualité de l'acier utilisé. On note que les gazoducs et oléoducs sont soumis à des environnements particulièrement agressifs en raison de leur hétérogénéité et des nombreuses impuretés qu'ils contiennent. Cela peut avoir des conséquences désastreuses, notamment l'arrêt des installations de transport.

Les pipelines sont généralement constitués de tubes d'acier soudés bout à bout, revêtus à l'extérieur ou à l'intérieur et généralement enterrés.

I.1.2. Les aciers inoxydables duplex

I.1.2. 1.Définition d'un acier inoxydable

Les aciers inoxydable est un acier fortement allié. La concentration de chrome comprise entre 12% et 30 %, et le nickel entre 0% et 30%. Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques ferreux de grande importance. Ils sont connus depuis un siècle. Depuis son développement, l'acier inoxydable a révolutionné le monde des matériaux. Leur

importance est due à la polyvalence et aux nombreuses applications, pour lesquelles ils sont utilisés [17, 18].

I.1.2. 2. Les types des aciers inoxydables

On note qu'il existe plusieurs types d'acier inoxydables et qui sont

- **Acier inoxydable ferritique :**

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par l'absence de transformation austénitique. Les éléments qui stabilisent la phase ferritique sont : Cr, Mo, Si, Ti, et Nb.

- **Acier inoxydable martensitique :**

Cette alliage de type Fe-Cr. La structure martensitique est obtenue par trempe. La structure martensitique possède des propriétés de duretés et de résistance élevées. Comme dans tous les aciers,

- **Acier inoxydable austénitique :**

Dans ces types des aciers, les concentrations des éléments gammagènes, nickel et carbone, sont suffisantes pour obtenir à haute température une structure austénitique. Ces aciers contiennent en moyenne 18 % Cr, 10 % Ni, 0.060 % C. Le 18 % en chrome donne une bonne résistance à la corrosion. [19]

- **Acier inoxydables austéno-ferritique:**

Les aciers inoxydables austéno-ferritique sont formés de deux phases, l'austénite (γ) et la ferrite (α). Lors de la solidification, la ferrite formait en premier lieu et ensuite suivie par la germination de la phase austénitique [19].

La structure biphasée de l'alliage est à l'origine des propriétés des aciers duplex. Ils combinent positivement les propriétés mécaniques et de corrosion des aciers austénitiques et ferritiques. Ce qui donne une limite d'élasticité élevée R_e (entre 200 et 600 MPa) alliée à une ductilité satisfaisante (25 à 15%). La résistance à la rupture R_m peut atteindre 850 MPa, si le pourcentage en ferrite est de 80 % [20].

I.1.2. 2. Aciers inoxydables duplex

I.1.2. 2. 1. Définition de l'acier inoxydable duplex

Les aciers inoxydables duplex (en Anglais : Duplex Stainless Steel : DSS) se sont des alliages qui contiennent à la fois une phase ferrite et une phase austénitique (des alliages

biphasés) avec une fraction volumique équivalente (optimal) de 50 % en Ferrite α et 50% en austénite γ . Le DSS se solidifie sous forme de ferrite, dont une partie se transforme en austénite lors du refroidissement ultérieur, donnant le mélange prescrit des deux phases à température ambiante. Généralement, le rapport austénite/ferrite dépend de la composition chimique de l'alliage et du traitement thermique. Cependant, la plupart des alliages sont conçus pour contenir des quantités similaires de chaque phase à température ambiante [21]. La figure I.7 montre la microstructure d'un acier inoxydable duplex.

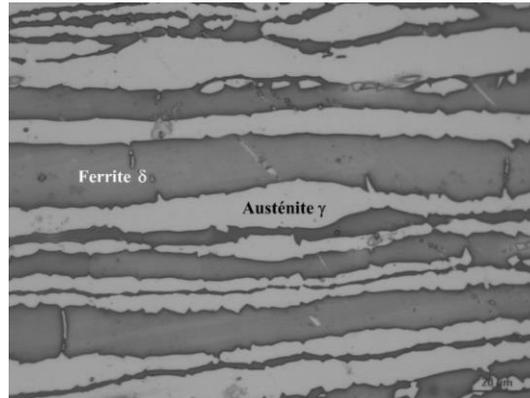


Figure I.7. Microstructure d'un acier inoxydable duplex [19].

I.1.2. 2. 2. Types des aciers inoxydables duplex

L'élaboration des aciers inoxydables duplex (à teneur en chrome importante) nécessite une étape de fusion (four électrique à arc ou four à induction) suivie d'une étape d'affinage et de métallurgie secondaire (Convertisseur sous air AOD, Convertisseur sous vide VOD). Ces deux étapes se réalisent en pratique dans des fours différents [22].

Les aciers inoxydables duplex sont livrés sous deux formes

- Les aciers inoxydables duplex moulés.
- Les aciers inoxydables duplex laminés.

Les principaux types des aciers inoxydables duplex sont les suivants:

- **Lean duplex** tel la nuance EN 1.4362(2304), sans addition de Mo.
- **Duplex standard** tel l'acier EN1.4462(2205), un acier à tout épreuve, qui représente plus de 80 % des usages.
- **Duplex 25%Cr**, tel le 255, avec un PREN inférieur à 40.

- **Superduplex** (PREN40-45), 25-26% de Cr à teneur accrue en Mo et Na en comparaison avec les nuances 25 % de Cr usuelles (exemple: EN 1.4410(2207)).
- **Hyperduplex**, définis comme des aciers duplex fortement alliés, avec un PREN supérieur à 45.

On note que l'abréviation **PREN** = indice de résistance à la corrosion par piqûres = %Cr + 3.3 (%Mo+0.5%W) + 16%N. [23]

I.1.2. 2. 3. Propriétés des aciers inoxydables duplex

Les différents genres d'acier inoxydable ont des propriétés mécaniques différentes. Les aciers martensitiques ont une limite d'élasticité et une résistance à la traction élevées mais une faible ductilité tandis que les nuances austénitiques ont un faible limite d'élasticité et une excellente ductilité. Quelque part entre les deux se trouvent les aciers ferritiques-austénitiques (duplex) et ferritiques. L'avantage des aciers duplex est leur résistance élevée due à la phase austénitique, et une ductilité assez élevée, qui résulte de la phase ferritique. La limite d'élasticité du DSS est supérieure à celle de l'acier inoxydable austénitique et ferritique, ce qui est le résultat d'une petite taille de grain, causée par l'entrave mutuelle de la croissance des grains de ferrite et d'austénite, impliquant une résistance plus élevée pour la structure à deux phases que ses constituants [24, 25].

Les aciers inoxydables duplex qui contiennent deux phases (Ferrite et Austénite) sont caractérisés par des bonnes propriétés, combinaison des propriétés des aciers inoxydables austénitiques et de ferritiques, une bonne résilience même à de basses températures, une résistance à la traction élevée, une bonne soudabilité et forgeabilité et une très bonne résistance à la corrosion [26,27].

Le tableau I.6 résume toutes les caractéristiques mécaniques et chimiques des aciers inoxydables duplex.

Tableau I.6 Caractéristiques mécaniques et chimiques des aciers inoxydables duplex.

Propriétés	Valeur
Dureté	Entre 250 et 300 kg/mm ²
Resistance à la traction	Attendre 850MPa
Resistance à la corrosion	Excellente résistance à la corrosion
Soudabilité	Bonne soudabilité

I.1.2. 2. 5. Domaines d'utilisation des aciers inoxydables duplex

Les aciers inoxydables duplex sont utilisés dans les domaines suivants :

* Le domaine de pipeline pour le transport oléoduc et gazoduc, les aciers inoxydables duplex sont utilisés dans les industries pétrolière et gazière pour résister à la corrosion (un problème majeur qui provoque la défaillance des pipelines). [28, 29,30]

* Les aciers inoxydables duplex sont utilisés aussi dans les tuyaux de fond et les têtes de puits, les conduites d'écoulement, les ombilicaux, les cuves de tuyauterie de procédé, les systèmes d'eau, les usines de dessalement, les équipements de dépollution, les chimiquiers, les pièces mécaniques, le système haute pression et les échangeurs de chaleur [30,31].

* Ils trouvent également des applications dans les usines de pâtes et papiers, les fluides de traitement contenant des chlorures, les solutions de carbonate d'ammonium, les industries minières et de traitement des minéraux, les usines d'engrais et de nombreuses autres industries chimiques [32].

I.2. Soudage des aciers

Le soudage est un procédé consistant à assembler deux parties de manière à assurer la continuité entre les parties soit par chauffage, soit par intervention de pression, soit par l'un et l'autre, avec ou sans l'ajout d'un produit d'apport dont la température de fusion est proche du matériau de base. [9]

Les aciers peuvent être soudés par la plupart types de soudage (soudage laser, soudage par friction, soudage à l'arc, etc...) mais cette partie de chapitre sera réservée aux types de soudage à l'arc qui nous intéresse dans cette présente étude. Donc, les principaux types de soudage à l'arc sont :

- Soudage par électrode réfractaire TIG (Tungstène inerte gaz)
- Soudage par électrode fusible MIG MAG (métal inerte gaz ou actif gaz)
- Soudage par électrode enrobée MMA (Manuel Métal Arc)
- Soudage sous flux solide SAW
- Soudage par plasma

On note que la grande variété des procédés de soudage existants peut être classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre (Figure I.8) [4].

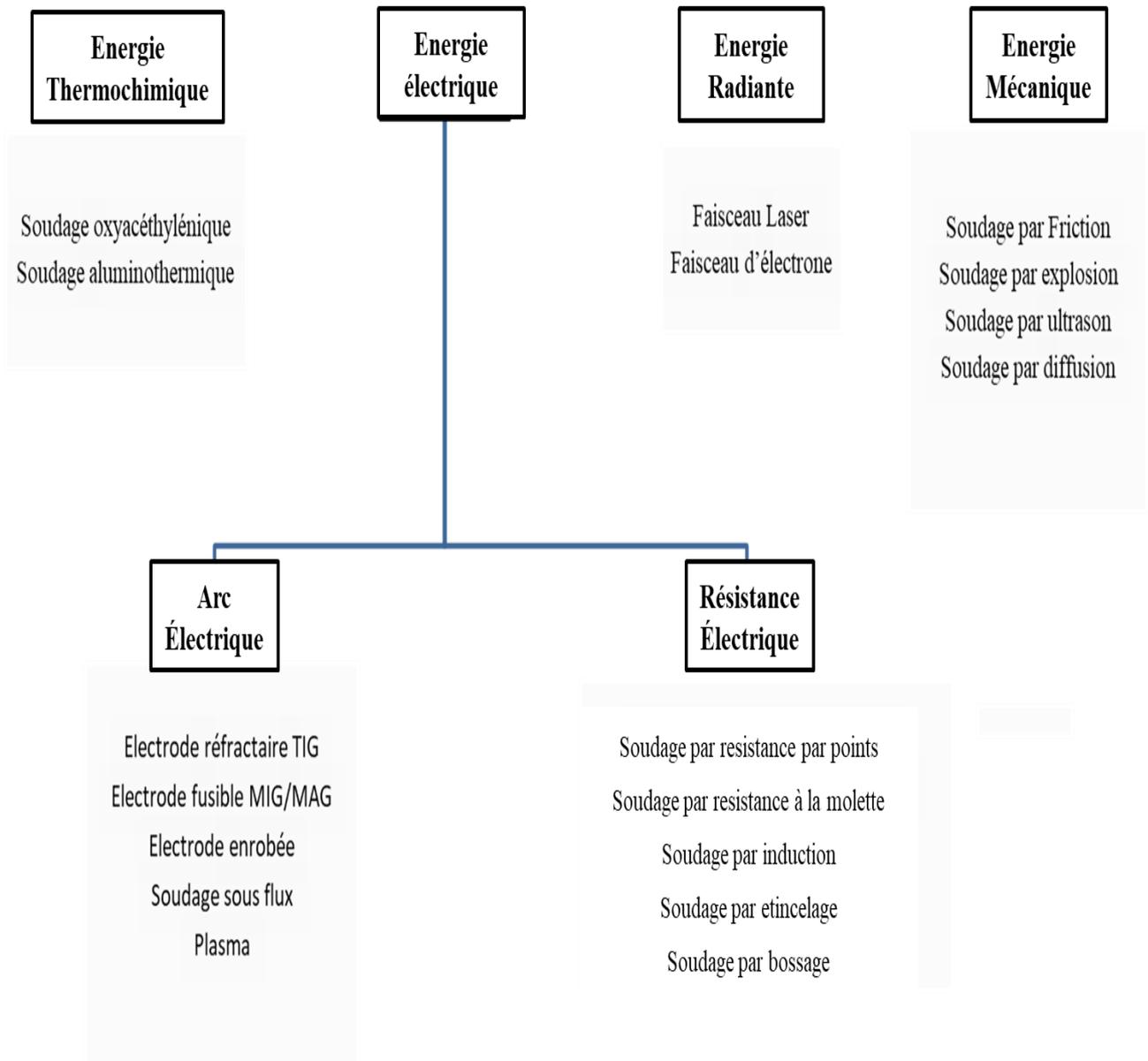


Figure I.8: Procédé de soudage selon les différentes sources d'énergie [33].

I.2.1. Soudage TIG

I.2.1.1. Principe du soudage TIG

Le soudage TIG est effectué à l'aide d'un arc électrique entre l'électrode réfractaire de tungstène et la pièce à souder. Le métal d'apport est amené manuellement avec une baguette ou automatiquement avec une bobine de fil. L'électrode de tungstène et le bain de fusion sont protégés des contaminations atmosphériques de l'air par un gaz inerte (l'argon ou de l'hélium ou les deux pour le soudage de l'acier inoxydable austénitique). [34]

Le procédé TIG assure une bonne qualité de la soudure avec des propriétés mécaniques les plus proches possible de celles du métal de base [19]. La figure I.8 présente ce procédé de soudage.

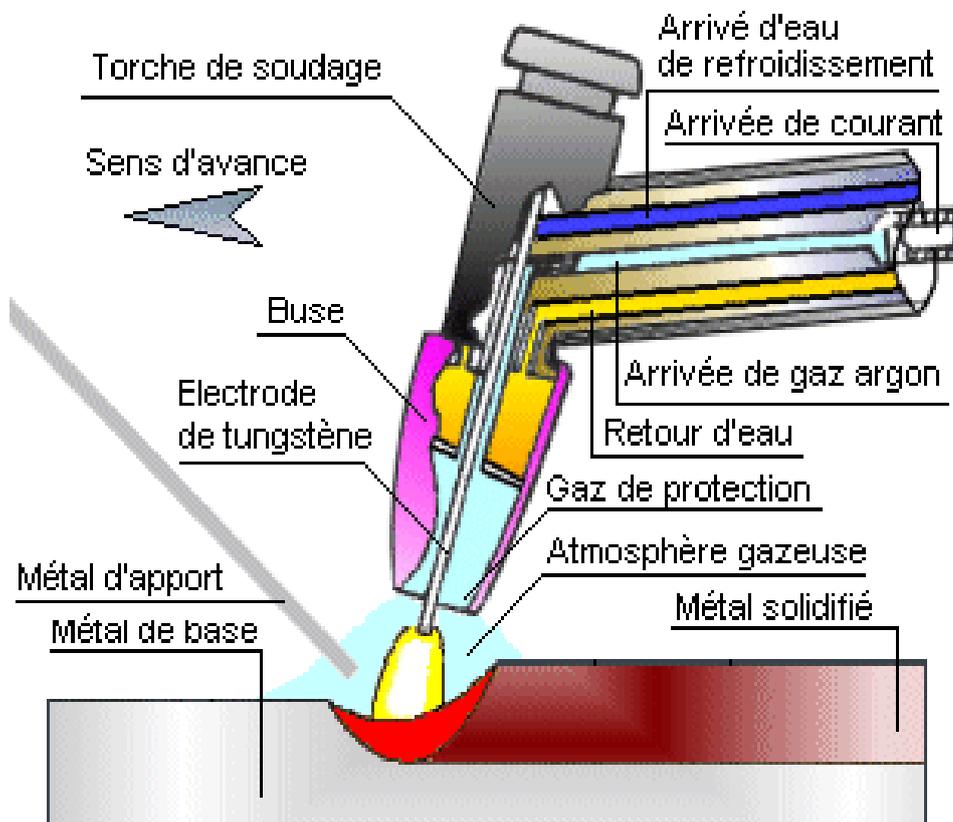


Figure I.9: Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode non fusible TIG [35].

I.2.1.2. Types des électrodes utilisées pour le soudage TIG

Les principales électrodes utilisées pour le soudage TIG sont :

Électrodes en tungstène pur: ayant une température de fusion de 3400°C, permettant de souder les alliages d'aluminium

Electrodes alliées au thorium : utilisées pour le soudage TIG en courant continu des aciers inoxydables, des aciers courants, du titane et du cuivre. Elles ont une température de fusion est de 4000°.C.

Electrode en tungstènes alliées au cérium

Electrode en tungstène alliées au lanthane.

On note qu'au début du procédé, le tungstène pur fut utilisé, mais de très nombreux avantages furent obtenus par l'adjonction d'alliages de thorium ou de lanthane. [36]

I.2.1.3. Application du soudage TIG

Le soudage TIG est utilisé pour assembler la plupart des métaux. Le soudage peut être mécanisé à l'aide d'une torche droite mobile, ou bien fixe avec un positionnement automatique. La soudure orbitale permettant le soudage de tubes ou pipes ainsi que le soudage de tubes sur plaques. Le TIG est avant tout employé pour souder des épaisseurs de 0,3 à 6 mm. Au-delà, le TIG est associé à l'électrode enrobée ou au MIG/MAG pour les passes de remplissage. [36]

Le courant continu avec l'électrode reliée à la borne négative de la source d'alimentation est utilisé pour les aciers. les aciers inoxydables. le cuivre et ses alliages, le titane et ses alliages, le nickel et ses alliages, et le zirconium et ses alliages

Le courant alternatif est utilisé pour le magnésium et ses alliages, l'aluminium et ses alliages, et le bronze d'aluminium.

I.2.2. Soudage MIG

I.2.2.1. Principe du soudage MIG

Pour le soudage à l'arc sous protection gazeuse avec fil électrode fusible: l'électrode est un fil plein. Une arrivée annulaire du gaz assure la protection du métal fondu. Ce gaz peut être de deux types :

- **Neutre** (argon avec, une petite quantité d'oxygène et parfois avec l'ajout de l'hélium), le procédé est alors désigné à l'aide de la locution « **soudage MIG** » ;

- **Actif** (dioxyde de carbone presque pur ou mélangé à des gaz neutres) le métal du fil contient alors des éléments d'addition susceptibles de fixer l'oxygène libéré par la dissociation du dioxyde de carbone. Le procédé est appelé « **soudage MAG** ».

Dans certains cas, en soudage MAG, il est possible de remplacer un fil fourré au fil plein.

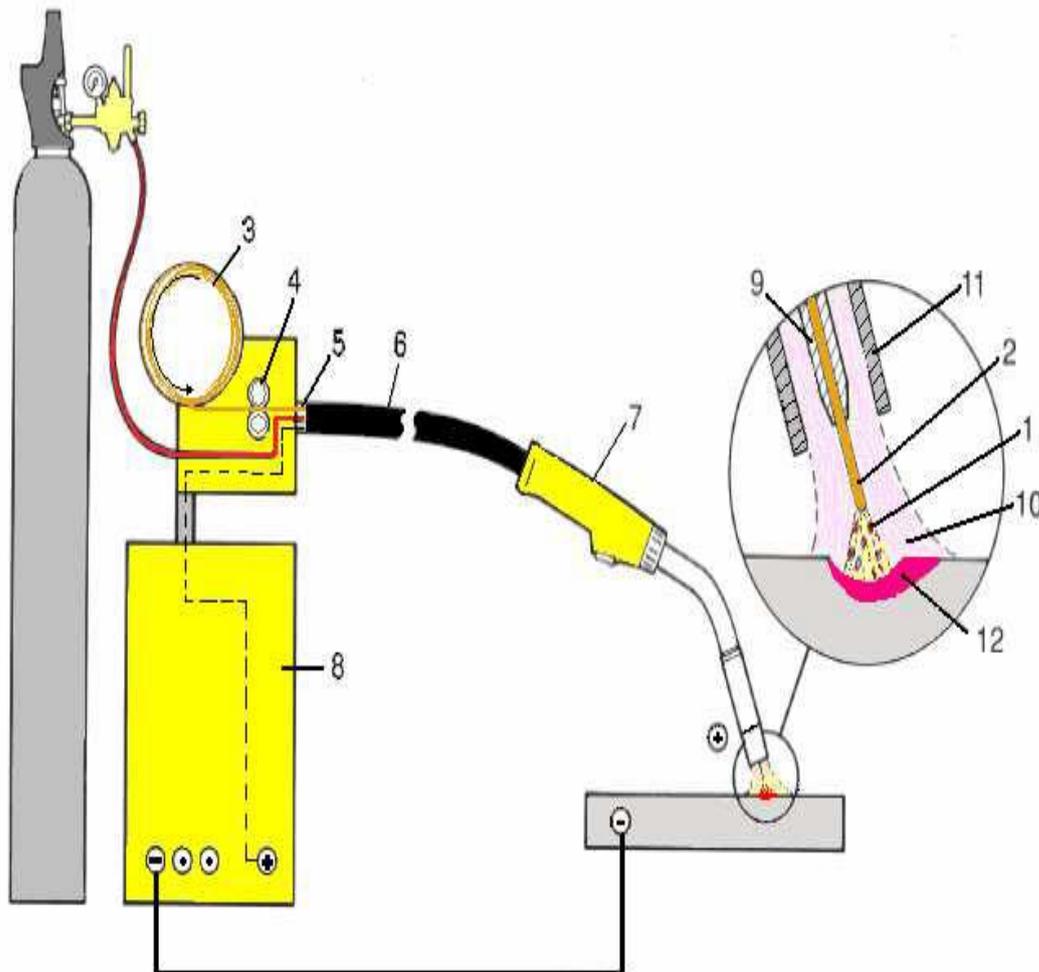


Figure I.10. Le soudage MIG. [37]

I.2.2.2. Types des électrodes utilisées pour le soudage MIG

Les principales électrodes utilisées pour le soudage MIG sont :

- Electrode fil fourré.
- Electrode en fil plein.

I.2.2.3. Application du soudage MIG

Le soudage MIG peut être utilisé avec tous les types de métaux. Il est utilisé pour souder le pipeline en acier

On note que le procédé de soudage MIG/MAG est flexible et ses avantages sont :

- Une large gamme d'épaisseur de métaux (>0,5 mm).
- Moins d'énergie ce qui évite la déformation de métaux fins.
- Dans le cas de métaux plus épais et pour garantir des hautes performances, les passes de remplissage peuvent être effectuées,
- Possibilité de souder les métaux les plus usuels tels que le métal doux, faiblement allié et inoxydable, l'aluminium et ses alliages, et d'autres métaux et alliages non-ferreux.
- Possibilité de souder dans toutes les positions de soudage.
- Le soudo-brasage MIG/MAG peut assembler des métaux sans endommagement de leurs résistance a la corrosion (comme les métaux galvanisés). [37]

I.2.3 Soudage automatique sous flux solide (arc submergé) :

I.2.3.1. Principe du soudage SAW

C'est un procédé automatisé où la tête de soudage se déplace de façon automatique le long du joint (Fig.I.11). L'électrode est composée d'un fil nu dont. Le flux, sous forme de particules, est déposé à la surface du joint. [38]

L'arc électrique est immergé sous la surface du flux dont il fond une partie pour donner un laitier qui se solidifie en assurant la protection de la soudure. Le soudage à l'arc sous flux en poudre est effectué sous des intensités entre 400 A et 1 000 A. [39]

La machine de soudage (ou les pièces à souder) se déplace, assurant la vitesse de soudage. Dans certain cas on utilise deux fils-électrode alimentés soit par le même générateur (arcs jumelés), soit par des générateurs différents. [38]

Les avantages de ce procédé est une haute énergie de soudage qui permet une pénétration importante, une vitesse de soudage supérieure à 2 m / min, un cordon de qualité est déposé et qui ne nécessite pas un usinage, très bonne caractéristiques (chimique et mécanique) du joint de soudé, et économique .[38]

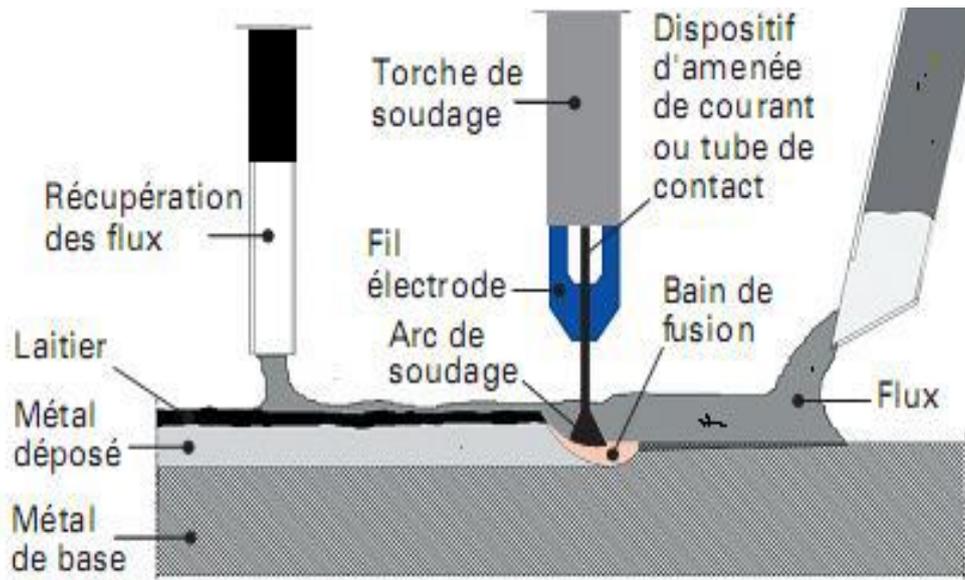


Figure I.11: Procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide [40]

I.2.2.3. Application du soudage SAW

Ce type de soudage peut être utilisé dans :

- Industrie légère et lourde (aciers non alliés)
- Appareils à pression (aciers faiblement alliés)
- Pipe Mills (tous grades d'aciers)
- Offshore (aciers faiblement alliés)
- Industrie pétrochimique (aciers inoxydables/base nickel). [41]

I.2.4 Soudage par électrode enrobée

I.2.4.1. Principe du soudage SMAW

Pour le soudage à l'arc avec électrode enrobée: l'électrode est constituée par:

- une âme métallique pour permettre la conduction du courant et sert de métal d'apport ;
- un revêtement adhérent appelé enrobage qui est constitué de certains composés. Cet enrobage peut être:

- **cellulosique** : il donne peu de laitier
- **rutile** : le constituant de base est de l'oxyde de titane
- **basique** : le composé de base est le carbonate de calcium [42].

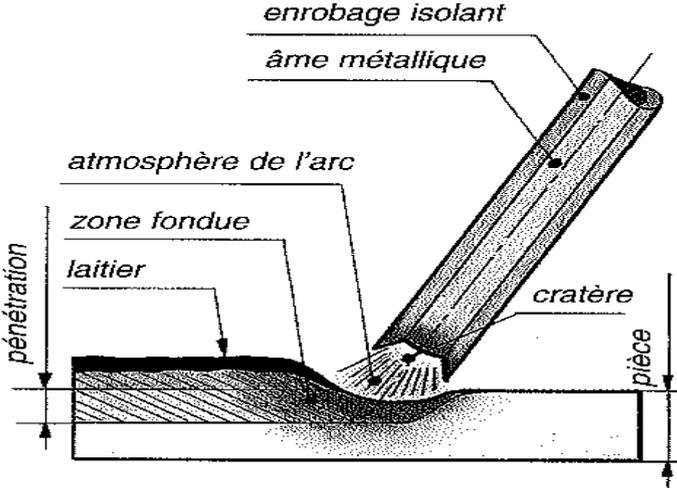


Figure I.12: Procédé de soudage avec électrode enrobée. [43]

Références Bibliographiques

- [1] J. Barralis, G. Maeder, “ Précis de métallurgie (élaboration, structure /propriétés et normalisation)”, 5ème édition Nathan année 1990.
- [2] S. Mohammed, “Iron- Carbon Diagram Explanation”, Material Science, 2020.
- [3] B. Thomas, J. H. Schmitt, “Durcissement des aciers: Role de la microstructure, Techniques de l'ingénieur”, M 4341, 2002.
- [4] G. Murry, Transformations dans les aciers, Normalisation (AFNOR), Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques M 1 115, Centre français d'exploitation 2002.
- [5] Michel Colombie. « Matériaux Métalliques » Edition Dunod; 2017
- [6] J. Barralis & G. Maeder, “Précis de métallurgie (élaboration, structure / propriétés et normalisation) ” ,5ème édition Nathan année 1990.
- [7] API specification 5l forty-third edition,2004.
- [8] Lucinda Jeanette Smart, Review of materials property data for nondestructive characterization of pipeline materials, Graduate Theses and Dissertations, Iowa State University, 2015.
- [9] J. Paules, “Practical considerations in microalloying with vana-dium, niobium, ortitanium”, Proc. Of the Inter. Symp. on Micro-alloyed Vanadium Steels, Cracow,1990.
- [10] D. Bhadeshia, R. Honeycomb, “Steels Microstructure and Properties”, 3rd Ed, Elsevier,2006.
- [11] K. Kofiani, A.Nonn, T. Wierzbicki, “ New calibration method for high and low triaxiality and validation on SENT specimens of API X70”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2013.
- [12] G. Regheere, “Aciers micro-alliés à traitement thermique intercritique”, metalblog, 2020.
- [13] M. Muller and F. Schroter, “Nouveaux aciers à haute limite d'élasticité application aux ouvrages d'art, recherche scientifique”, 2005.

- [14] R. W. Fonda and G. Spanos, “Microstructural evolution in Ultra-Low-Carbon Steel Weldments Controlled Thermal Cycling and Continuous Cooling Transformation Diagram of the Weld Metal”, Metallurgical and Materials Transactions, 2000.
- [15] M. Muller, F. Schroter, “Nouveaux aciers à haute limite d’élasticité application aux ouvrages d’art, recherche scientifique”, 2005.
- [16] J. E. Ramirez, S. Mishael, and R. Shockley, “Properties and Sulfide Stress Cracking Resistance of Coarse - Grained Heat -Affected Zones in V- Micro alloyed X60 Steel Pipe”, Welding Journal, 2005.
- [17] Burgard. P, Heipple C. R, “Interaction between impurities and weld parametrs in determining GTA weld shape”, Welding Journal, 1986.
- [18] Sundell, R. E, Correa S. M, Harris L. P, Solomon H.D, Wojcik L. A, SA VAGE W. F. and WALSH D. W, Minor element affects on gas-tungsten-arc weld penetration. Interim report, 1985.
- [19] B. Belkessa, “Contribution à l’étude de la cohésion du joint de soudure hétérogène entre un acier duplex et un acier HSLA ”, Thèse de doctorat n Sciences des Matériaux (FGMGP_USTHB), 2017.
- [20] Van Nassau, L., Meelker, H. et Hilkes, J., “Le soudage des aciers inoxydables duplex et super duplex”, Souder, n° 4, 1994.
- [21] Liptak J. A Gas tungsten arc welding heavy aluminium plate. Welding Journal, 1965.
- [22] W. Elmay, <https://metalblog.ctif.com/2019/01/28/les-moyens-delaborations-de-lacier-liquide> ,Publié le 28 janvier 2019
- [23] C. Baumhauer, “Influence du niobium sur la microstructure et les propriétés d’usage des aciers inoxydables austéno –ferritiques (duplex)”, Science et Ingénierie des Matériaux et Procédés, 2018.
- [24] J .Alsarraf, “ Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Super Duplex Stainless Steels”, PhDThesis, 2010 .
- [25] J. O. Nilsson, ‘ Overview: Super Duplex Stainless Steels’, Material Science Technology, 1992.
- [26] Multhupandi, V., BalaSrinivasan P., Seshadri, S.K, and Sundaresan, S. “Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds”, Materials Science and Engineering, 2003.
- [27] Kordatos, J.D., Foularis, G. and Papadimitriou, G., “The effect of cooling rate on the mechanical and corrosion properties of SAF 2205 duplex stainless steel welds”. Scriptamaterialia, 2001.
- [28] C. Shek, K. H. Lo, and J. K. L. Lai, “Recent developments in stainless steels”, Materials Science and Engineering: R: Reports, 2009.

- [29] E. Hussain, and A. Husain. "Erosion - corrosion of duplex stainless steel under Kuwait marine condition", Desalination, 2005.
- [30] J.Charles, "Duplex Stainless Steels- a Review wafter DSS '07 heldin Grado", steel research international,2016.
- [31] R. Gunn, Duplex Stainless Steel –Microstructure, Properties and Applications, Abington Publishing: Cambridge, England, 1997.
- [32] R.B.Francis, "Experiences with Zeron100@superduplex stainlesssteel inthe processindustries" In:Stainless SteelWorld:KCLPublishing, 1999.
- [33] C. FERDINAND " Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés TIG et laser de tôles d'alliages de titane réfractaires " thèse doctorale de l'institut national polytechnique de Toulouse, 2005.
- [34] Manuel du soudeur Pour le soudage sous protection gazeuse et l'oxycoupage, Première édition en 2019.
- [35] C. Ferdinand. "Mise en oeuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédé TIG et Laser de tôles d'alliages de titane réfractaire. Thèse de doctorat. Institut National Polytechnique de Toulouse, 2005.
- [36] Guide pratique Interne procédé TIG Antony FERNANDES, ESAB France Propriété d'ESAB, 2009.
- [37] Les fondamentaux du procédé MIG/MAG Soudage - MIG/MAG Dan Erlandsson ESAB AB Welding Equipment AB, Laxå, Sweden, 2007.
- [38] D. Chems-Eddine, "Effet de la soudure sur la structure de l'acier", Thèse Doctorat Université Mohamed Khieder– Biskra. 2011.
- [39] R. Blondeau, " Procédés et applications industrielles du soudage", Hermès Science publication, Paris 2001.
- [40] R. Varisellaz livre, " SOUDAGE éléments de conception et de réalisation" Edition DUNOD, 1987.
- [41] Le procédé Arc Submergé. <http://www.lincolnelectriceurope.com>, 2006.
- [42] "Techniques de l'ingénieur", M 0715.
- [43] Guide pratique du soudeur électrode enrobée (MMA) Usage interne – Propriété ESAB, 2009.

Chapitre II : soudage des aciers non semblables

Introduction

Ce chapitre sera consacré aux travaux de recherche réalisés sur le soudage des aciers non semblables et surtout le soudage à l'arc et plus précisément le soudage de l'acier inoxydable duplex avec d'autres aciers.

II.1. Les procédés de soudage des aciers non semblables

Dans cette partie, on présente les différents procédés de soudage des aciers non semblables. On note que les aciers non semblables peuvent être soudés par les procédés de soudage suivants :

- Le soudage à l'arc
- Le soudage par friction FRW
- Le soudage laser LW
- Le soudage par explosion EXW
- Le soudage par résistance RW

Le tableau II.1 résume certains travaux de recherche liés au soudage des aciers non semblables assemblés par les différents procédés de soudage.

Tableau II.1 Certains travaux de recherche liés au soudage des aciers non semblables assemblés par les différents procédés de soudage.

Aciers non semblables	Procédé de soudage	Référence
Acier inoxydable avec acier au carbone	TIG	[1]
Acier inoxydable avec acier doux	Laser LW	[2]
Acier inoxydable duplex (nuance 2205) et acier de cuve (nuance DIN-P355GH)	Explosion EXW	[3]
Acier inoxydable duplex avec acier ferritique	TIG	[4]
Acier à faible teneur en carbone avec acier inoxydable austénitique	Hybride laser-TIG	[5]
Acier au carbone avec acier inoxydable duplex	TIG	[6]
Acier au carbone avec acier inoxydable austénitique	Résistance RW	[7]
Acier inoxydable duplex avec acier de construction à faible teneur en carbone et au manganèse	Friction-malaxage FRW	[8]

II.2. Le soudage à l'arc des aciers non semblables

Dans cette partie, on présente les différents procédés de soudage à l'arc des aciers non semblables. On note que les aciers non semblables peuvent être soudés par les procédés de soudage à l'arc suivants :

- Soudage TIG
- Soudage MIG/MAG
- Soudage MMA
- Soudage Laser LW

II.2.1 Le soudage TIG des aciers non semblables

Certains travaux de recherche ont consacré leurs travaux sur le soudage TIG des aciers non semblables. Par exemple, Vishvesh et al. [1] ont étudié les aspects microstructuraux du procédé de soudage TIG et A-TIG de nuances d'acier dissemblables et la corrélation avec le comportement mécanique. La figure II.1 montre par exemple les différentes zones observées dans le joint soudé.

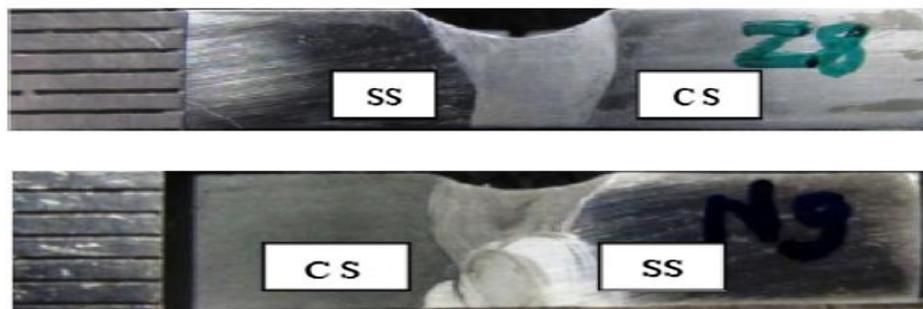
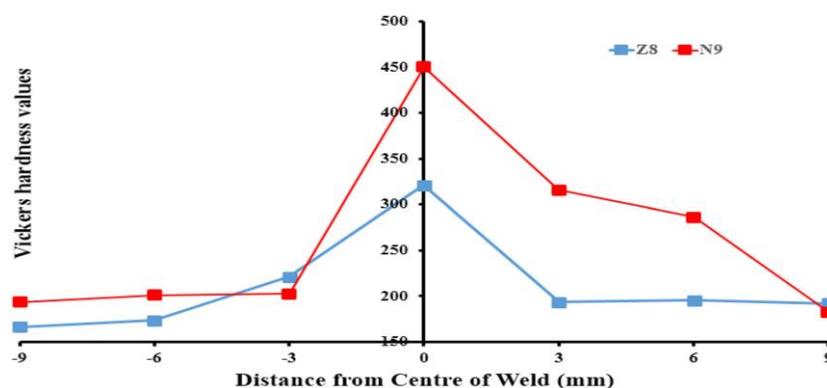


Figure II.1. Macrographies de soudure des éprouvettes Z8 et N9 [1].

Les courbes de dureté obtenues sont montrées dans la figure II.2 et qui présentent la différence de micro-dureté à travers le joint soudé et qui est très attendu comme résultat.



Les auteurs ont trouvé que les propriétés mécaniques et l'efficacité des joints des soudures A-TIG sont supérieures à celles des soudures TIG normales. Les flux activés tels que TiO_2 , ZnO et MnO_2 sont efficaces pour le soudage A-TIG des soudures dissemblables entre l'acier au carbone et l'acier inoxydable.

II.2.2. Le soudage MIG des aciers non semblables

Certains travaux de recherche ont mené des études sur le soudage MIG des aciers non semblables. Par exemple, Xiangyu et al. [9] ont étudié la microstructure et les propriétés mécaniques des soudures MIG entre l'acier d'armure 6252 et l'acier Q550D HSLA. La figure II.3 montre un aperçu du joint soudé et qui présente la microstructure de la ZAT et de la zone de fusion..

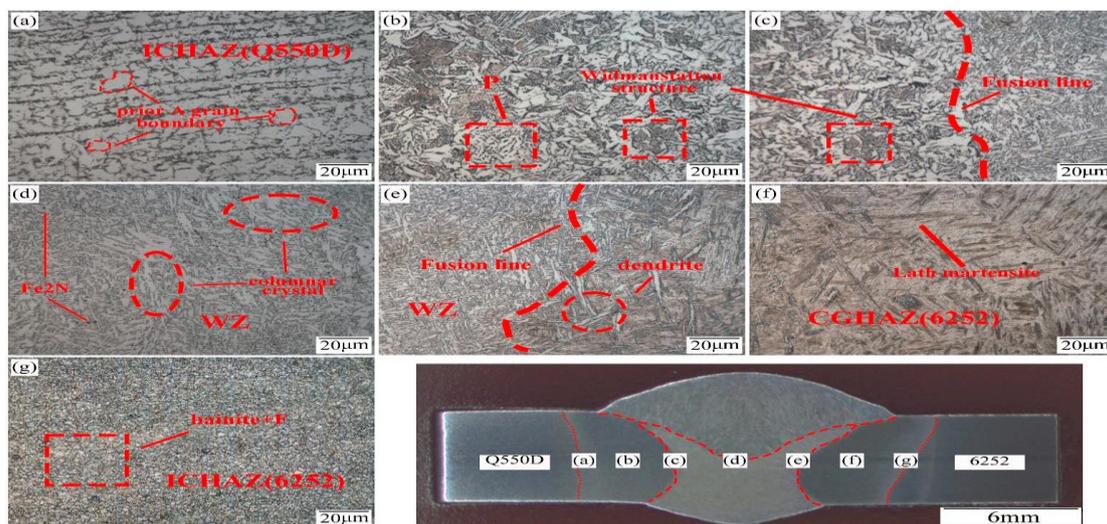


Figure II.3 : Microstructures du joint soudé dissemblable (ER70S-G) : (a) C ZAT intercritique (Q550D), (b) ZAT à gros grains (Q550D), (c) zone de fusion (Q550D), (d) zone de soudure, (e) zone de fusion (6252), (f) ZAT à gros grains (6252) et (g) ZAT intercritique (6252). [9]

Les courbes de dureté obtenues par ces mêmes auteurs ont révélé la différence de dureté le long du joint soudé comme il est présenté dans la figure II.4

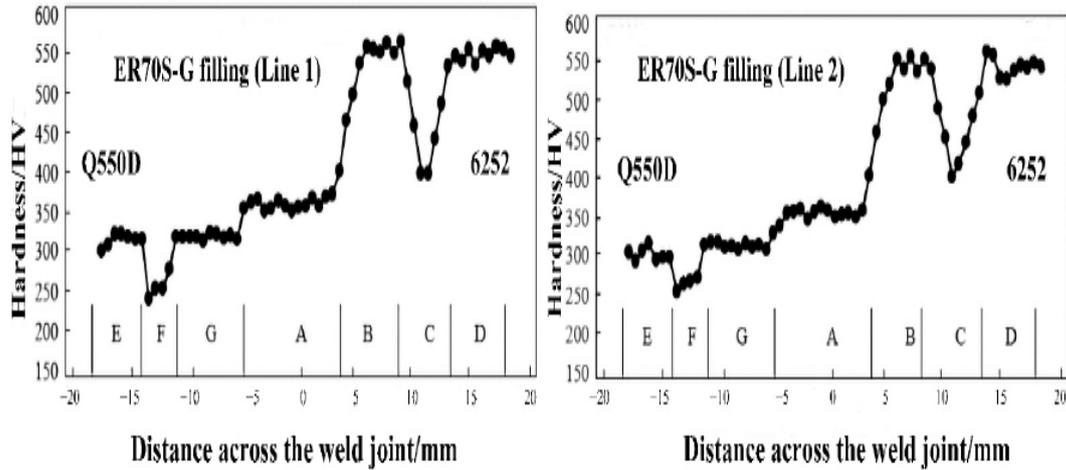


Figure II.4: Répartition de la dureté de la section de soudure. [9]

Les auteures ont trouvé aussi que l'analyse de la microstructure(OM) a montré qu'une grande structure de Widmanstätten a été observée au niveau de la ligne de fusion du côté Q550D et que les tailles de grains apparentes ont changé du côté 6252. Une croissance de ferrite cylindrique le long de Joint des grains de bainite a été aussi observée dans la zone de soudure de remplissage ER70S-G, tandis que la zone de soudure de remplissage ER140S-G était occupée par des structures bainitiques inférieures. Le test de dureté ont montré que la dureté du HAZ du côté 6252 était significativement plus élevée que celle du BM et du WZ, et le joint soudé obtenu par la charge ER140S-G avait une dureté plus élevée.

II.2.3. Le soudage Hybride laser-TIG des aciers non semblables

Pour le soudage Hybride laser-TIG des aciers non semblables, on peut citer le travail de recherche d'Hui-Chi et al. [5] qui ont étudié le soudage hybride laser-TIG d'aciers ferreux dissemblables : acier à faible teneur en carbone de 10 mm d'épaisseur à un acier inoxydable austénitique 304. La figure II.5 montre la macrostructure du joint soudé .

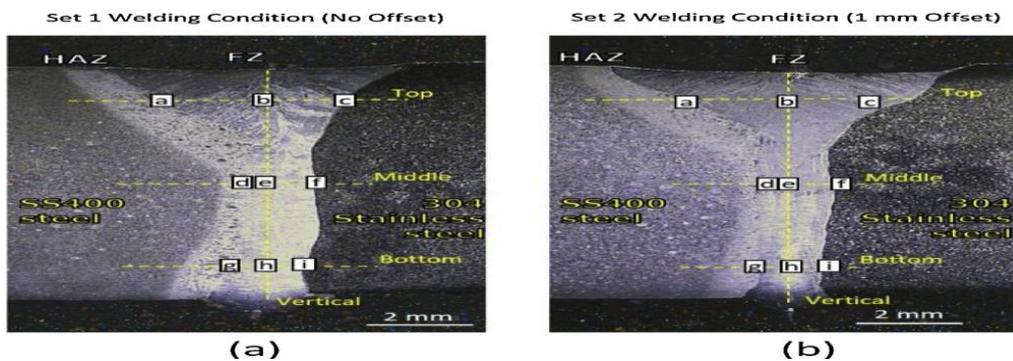


Figure II.5 : Coupe transversale des soudures avec différentes conditions de soudage[5]

Ces mêmes hauteurs ont effectués des mesures de micro-dureté sur le joint soudé et qui ont été liées à des mesures de composition chimiques de certains éléments comme il est illustré dans la figure II.6

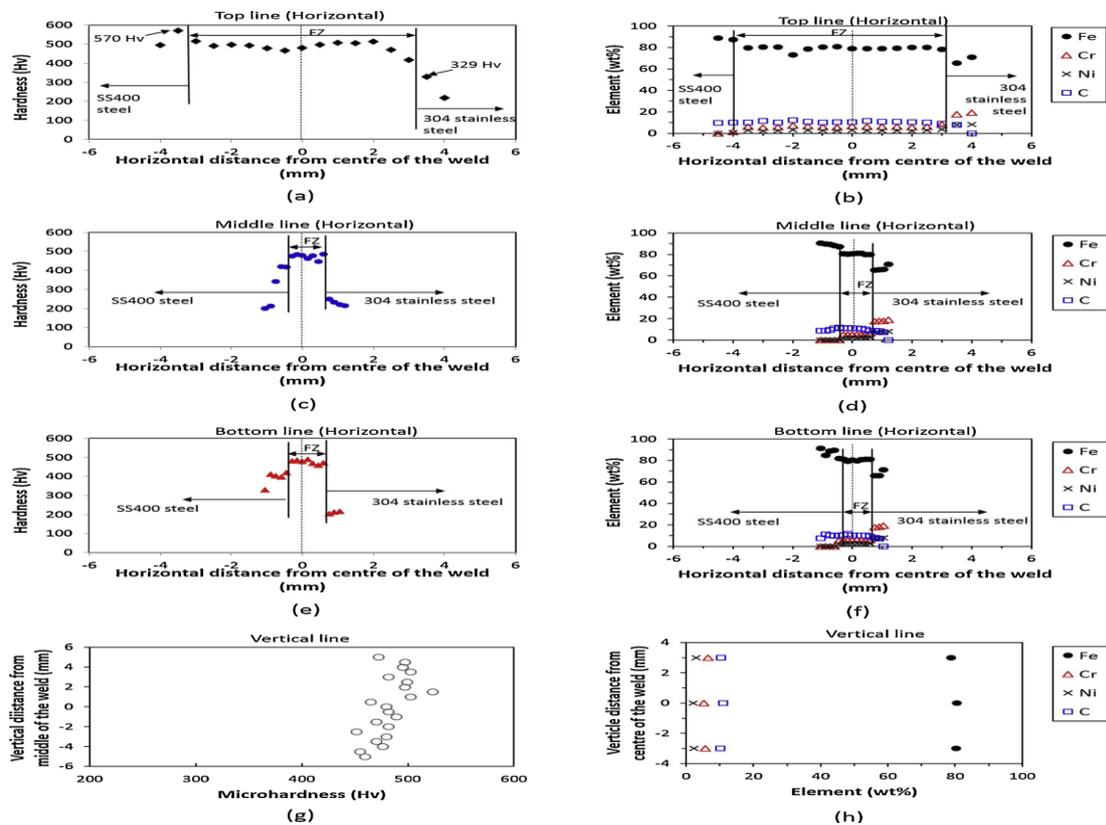


Figure II.6: Distributions de dureté ((a), (c), (e), (g)) et composition chimique ((b), (d), (f), (h)) de la soudure préparée par la condition de soudage Set 1. [5]

Les auteures ont montré qu'une meilleure qualité de soudure était obtenue lorsque les sources de chaleur étaient placées sur l'interface des matériaux de soudage par rapport à un décalage du côté de l'acier inoxydable. La qualité de la soudure en termes de microstructure, de distribution de dureté et de résistance à la traction était fortement déterminée par la localisation des sources de chaleur dans le soudage hybride laser-TIG en raison de la disparité des comportements thermiques se développant dans deux matériaux de soudage. Les résultats des essais de traction montrèrent que les échantillons soudés se sont rompus au niveau du métal de base SS400 avec un mode de rupture ductile.

II.2.4. Le soudage par laser des aciers non semblables

Le soudage par laser des aciers non semblables a été aussi étudié comme le travail de recherche de Pardeep et al. [2] qui ont mené une recherche expérimentale sur le soudage bout à bout au laser CO₂ de tôles minces en acier inoxydable AISI 304 avec un acier doux. La

figure II.7 montre la microstructure du joint soudé avec le changement des conditions de soudage; où la qualité du joint varie d'une condition à une autre.

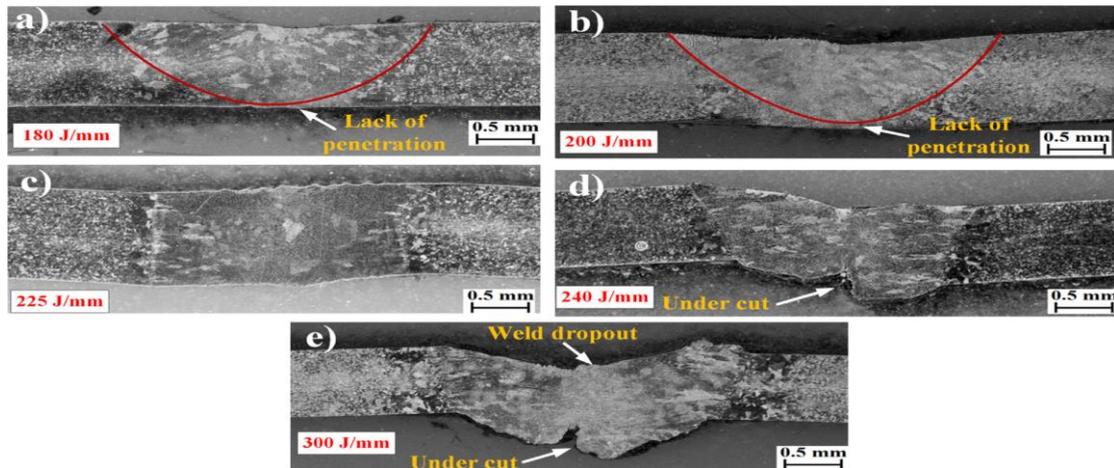


Figure II.7 : Macrographies des sections transversales de soudure à un apport de chaleur de (a) 180 J/mm (b) 200 J/mm (c) 225 J/mm (d) 240 J/mm et (e) 300 J/mm. [2]

De même, sous ces mêmes conditions de soudage, des courbes de dureté ont été obtenues (Fig. II.8) où on constate la différence entre les différentes courbes de dureté.

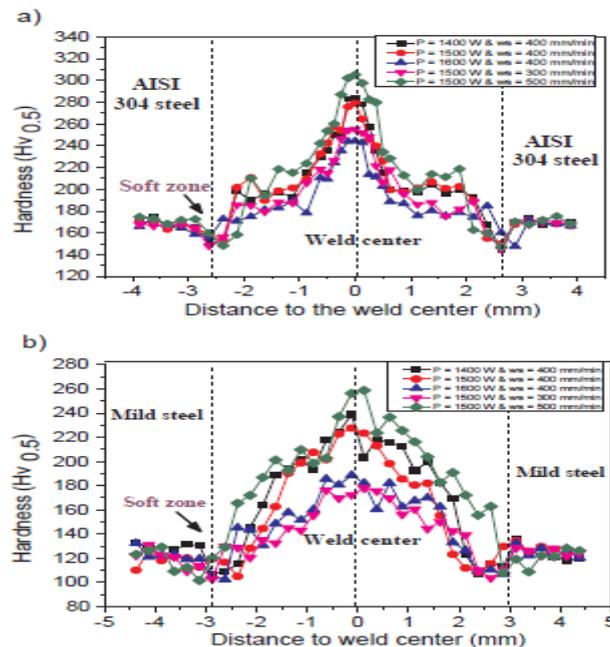


Figure II.8 : Répartition de la dureté à travers la section transversale à la direction de soudage à une puissance laser et une vitesse de soudage variables pour (a) les joints soudés en acier AISI 304 (b) les joints soudés en acier doux. [2]

Les auteurs ont trouvé que la puissance du laser et la vitesse de soudage ont un effet significatif sur les propriétés mécaniques, l'historique thermique et la déformation résiduelle induite par la soudure des éprouvettes soudées. De plus, la zone de soudure (Zone de fusion)

(ZF) présentait la dureté la plus élevée par rapport à la ZAT et métaux de base, et une zone molle existait dans la zone affectée par la chaleur (ZAT) des joints soudés

II.3. Le soudage à l'arc de l'acier inoxydable duplex avec les autres aciers.

Dans cette partie, on présente les travaux de recherches consacrés au soudage à l'arc de l'acier inoxydable duplex avec les autres aciers.

Par exemple, Wanget al. [10] ont étudié l'effet du processus de soudage sur la microstructure et les propriétés des joints de soudure dissemblables entre l'acier faiblement allié et l'acier inoxydable duplex. Les métaux de base sont usinés à la dimension de 200 mm × 100 mm × 8 mm. Le schéma d'un joint de soudure est illustré dans la figure II.9. Les joints sont réalisés par deux types de procédés de soudage, qui sont le soudage MIG et le soudage TIG avec des fils de soudage de type ER2209. Les paramètres de soudage sont présentés dans le tab II.2

Tableau II.2 : Paramètres de soudage. [10]

Welding technology	Welding current / A	Electric voltage / v	Welding speed (mm·min ⁻¹)	Heat input (kJ·mm ⁻¹)
TIG	120	20-22	30-35	1.0
MIG	280	23-25	50-60	2.5

Les microstructures de DSS (UNS S31803) et d'acier faiblement allié (API X70) sont illustrées dans la figure II.9. Ils ont trouvé que la phase austénitique du métal de base DSS est intégrée dans la matrice de ferrite (zone grise) avec des quantités presque égales de ferrite, tandis que les microstructures de l'acier X70 révèle un mélange de ferrite aciculaire et de perlite [10].

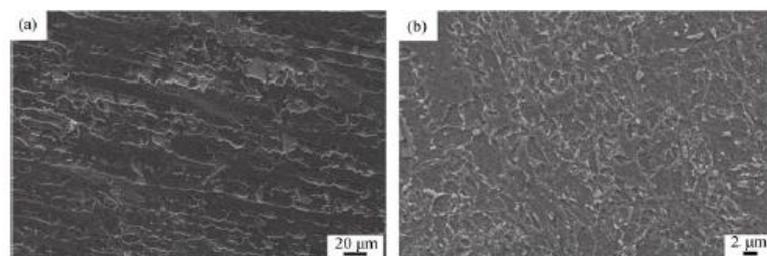


Figure II.9 : Images SEM de UNS S31803 (a) et API X70 (b). [10]

Les micrographies optiques des microstructures obtenues à travers la zone affectée thermiquement (ZAT) de la zone de fusion au métal de base DSS sont présentées dans les figures 3(a) et (b). Les grains d'austénite apparaissent d'abord le long de joint des grains, et de

petits grains existent à l'intérieur du grain de ferrite lors du processus de fusion et de refroidissement rapide. En conséquence, les caractéristiques typiques de la structure dendritique avec des cristaux fins et de grandes zones inter cristallines sont formées. Pendant ce temps, certains cristaux apparaissent sous forme de Widmanstatten dans le métal fondu, ce qui nuit à la résistance à la propagation des fissures. Par rapport au métal de base, l'augmentation de l'austénite est apparue dans le métal déposé du fait de l'utilisation du métal d'apport à forte teneur en nickel. [10]

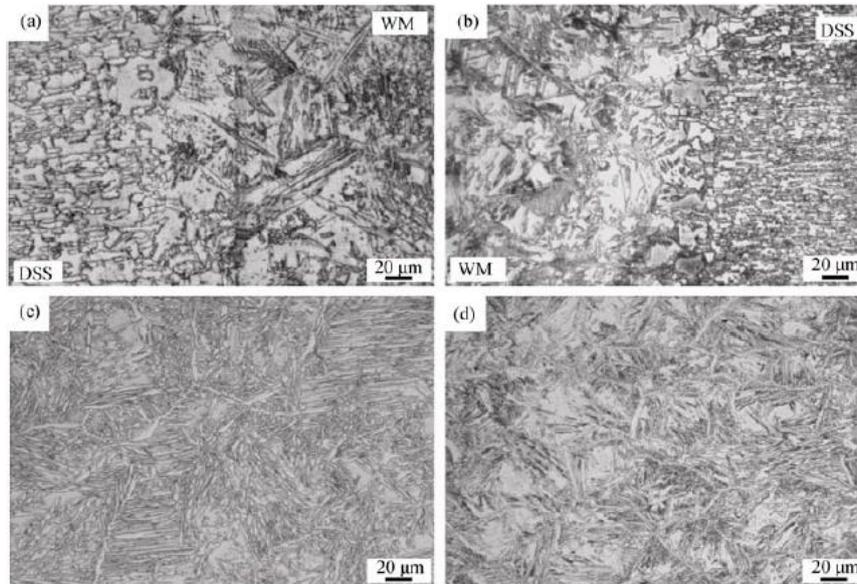


Figure II.10: Microstructures de DSS en HAZ et de métal fondu (WM) : (a) DSS en HAZ par MIG ; (b) DSS en HAZ par TIG ; (c) WM par MIG ; (d) WM par TIG. [10]

Les propriétés de traction des deux métaux fondus sont rapportées dans le tableau II.3. Ces auteurs ont trouvé que les emplacements de rupture se trouvent tous sur le côté du métal de base X70. Les valeurs de résistance à la traction des deux métaux fondus sont toutes d'environ 640 MPa [10].

Tableau II.3: Propriétés de traction du métal soudée. [10]

Welding technology	Tensile strength MPa	Extension strength MPa	Elongation rate %
TIG	646.24	487.34	16.67
MIG	638.07	458.97	16.33

De plus, une dureté plus élevée a été observée dans la zone étroite entre la frontière de fusion et la frontière de type II, comme le montre la Figure II.11. D'après ces auteurs, cette

rupture peut être causée par la formation de micro-constituants plus durs (martensite/carbures), en raison de la migration du carbone du X70 côté. [10]

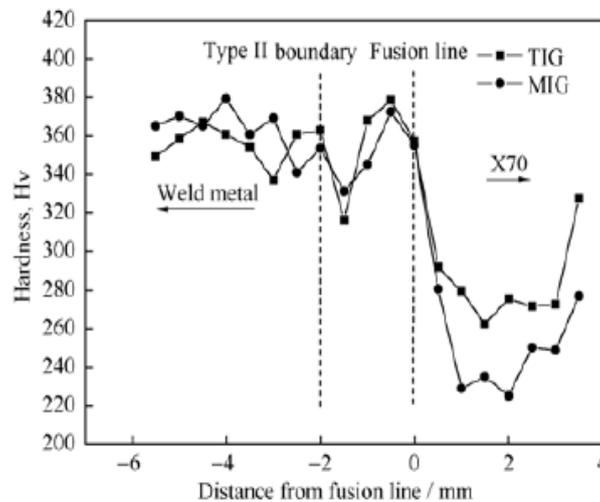


Figure II.11 : Répartition de la dureté du métal fondu. [10]

Les auteurs ont trouvé aussi que des gradients de concentration évidents de Ni et Cr existent entre la frontière de fusion et la frontière de type II, où la dureté est beaucoup plus élevée. De plus, la résistance aux chocs du métal fondu par soudage MIG est supérieure à celle du soudage TIG. La qualité des joints produits par le soudage MIG est meilleure que celle du soudage TIG en termes de performances mécaniques et de résistance à la corrosion. Ces auteurs concluent que le soudage MIG avec le métal d'apport ER2009 est le procédé de soudage approprié pour l'assemblage de l'acier inoxydable duplex UNS S31803 avec l'acier faiblement allié.

Meisam et al. [11] ont étudié l'effet de l'apport de chaleur sur la microstructure et la dilatation ZAT dans des joints dissemblables entre des aciers API5L X80 / DSS 2205 à l'aide de cycles thermiques. Dans cette recherche, des tôles d'acier inoxydable duplex API 5L X80 et DSS 2205 de dimensions $100 \times 50 \times 8$ ont été utilisées comme métaux de base. La conception du joint a été préparée comme une seule rainure en V à 70° avec une face de racine de 1 mm. Les échantillons ont été soudés à l'aide du procédé SMAW en contrôlant la température entre passes jusqu'à environ 150°C (pour réduire la distorsion et la contrainte) à trois entrées de chaleur différentes de 0,54, 0,70 et 0,81 $\text{KJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ par l'électrode E2209.

Le tableau II.4 montre les paramètres de soudage qui ont été utilisés par ces auteurs. L'apport de chaleur de la soudure a été calculé par une équation mathématique approprié

Tableau II.4: Paramètres de soudage. [11]

Sample No	Electrode Type (AWS)	Electrode Dia (mm)	Ampere (A)	Voltage (V)	WeldingSpeed (mm·s ⁻¹)	Average HeatInput (kJ·mm ⁻¹)
1	E2209	2.5	75	20	2.24	0.54
2	E2209	2.5	90	20	2.17	0.7
3	E2209	2.5	125	20	2.45	0.81

La figure II.12 présentée par ces auteurs montre des images prises par un microscope optique (OM) et un microscope électronique à balayage (MEB). La figure 2a révèle que la microstructure de l'acier 2205 comprend une matrice ferritique (foncée) avec des grains austénitiques de différentes morphologies (jaune vif). Il s'attend à ce que l'austénite soit vue de couleur blanche sous un microscope optique, mais la couleur jaune observée sur les images peut être due à l'intensité lumineuse du microscope et à la méthode de prise de photos. L'image montre la présence de quantités similaires de ferrite et d'austénite. [11]

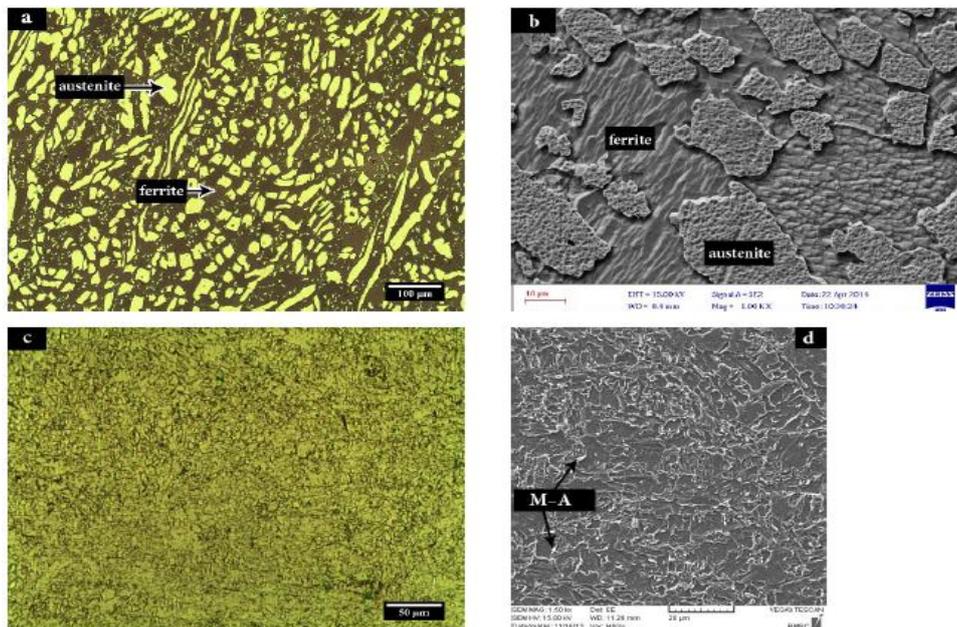


Figure II.12: Microstructure des métaux de base ; a) Image MO de 2205, b) Image MEB de 2205, c) Image MO de X80, et d) photo MEB du X80. Les microstructures correspondant aux images a) et b) ont été traitées avec la solution de Beraha et celles correspondant aux images c) et d) avec la solution de Nital. [11]

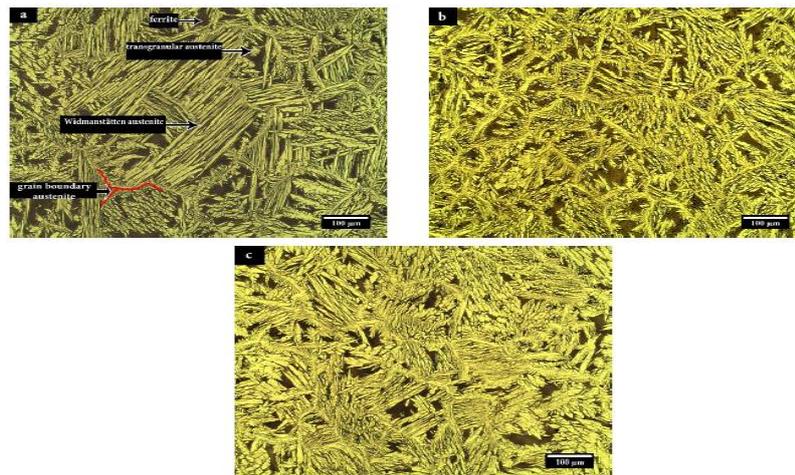


Figure II.13 : Images optiques de la microstructure du métal fondu (E2209) aux apports de chaleur de : a) $0,54 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, b) $0,70 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ et c) $0,81 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Les microstructures ont été attaquées avec une solution de marbre. [11]

Figure II.14 montre le profil de dureté du joint X80 / 2205. D'après ces auteurs, la dureté du métal fondu est relativement uniforme sauf près de la limite de fusion et a été augmentée en augmentant l'apport de chaleur. La transformation de la ferrite en austénite a été augmentée en augmentant l'apport de chaleur dû à l'augmentation de la température et à la diminution de la vitesse de refroidissement ; par conséquent, une augmentation de la quantité d'austénite dans le métal fondu entraîne une légère augmentation de la dureté. D'autres modifications ont été apportées à la dureté près des lignes de fusion en raison de l'augmentation de la dilution du métal de base. En augmentant l'apport de chaleur dû à la diminution de la vitesse de refroidissement et à l'augmentation de l'austénite intragranulaire, la dureté près de la ligne de fusion dans la HAZ de l'acier 2205 a augmenté. [11]

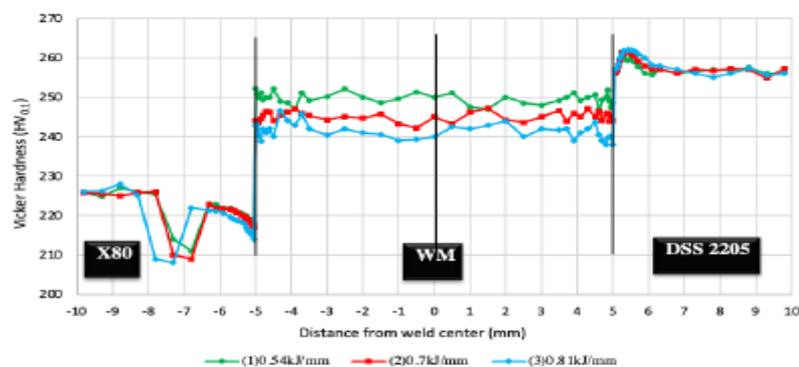


Figure II.14 : Répartition de la dureté dans différentes zones de Joint X80/2209/2205 à différents apports de chaleur de a) $0,54 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, b) $0,70 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, et c) $0,81 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. [11]

Les auteures ont trouvé que l'interface entre les métaux de base et le métal fondu a une excellente consistance et qu'il n'y a aucune preuve de fissures à différents apports de chaleur. En augmentant l'apport de chaleur, il a été déterminé que la quantité d'austénite secondaire dans le métal fondu et la zone affectée thermiquement de l'acier 2205 avait été augmentée.

Une autre étude faite par Balázset al. [12] et qui ont étudié la microstructure et les propriétés de corrosion des joints dissemblables en acier inoxydable austénitique et duplex. Pour les expériences de joints dissemblables GTAW X2CrMnNi N21–5–1 (LDX 2101) tôle d'acier inoxydable duplex maigre de 2 mm d'épaisseur avec la taille de 100 × 50 mm et X5Cr Ni18–10 (AISI 304) tôle d'acier inoxydable austénitique de 3 mm épaisseur avec la taille de 100 × 40 mm. Les propriétés mécaniques des deux métaux de base sont rassemblées dans le Tableau II.5. Pour les joints dissemblables, trois baguettes de soudage différentes ont été utilisées : W 19 9 L (ER 308L), W 23 12 L Si (ER 309LSi), et W 22 9 3 N L (E 2209).

Tableau II.5 : Propriétés mécaniques des matériaux de base, selon leur fiche technique. [12]

Base material	Mechanical property (minimum)		
	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)
LDX 2101	530	700	30
AISI 304	230	540	45

Les paramètres de soudage appliqués sont présentés dans le tableau II.6. Dans le tableau II.6, où l'énergie de l'arc (l'efficacité thermique est considérée comme égale à 1,0) est présentée à la place de l'apport de chaleur, car différents gaz de protection ont été utilisés avec des propriétés physiques différentes. L'énergie de l'arc a été maintenue constante ~ 0,6 kJ/mm dans tous les cas. Le débit de gaz de protection était de 9 L/min, le débit de gaz de soutien d'argon était de 5 L/min dans tous les cas. La longueur des soudures était de 110 mm. La polarité utilisée pour le GTAW était DC-. Le GTAW a été fait manuellement, ainsi les paramètres de soudage présentés dans le tableau II.6. Sont des valeurs moyennes pour chaque passe de soudage. Un écart de racine de 2 mm a été conservé et aucun chanfreinage n'a été utilisé pendant le soudage dans tous les cas. [12]

Tableau II.6 : Les paramètres de soudage utilisés pour les expériences de joints dissemblables. [12]

GTAW rod	Shielding gas	Welding Current (A)	Arc Voltage (V)	Travel speed (cm/min)	Arc energy (kJ/mm)
2209	Ar	57	12	7.1	0.58
308L	Ar	57	11.5	6.9	0.57
309LSi	Ar	57	12	7	0.59
2209	Ar+2N ₂	57	13	7.2	0.62
308L	Ar+2N ₂	57	13	7.1	0.60
309LSi	Ar+2N ₂	57	13	7.3	0.61

Les microstructures des métaux fondus sont visibles sur la figure II.15 sur des images métallographiques gravées. L'utilisation de la baguette de soudage ER 2209 DSS a entraîné une microstructure plus ferritique (zones plus sombres) avec les deux gaz de protection. L'utilisation de la baguette de soudage en acier inoxydable austénitique ER 308LSi et de la baguette 309LSi contenant plus de Cr et de Ni (recommandée principalement pour les soudures dissemblables) a entraîné une microstructure plus austénitique. On peut également voir sur les images de microstructure que l'ajout d'azote au gaz de protection a fortement favorisé la formation d'austénite dans le métal fondu dans tous les cas, mais surtout dans le cas de la baguette de soudage ER 308LSi. [12]

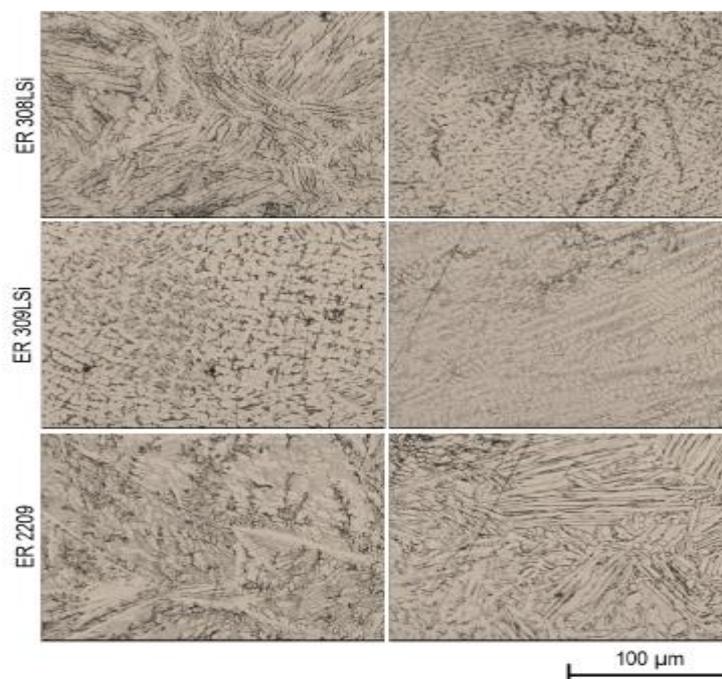


Figure II.15 Les microstructures de métal soudé après utilisation de différents gaz de protection et consommables de soudage. La zone la plus sombre représente la ferrite et la zone la plus claire est la phase austénitique. [12]

La surface du côté frontal des échantillons soudés au gaz de protection argon après les 24 heures de test de corrosion peut être vue sur la Fig. II.16, où le côté gauche de la soudure est toujours le matériau de base LDX 2101 et le côté droit est l'AISI 304. Sur la figure II.16, il est visible qu'une corrosion par piqûres s'est produite après 24 heures sur le côté de l'acier austénitique dans tous les cas. Cela est dû au chrome inférieur de la nuance austénitique par rapport à l'acier duplex maigre 2101 et également par rapport aux trois consommables de soudage utilisés. Ce type de mécanisme de corrosion est également représentatif des échantillons soudés avec du gaz de protection argon + 2 % d'azote. [12]

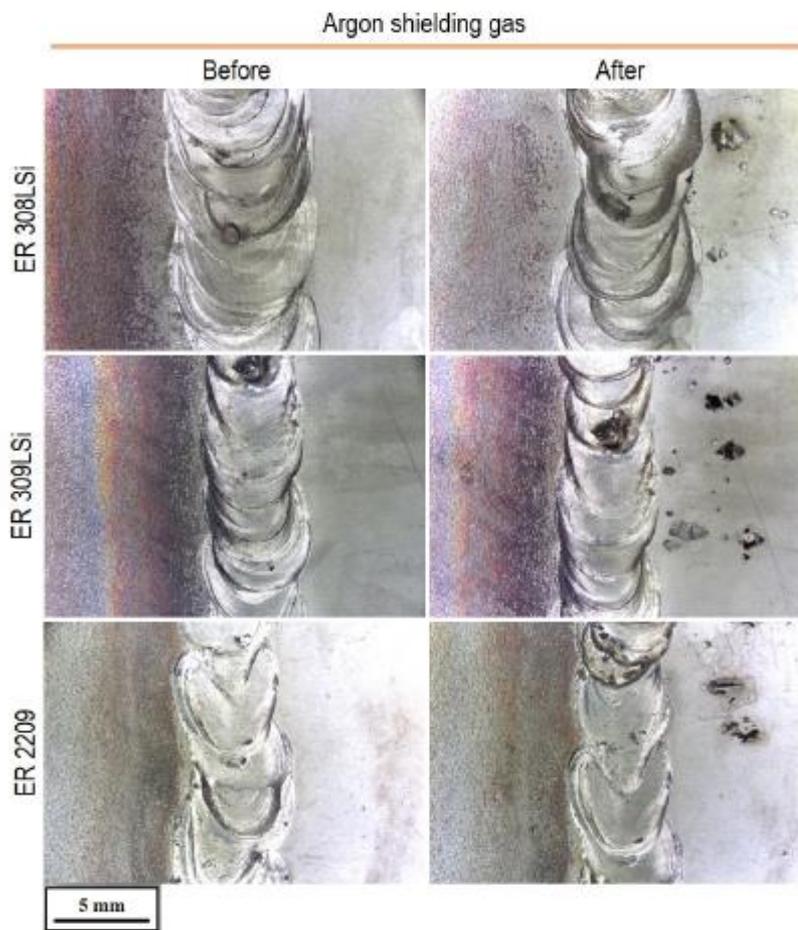


Figure II.16 : La surface de la face frontale avant et après le test de corrosion de 24 h des échantillons soudés à l'argon. Côté gauche de la soudure : matériau de base LDX 2101, côté droit : AISI 304. [12]

Les auteures ont trouvé que l'ajout d'azote au gaz de protection favorisait la formation d'austénite dans le métal fondu. Il a également été trouvé que le diagramme de Schaeffler modifié par Outokumpu montrait une très bonne estimation de la teneur en ferrite et de la composition chimique du métal fondu

Alirezaet al. [13] ont étudié les propriétés mécaniques et de la microstructure de la zone de fusion d'un joint de soudure laser dissemblable d'acier inoxydable duplex 2205 avec un 'acier au carbone A516.

Un soudage bout à bout dissemblable au laser de plaques d'acier inoxydable duplex 2205 et A516 (50 × 25 × 2 mm) a été réalisé. Les spécifications mécaniques des deux matériaux sont présentées dans le tableau II.7. [13]

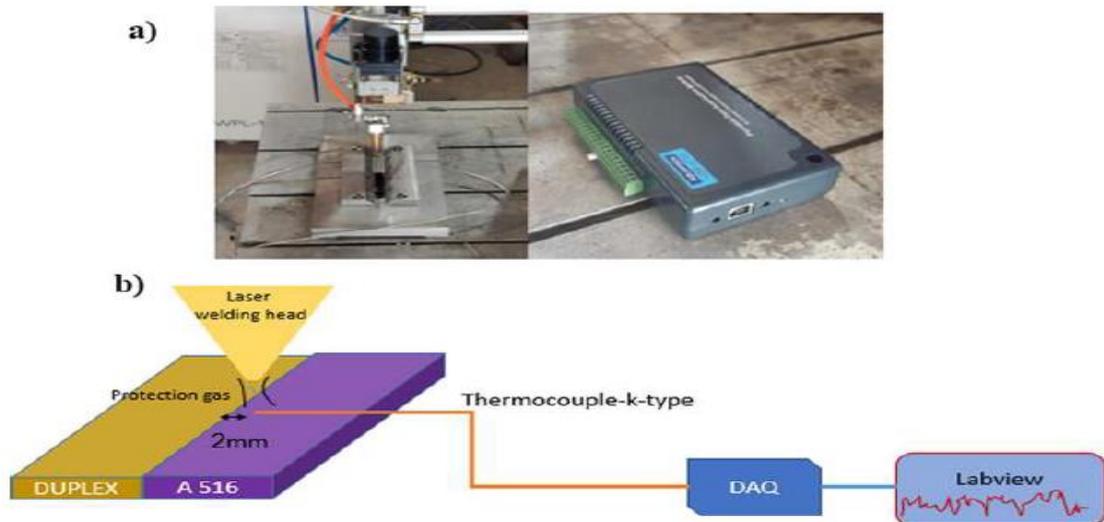
Tableau II.7 : Propriétés mécaniques des échantillons soudés [13].

material	A516 steel	Duplex 2205
Physical Properties		
Ultimate Tensile Strength	485–620 MPa	621 MPa
Yield Tensile Strength	260 MPa	445 MPa
Elongation (%)	17	17

Les expériences ont été conçues en utilisant la méthode de conception composite centrale (CCD). Quatre paramètres de puissance laser, la distance entre la buse de soudage laser et la surface de la pièce, la vitesse de soudage et l'écart par rapport au point d'incidence du faisceau sur la surface de la pièce ont été considérés comme variables d'entrée. Selon un ensemble de nombre d'expériences principalement (8 tests) les limites inférieures et supérieures des paramètres du procédé ont été discrétisées pour évaluer approximativement le nombre d'expériences et leurs niveaux. Le tableau II.8 illustre les conditions expérimentales pour un soudage au laser dissemblable. [13]

Tableau II.8 : Matrice principalement expérimentale. [13]

Exp. No	Power (W)	Speed (mm/min)	Nozzle distance (mm)	Deviation (mm)
1	400	300	55.0	-0.5
2	300	400	50.0	-1.5
3	150	300	55.0	0.5
4	400	200	55.0	-0.5
5	250	300	50.0	-0.5
6	250	200	50.0	0.5
7	550	250	52.5	0.5



Les variations de la microstructure de la zone de fusion de la soudure et des métaux de base sont représentées dans la figure II.18. La microstructure du métal de base en acier A516 était composée d'une structure de ferrite et de perlite, comme il est représenté dans la figure 7a. Les changements microstructuraux de la zone de fusion et des zones adjacentes dépendent clairement des cycles de chauffage et de refroidissement induits dans la région de soudure. Par conséquent, la vitesse de refroidissement indiquée dans le diagramme de transformation de l'acier à faible teneur en carbone crée la microstructure composée de ferrite aciculaire, de bainite et de martensite [14].

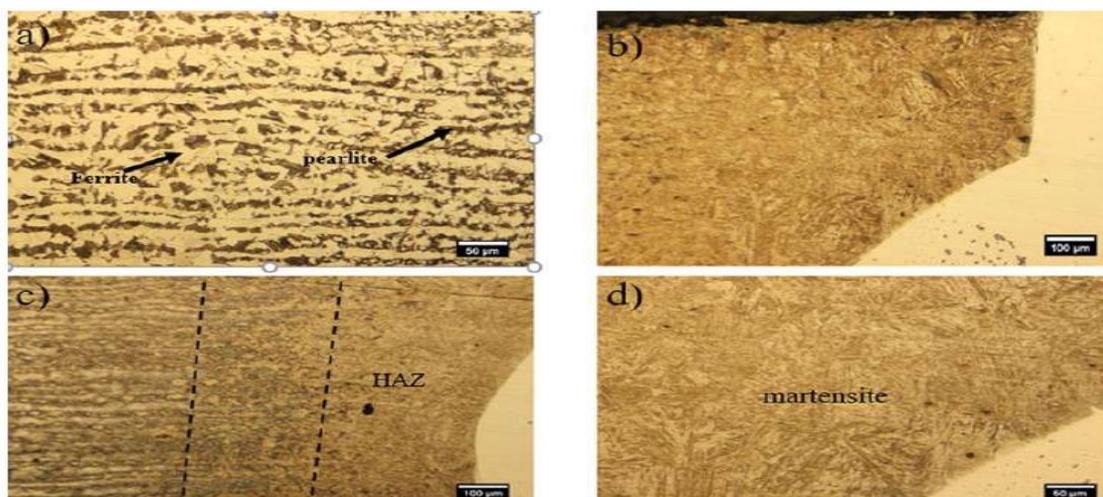


Figure II.18 : Microstructure de l'acier A516 à différentes zones pour a) métal de base, b) ligne de fusion, c) ZAT, d) zone de fusion. [13]

La figure II.19 présente la variation de la microstructure du métal de base à la zone de fusion de l'acier inoxydable duplex. La microstructure de la zone de fusion proche de l'acier inoxydable duplex (DSS) a été formée à partir de la différence de distribution de la proportion de ferrite-austénite sur différentes zones de la zone de fusion. Le cycle de refroidissement et la quantité d'apport de chaleur pourraient clairement déterminer la transformation des grains de ferrite en grains d'austénite au cours du processus de nucléation. Au niveau de la ligne de fusion, une vitesse de refroidissement plus faible, par rapport au centre de la ligne de fusion, conduit à augmenter la formation de phase austénitique, comme obtenu dans d'autres études [14].

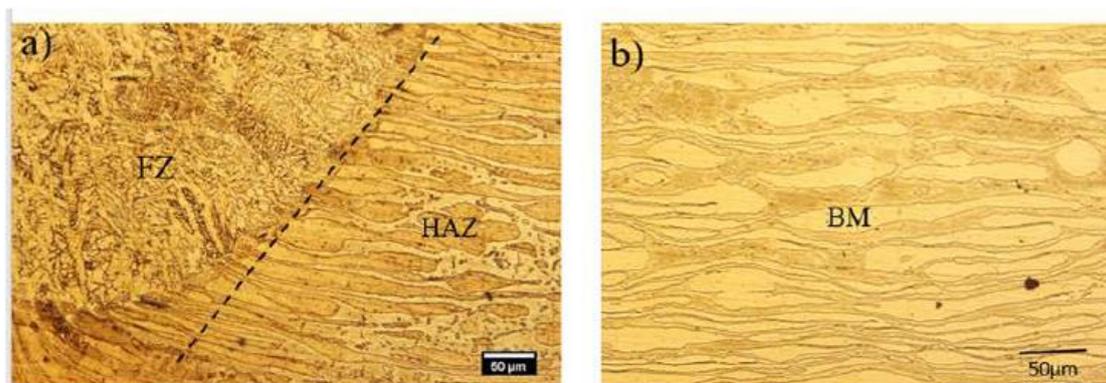


Figure II.19 Microstructure de l'acier inoxydable duplex pour a) zone de fusion de soudure et HAZ, b) pour métal de base. [13]

La micro-dureté d'échantillons soudés différents, des deux métaux de base au bain de fusion, est illustrée dans la figure II.20. Les profils de dureté ont montré que la dureté du bain de fusion était évidemment inférieure à celle du métal de base en acier A516 ; pendant ce temps, la dureté de la zone de fusion des coutures était nettement plus dure que celle du métal de base en acier inoxydable duplex. En raison de la combinaison des deux métaux dans la zone de fusion, les valeurs de dureté maximales étaient clairement différentes des deux métaux de base. La combinaison différente d'éléments d'alliage (Ni, Cr, Fe) et de microstructures au niveau de la zone de fusion a augmenté la dureté, par rapport à l'acier inoxydable duplex. La dureté moyenne de la zone de fusion était d'environ 25 % supérieure à celle de l'acier inoxydable duplex. Au contraire, la dureté de la zone de fusion relativement adjacente à l'acier A516 était remarquablement plus élevée en raison de la création de la microstructure martensitique. [13]

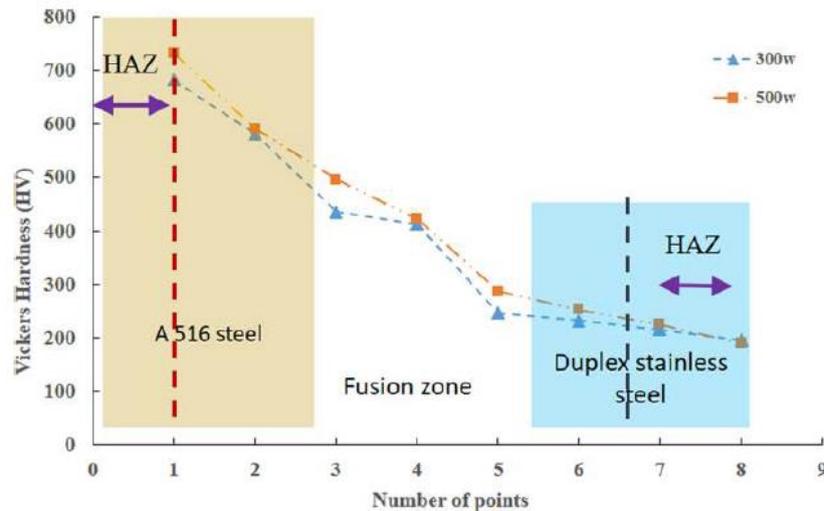


Figure II.20 : Microdureté des échantillons soudés au niveau de la zone de soudure. [13]

Les auteures on trouvé que la microstructure de la zone de fusion était composée d'une combinaison de distribution de ferrite-austénite à partir d'acier inoxydable duplex (DSS) basée sur différents cycles de refroidissement et de chauffage. Au cours du processus de nucléation, les grains de ferrite ont été transformés en grains d'austénite provenant de différentes zones de la zone de fusion. En outre, la microstructure de la zone de fusion de la soudure du côté A516 était composée d'une structure entièrement martensitique, selon la température critique supérieure de l'apport de chaleur plus élevée de l'acier (AC_3). La ductilité de la surface de rupture A516 avec des fossettes de rupture plus grandes et plus profondes a été causée par l'application d'une densité d'énergie laser plus élevée, ce qui a efficacement amélioré la ductilité de rupture des échantillons soudés.

II.4. Domaines d'application de soudage des aciers non semblables

Le soudage des aciers non semblables existent dans plusieurs domaines de l'industrie comme :

- L'industrie automobile
- L'industrie pétrochimique

Pour l'industrie automobile, la figure II.21 montre une voiture qui a été fabriquée par plusieurs types d'aciers soudés entre eux. (Chaque acier est représenté par une couleur)

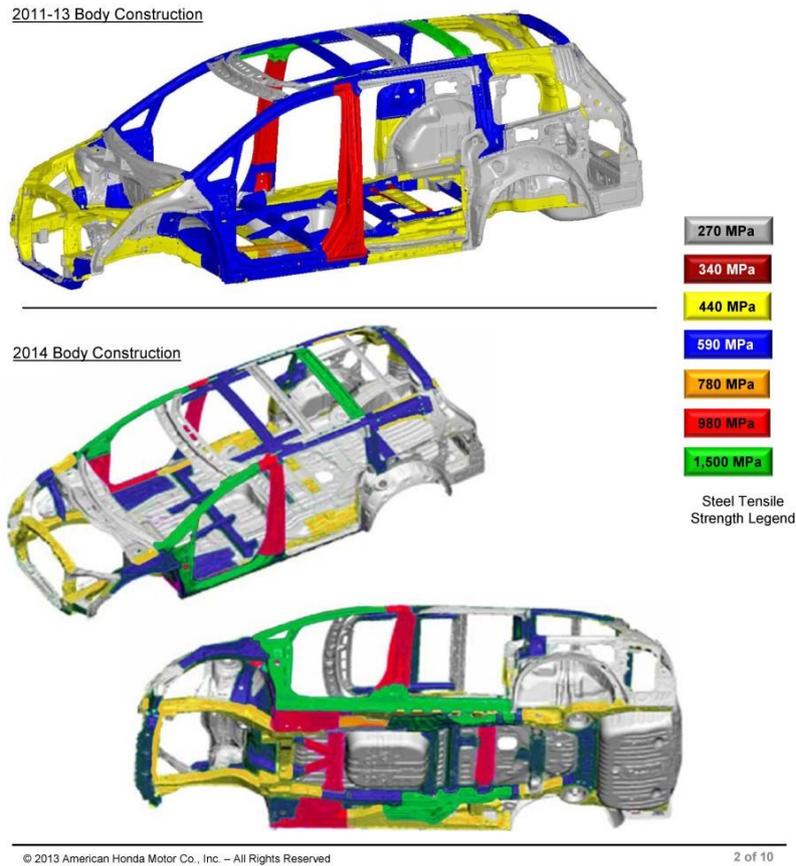


Figure II.21. Voiture fabriquée par plusieurs types d'aciers. [15]

Pour l'industrie pétrochimique, par exemple la figure II.22 présente le soudage dissimilaire d'un tube en acier faiblement allié (HSLA) avec un collecteur en acier inoxydable duplex (Piquage).

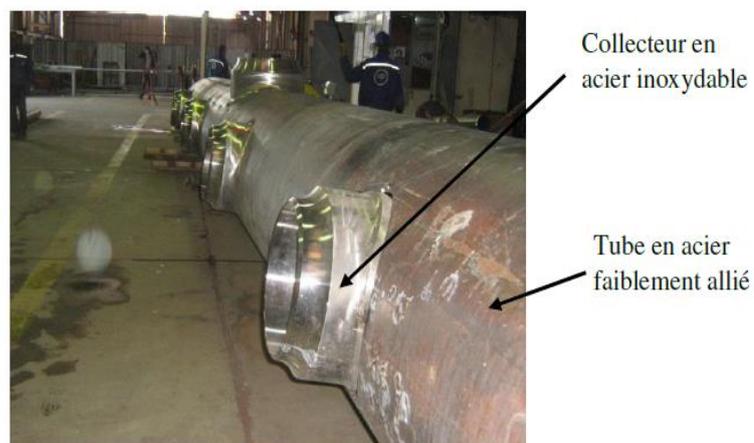


Figure II.22 : Soudage dissimilaire de tubes en acier faiblement allié (HSLA) et de collecteurs en acier inoxydable (Piquage). [16]

II.5. Discussion

D'après les travaux de recherche sur le soudage des aciers non semblables, on peut déduire les conclusions suivantes :

- Le soudage des aciers non semblables peuvent être soudés par les différents procédés de soudage comme le soudage à l'arc , le soudage laser, le soudage par friction, le soudage par explosion, et le soudage par résistance.

- L'acier inoxydable duplex peut être soudé à certains types d'acier comme l'acier au carbone, l'acier doux, l'acier de cuve, acier de construction à faible teneur en carbone et au manganèse, l'acier ferritique, et l'acier inoxydable austénitique et inoxydable ferritique.

- L'acier inoxydable duplex peut être aussi soudé avec un acier au carbone (faiblement allié). Les procédés de soudage à l'arc utilisés, sont le soudage MAG/MIG et le soudage TIG, le soudage par laser, le soudage par électrode enrobé MMA.

- Les métaux d'apport utilisés pour le soudage des aciers inoxydable duplex avec un acier au carbone, on trouve généralement l'ER2209 et l'électrode enrobée E2209

Références Bibliographiques

- [1] V. Badheka, R. Basu, J. Omale, J. Szpunar, “Microstructural Aspects of TIG and A-TIG Welding Process of Dissimilar Steel Grades and Correlation to Mechanical Behavior”, Transactions of the Indian Institute of Metals, Springer, 2016.
- [2] P. Pankaj , A. Tiwari,R, Bhadra , P. Biswas, “ Experimental investigation on CO 2 laser butt welding of AISI 304 stainless steel and mild steel thin sheets”, Optics and Laser Technology 2019.
- [3] R. Kaçar, M. Acarer, “Microstructure–property relationship in explosively welded duplex stainless steel–steel”, Materials Science and Engineering A363 2003.
- [4] Y. Zou n, R. Ueji, H. Fujii, “Mechanical properties of advanced active-TIG welded duplex stainless steel and ferrite steel”, Materials Science & Engineering A620 2015.
- [5] H.C. Chen, F. L. N..Zhenglin Du, “Hybrid laser-TIG welding of dissimilar ferrous steels: 10 mm thick low carbon steel to 304 austenitic stainless steel”, Journal of Manufacturing Processes, 2019.
- [6] X. Di, Z Zhong, C.Deng, D.Wang, Xi.Guo, “Microstructural evolution of transition zone of clad X70 with duplex stainless steel”, Materials and Design 2016.
- [7] A.Ozlati, M.Movahedi, H.M.kamal, “Upset Resistance Welding of Carbon Steel to Austenitic Stainless Steel Narrow Rods”, Journal of Materials Engineering and Performance (2016).
- [8] S. Rahimi, T.N. Konkova, I. Violatos, T.N. Baker,“ Evolution of Microstructure and Crystallographic Texture During Dissimilar Friction Stir Welding of Duplex Stainless Steel to Low Carbon-Manganese Structural Steel”, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A .2019.
- [9] X. Xu, G.Wang, R. Zhang, G.Zhang, “Microstructure and Mechanical Properties of MIG Welds between 6252 Armor Steel and Q550D HSLA Stee”,Materials 2022.
- [10] J.Wang, M.Lu, L. Zhang, W.Chang, L.Xu, L.Hu, “Effect of welding alloy process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low steel and duplex stainless steel”, International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials .2012.

- [11] S.Meisam, Z, R. Dehmlaia, A. Ashrafia, “The effect of heat input on microstructure and HAZ expansion in dissimilar joints between API5L X80 / DSS 2205 steels using thermal cycles”, *Revista de Metalurgia* .2022.
- [12] B. Varbai1., P.Bolyhos, D. M. Kemény, K. Májlíngler, “Microstructure and Corrosion Properties of Austenitic and Duplex Stainless Steel Dissimilar Joints”, *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 2022.
- [13] A. Karimi, A. Karimipour, M. Akbari, M. M. Razzaghi, M. J. Ghahderijani, ” Investigating the mechanical properties and fusion zone microstructure of dissimilar laser weld joint of duplex 2205 stainless steel and A516 carbon steel”, *Optics and Laser Technology* 2023.
- [14] N. Sivagurumanikandan, S. Saravanan, G. Sivakumar, K. Raghukandan, Process window for Nd: YAG laser welding of super duplex stainless steel, *J. Russ. Laser*. 2018.
- [15] Document téléchargé le 01/05/2023 de <https://techinfo.honda.com/rjanisis/pubs/web/ABN50637.PDF>
- [16] B. Belkessa, “Contribution à l’étude de la cohésion du joint de soudure hétérogène entre un acier duplex et un acier HSLA ”, Thèse de doctorat n Sciences des Matériaux (FGMGP_USTHB), 2017.

Chapitre III. Matériaux et Méthodes Expérimentales

Introduction

Dans ce chapitre, on présente en premier lieu les deux aciers utilisés, ensuite la méthode et les conditions de soudage et enfin les techniques de caractérisation.

III.1 Matériaux étudiés

Dans cette étude, deux aciers non semblables : l'acier inoxydable duplex et l'acier à faible teneur en carbone API 5L X70 ont été utilisés comme des métaux de base pour les expériences de soudage. Ces types d'acier sont utilisés dans la construction de pipelines pour le transport du gaz et du pétrole. Les compositions chimiques nominales de ces aciers dissemblables sont présentées dans le tableau III.1.

Tableau III.1 Composition chimique nominale (% en poids) de l'acier X70 et de l'acier inoxydable duplex.

Matériaux étudiés	C	Si	Mn	P	Cr	Ni	Mo	Fe	Autres éléments
X70	0.07	0.20	1.02	0.02	0.05	0.06	0.15	98.00	0.43
DSS	0.02	1.50	1.54	0.02	20.00	6.65	2.01	67.00	1.26

III.2. Procédé de soudage

Les deux aciers ont été soudés sous deux conditions. La première condition est l'utilisation d'une seule électrode qui est de type ER2209 et sous les conditions de soudage suivantes :

- Procédé de soudage: GTAW
- Matériel d'apport: ER2209
- Diamètre du fil (mm): 2.4 mm
- Type du courant: DC(+)/DC(-)
- Tension = (10-11)/ (19-23) Volt
- Courant = (100-110) A
- Vitesse de soudage = (5-6)/ (10-11) (cm/min)
- Gaz de protection 100% Ar
- Débit (L/min): (15-20)
- Nombre de passes = (03 passes)

Le tableau III.2 présente la composition chimique de l'électrode utilisée

Tableau III.2 présente la composition chimique de l'électrode

Matériaux étudiés	C	Si	Mn	P	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Co	S
ER2209	0.01	0.48	1.5	0.02	23.0	8.6	3.2	0.1	0.15	0.06	0.01

La deuxième condition de soudage est l'utilisation de deux électrodes, c'est à dire un soudage mixte. La première électrode (ER2209) est déposée en premier lieu et ensuite on applique la deuxième passe par l'utilisation de la deuxième électrode (ER70S) qui est de type acier au carbone et sous les conditions de soudage suivante :

- Procédé de soudage: GTAW
- Matériel d'apport: ER2209 /ER70S
- Diamètre du fil (mm): 2.4 mm
- Type du courant: DC(+)/DC(-)
- Tension = (10-11)/ (19-23) Volt
- Courant = (100-110) A
- Vitesse de soudage = (5-6)/ (10-11) (cm/min)
- Gaz de protection 100% Ar
- Débit (L/min): (15-20)
- Nombre de passes = (04 passes)

Le tableau III.3 présente la composition chimique de la deuxième électrode utilisée.

Tableau III.3 : Composition chimique de la deuxième l'électrode

Matériaux étudiés	C	Si	Mn	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	S
ER70S	0.06	0.6	1.1	0.008	0.12	0.03	0.01	0.05	0.01	0.12	0.009

III.4 Techniques de caractérisation

III.4.1 Microscopie optique

Pour les observations métallographiques et autres techniques de caractérisation, les échantillons soudés puis polis par une série de papier abrasifs, ont subi ensuite une dernière étape de polissage et qui est la finalisation de polissage en utilisant une pâte diamantée de 3 μm jusqu'à l'obtention d'une surface bien polie (miroir).

Pour l'examen microscopique, l'acier X70 a été attaqué avec 2 % de Nital pendant 20 s, par contre l'acier inoxydable duplex a été attaqué avec une solution chimique contenant 5 g de CuCl_2 , 100 ml de Hcl et 100 ml d'alcool pendant 10 s.

Le microscope optique permet d'observer la microstructure de l'échantillon comme les grains et les phases et autres. On a utilisé un microscope métallographique de type Olympus équipé d'un appareil photo numérique (Fig.III.1). Le microscope permet d'agrandir l'image observée jusqu'à 800 fois.



Figure III.1 : Microscope optique de type OLYMPUS

III.4.2 Micro dureté Vickers :

La microdureté est une technique complémentaire de l'examen métallographique et qui donne l'une des caractéristiques mécaniques du matériau, en mesurant sa dureté. La microdureté Vickers est parmi les types de dureté. L'essai de dureté d Vickers consiste à mesurer les longueurs des diagonales de l'empreinte laissée à la surface de l'échantillon après application d'une charge constante d'un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée en diamant (Fig.III.2). Le temps d'application de la charge est de 15 secondes.

La dureté Vickers est donnée par formule suivante :

Avec $H(H=F/S)$

$$S = \frac{d^2}{2 \cdot \sin 68^\circ} \dots\dots\dots (\text{EqIII.1})$$

La formule de dureté Vickers s'écrit :

$$H_v = 1.8544 \frac{F}{D^2} \dots\dots\dots (\text{EqIII.2})$$

Avec :

F : charge d'essai en kilogramme force à $\pm 1\%$,

S : la surface indentée en mm^2 .

D= $(d_1+d_2) / 2$ (en mm).

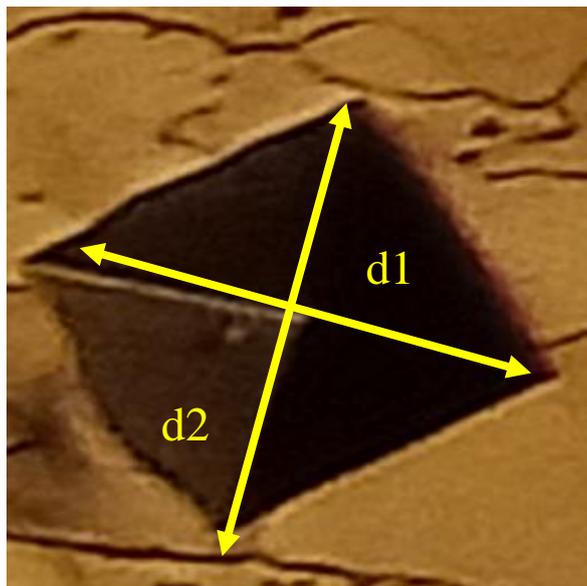


Figure III.2 Empreinte après un essai de dureté Vickers.

Le pénétrateur de type Vickers est utilisé pour les essais de dureté et les essais de micro dureté. Les essais de dureté correspondent à des charges comprises entre 5 et 100 Kilogrammes forces et les essais de micro dureté correspondent à des charges inférieures à 1000 g et relatent la dureté sur des domaines microscopique. Nous avons utilisé la charge 0,3 kg force. La dureté Vickers à travers le joint de soudure a été mesurée par un testeur de dureté numérique Micro-Vickers de type HVS-1000 Z (Fig.III.3). Il permet l'acquisition automatique des valeurs de micro dureté Hv.



Figure III.3. Microduromètre de type HVS-1000 Z.

III.4.3 Diffraction des rayons X :

La diffraction des rayons X (DRX) est une technique d'étude de la structure des matériaux cristallins. Durant cette technique, un faisceau de rayons X, émis par une source, est envoyé sur l'échantillon sous un angle θ (Fig.III.4) et un détecteur capte le faisceau de rayon X diffracté par cet échantillon et enregistre l'intensité en fonction de l'angle de diffraction 2θ . On note que les paramètres de maille du réseau sont calculés à partir de la loi de Bragg :

$$n\lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta \dots \dots \dots \text{(Eq III .3).}$$

Où :

n : 1,2,...ordre de la diffraction.

λ : la longueur d'onde du faisceau diffracté.

d_{hkl} : est la distance entre les plans cristallins parallèles.

θ : l'angle d'incidence du faisceau des rayons X.

Le schéma du principe de diffraction est présenté dans la figure III.5.

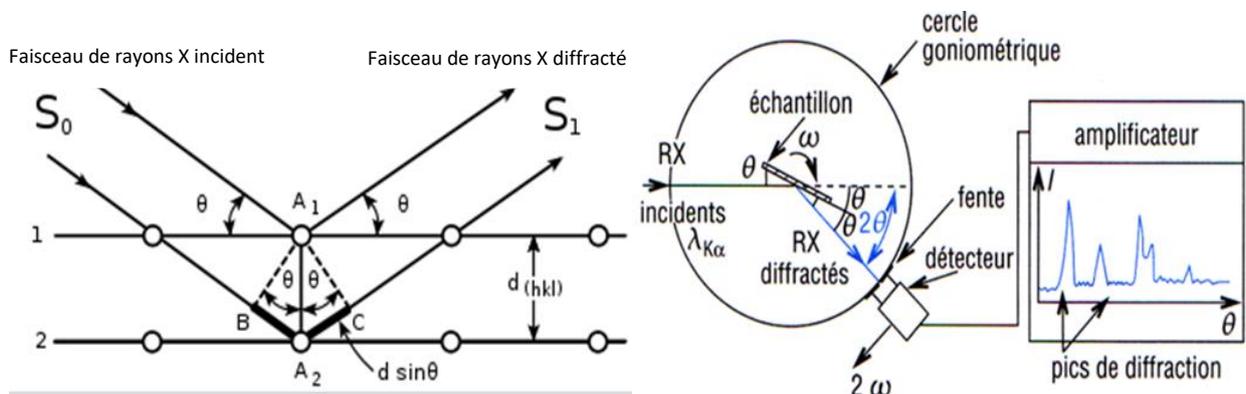


Figure III.4 Schéma de la loi de Bragg.

Figure III.5 Schéma du principe de diffraction.

A partir de l'analyse des diffractogrammes de rayon X on peut déduire :

- les phases formées
- La taille des grains

Pour notre étude, nous avons utilisé un diffractomètre Empyrean 3^{ème} génération (XRD) avec une radiation monochromatique Cu-K α ($\lambda = 1.541838 \text{ \AA}$) un courant d'intensité $I = 20 \text{ mA}$ et une tension $V = 40 \text{ kV}$ (Fig.III.6).



Figure III.6 : Diffractomètre de rayons X de type Empyrean (3^{ème} génération).

III.4.4 Microscopie électronique à balayage MEB :

La microscopie électronique à balayage constitue un excellent prolongement de la microscopie optique. Elle possède deux avantages importants :

- l'obtention possible de forts grossissements, jusqu'à 150 000 en format photo, mais également le recoupement avec la microscopie optique puisque les grossissements minimaux sont de l'ordre de 10 à 15 ;
- une profondeur de champ très importante : environ cent fois celle de la microscopie optique à même grossissement, ce qui autorise la réalisation d'images sur des échantillons non plans (topographie).

Le schéma du principe du microscope électronique à balayage est présenté dans la figure III.7.

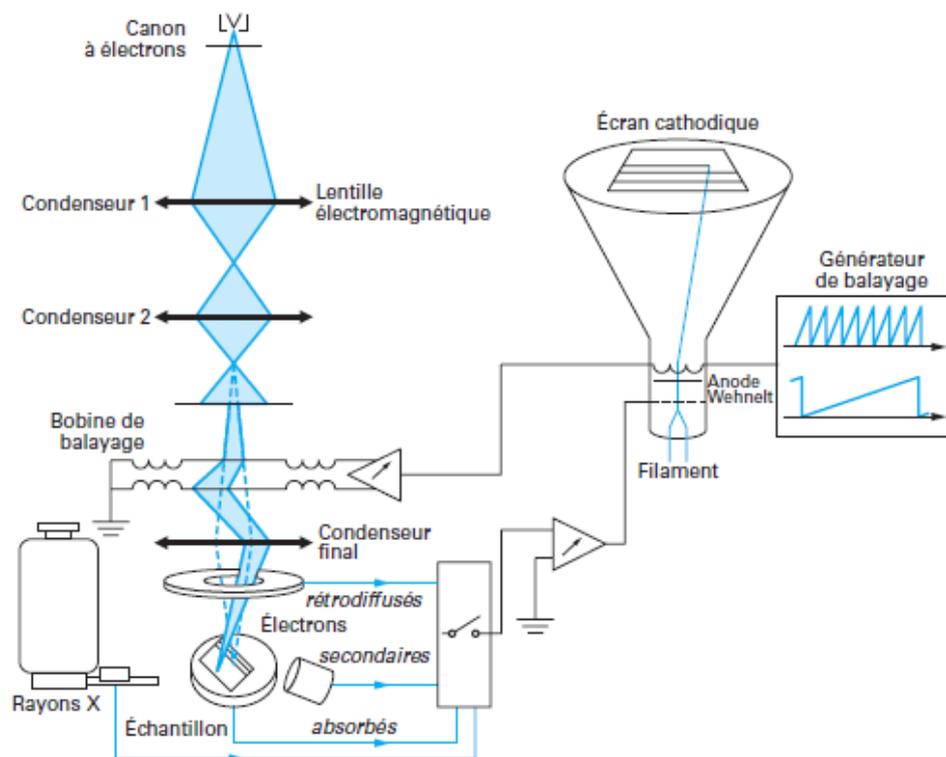


Figure III.7 : Schéma de principe du microscope électronique à balayage.

Le mode de fonctionnement du microscope électronique est basé sur l'émission d'électrons produits par une cathode et la détection de signaux provenant de l'interaction de ces électrons avec l'échantillon dans un volume appelé "poire d'interaction". La figure III.8 présente les différentes radiations émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et

l'échantillon. Toutes ces radiations permettent à la fois l'observation et l'analyse d'un objet choisi

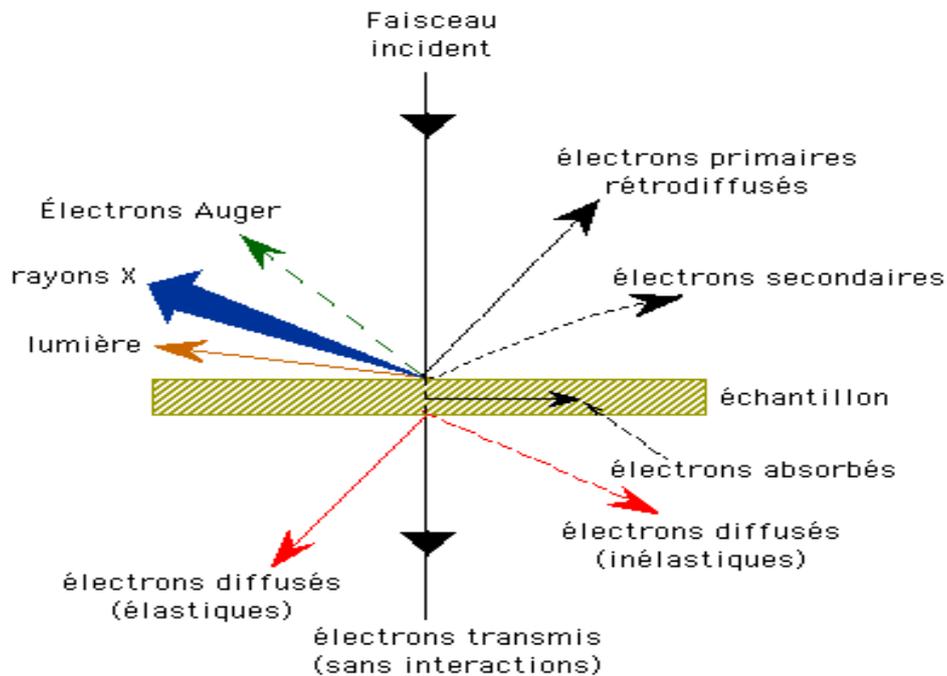


Figure III.8 Interaction rayonnement électronique-matière.

La figure III.9 résume les émissions électroniques et électromagnétiques principales dues aux interactions d'un faisceau d'électrons avec l'échantillon et les applications correspondantes.

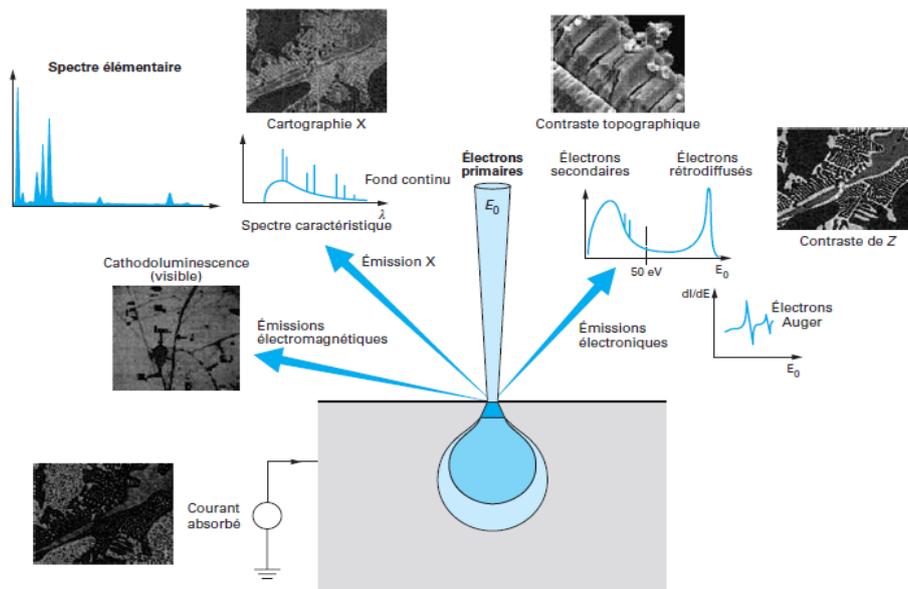


Figure III.9 Différentes émissions dues à l'interaction d'un faisceau d'électrons avec l'échantillon.

Pour notre travail de recherche, on a utilisé un MEB de type Prisma E (Fig.III.10). Le MEB utilisé est équipé d'une spectroscopie à dispersion d'énergie (EDS) qui nous a permis d'effectuer des analyses chimiques du joint soudé.

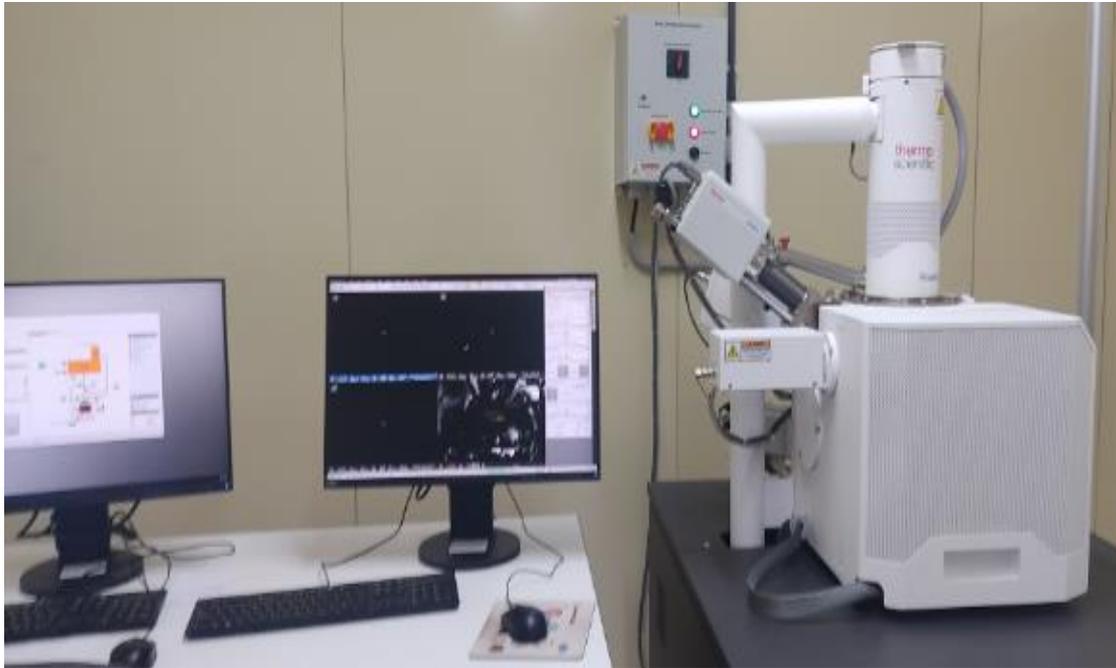


Figure III.10. Microscope Electronique à Balayage de type Prisma E.

III.4.5 La diffraction électronique rétrodiffusée (EBSD)

III.4.5.1 Définition et principe

La diffraction d'électrons rétrodiffusés (en anglais électron backscatter diffraction ou EBSD, ou encore Backscatter Kikuchi Diffraction ou BKD) est une technique cristallographique-microstructurale permettant de mesurer l'orientation cristallographique de plusieurs matériaux, qui peut être utilisée pour déterminer la (texture ou l'orientation préférentielle) des matériaux monocristallins ou polycristallins. Dans cette technique, un faisceau d'électrons interagit avec un échantillon cristallin incliné et génère un cliché. Le cliché peut être utilisé pour déterminer l'orientation des cristaux, faire la distinction entre des phases cristallographiquement différentes, étudier les joints de grains (type) et fournir des informations sur les défauts cristallines (macles) [1].

Expérimentalement, l'EBSD est effectué avec un microscope électronique à balayage (MEB) équipé d'un détecteur EBSD comportant au moins un écran phosphorescent, un objectif compact et une caméra CCD [2]. L'EBSD fonctionne en disposant un échantillon plat, bien poli incliné de 20° , par rapport au faisceau d'électrons incidents (Fig.III.11) (la

phase SEM étant souvent utilisée pour incliner le plan de l'échantillon à cet angle peu profond, on parle souvent de la valeur d'inclinaison de la platine et est typiquement de 70 °). Avec des courants de faisceau incident de 1–50 mA et une tension d'accélération de 10–30 kV, la diffraction électronique se produit à partir du point du faisceau incident sur la surface de l'échantillon [3].

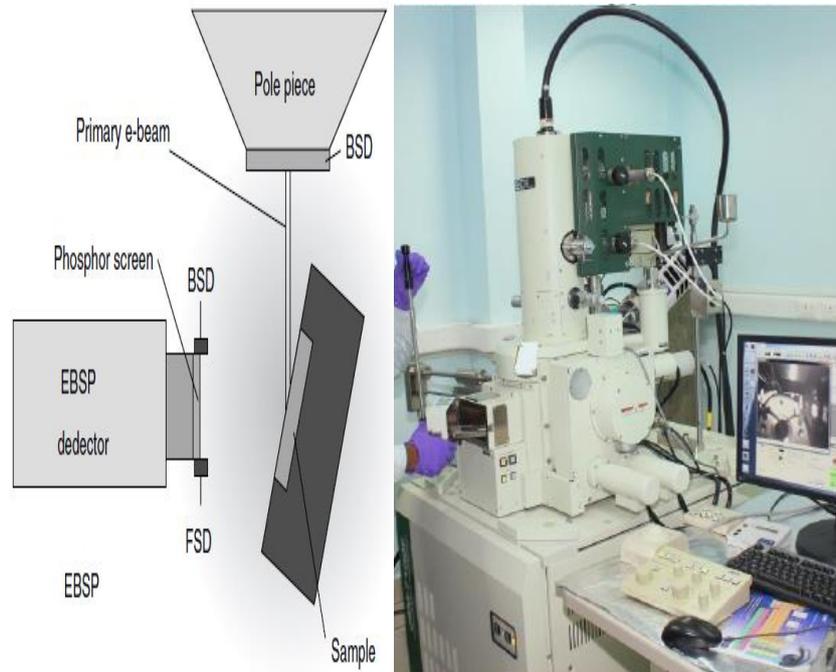


Figure III.11 : Disposition schématique de l'orientation des échantillons dans le MEB [3].

III.4.5.2 Représentation d'une orientation cristalline

Une méthode très connue pour représenter une orientation cristalline et qui consiste à utiliser l'orientation idéale nomenclature $(hkl) [uvw]$. Les directions dans le cristal sont référées à un ensemble de coordonnées fixées dans l'échantillon. La terminologie des tôles laminées est utilisée, et qui s'agit de l'échantillon normal (ND), du sens de laminage (RD) et du sens transversal (TD). Dans la nomenclature d'orientation idéale, la normale au plan cristallin (hkl) est parallèle à la normale de l'échantillon et la direction cristalline $[uvw]$ est parallèle à la direction de laminage (Fig.III.12). La notation $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ désigne l'ensemble de directions symétriquement liées qui représentent la texture[1].

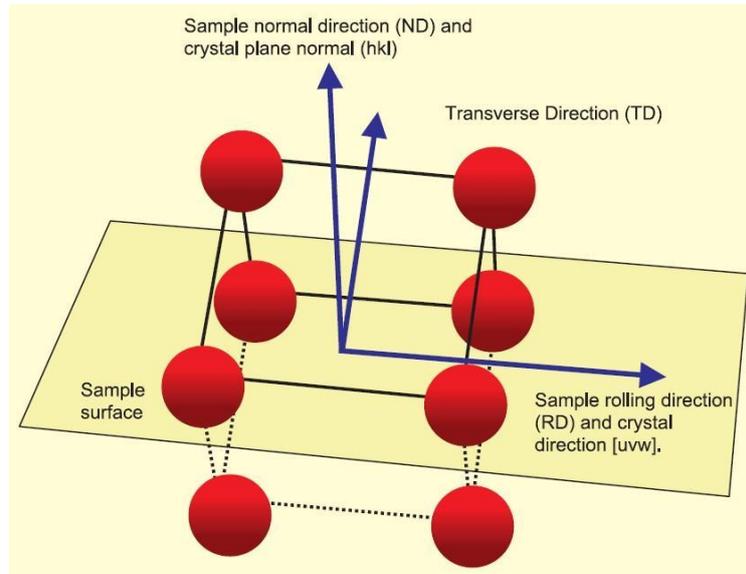


Figure III.12 : Signification de la nomenclature d'orientation idéale (hkl)[uvw].

Ici, la normale du plan (110) est parallèle à la direction normale et la direction [001] est parallèle à la direction de laminage, donc la texture est (110) [001] [1]. L'orientation de la figure 1 peut être représentée aussi par trois angles d'Euler Φ_1 , Φ et Φ_2 avec $\Phi_1=135^\circ$, $\Phi=90^\circ$ et $\Phi_2=90^\circ$.

III.4.5.3 Diffraction des électrons rétrodiffusés

Le signal de diffraction des électrons rétrodiffusés est généré comme suit. Le faisceau d'électrons primaire produit par la colonne MEB est focalisé sur un grain (Fig.III.13 (a,b)). Son interaction élastique et inélastique avec les atomes du grain cible, certains électrons incidents sont diffusés quasi-élastiquement et forment une source ponctuelle et divergente d'électrons. Les électrons ainsi rétrodiffusés peuvent subir la diffraction de Bragg avec les plans réflecteurs environnants avant de sortir de la cible.

Pour une famille donnée de plans réflecteurs (hkl), les électrons diffractent selon deux cônes de diffraction symétriques par rapport au plan (hkl). L'intersection de ces deux cônes avec l'écran de phosphore de la caméra EBSD fournit des hyperboles assimilables à deux droites parallèles formant une bande de Kikuchi. L'ensemble des plans diffractant forme ainsi le diagramme de diffraction (ou diagramme de Kikuchi) formé de plusieurs bandes. Le faisceau primaire doit être en faible incidence avec la surface de l'échantillon (environ 20° - ce qui correspond à un échantillon incliné de 70° dans le MEB) pour produire en surface des

électrons rétrodiffusés d'énergie proche des électrons primaires et augmenter le rendement de diffraction. Par ailleurs, la surface de l'échantillon doit être bien polie et non écrouie [4].

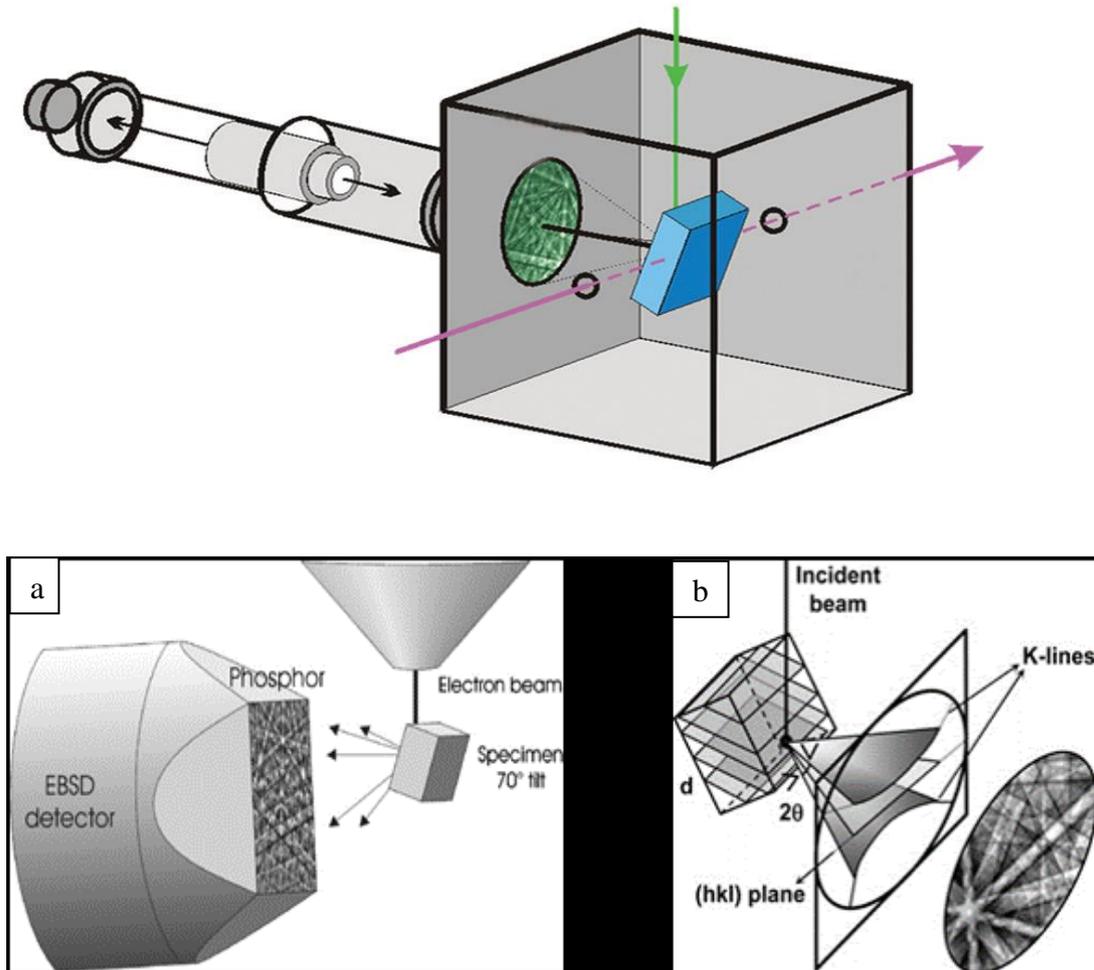


Figure III.13: (a) Configuration de l'échantillon incliné de 70° et position de la caméra EBSD collectant le signal diffracté sous forme de cônes dont l'intersection avec l'écran donne les lignes de Kikuchi (b) [4, 5].

III.4.5.4. L'acquisition et l'exploitation des données EBSD

L'acquisition et l'exploitation des résultats EBSD en mode 'cartographie' est la plus courante. Cette cartographie permet de visualiser les orientations des grains mais aussi leur forme. Suite à la reconstruction, nous avons aussi accès à la distribution de taille des grains, les types de joints de grains, leur longueur, leur désorientation. On peut obtenir de l'ensemble des diagrammes indexés, la figure de pôle correspondante à la surface analysée (Fig.III.14) [6].

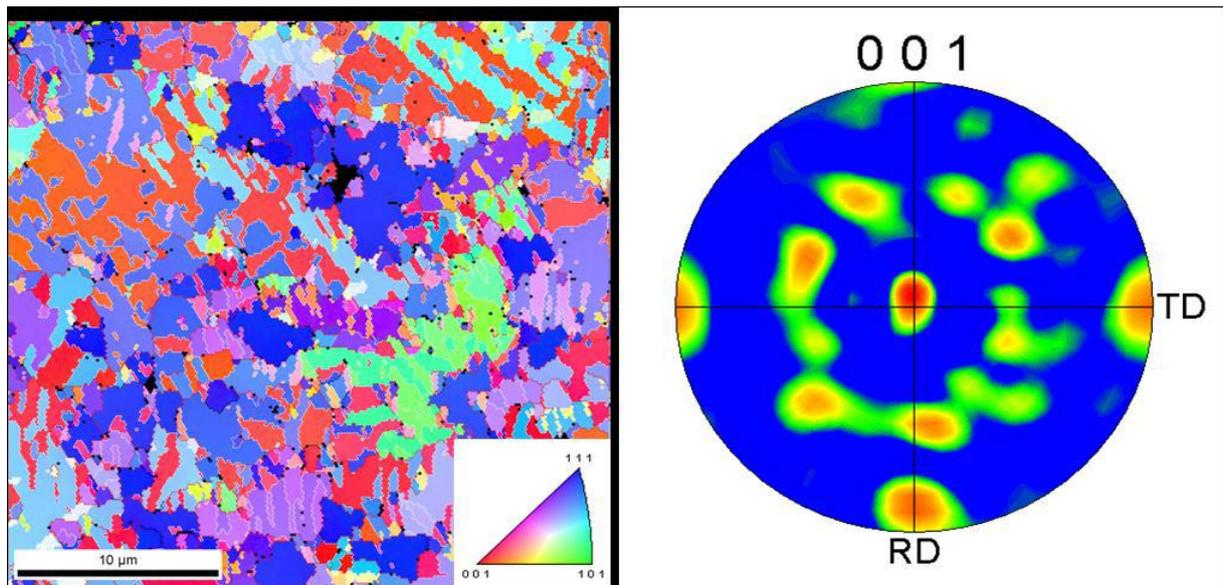


Figure III.14 : Exemple de cartographie obtenue par EBSD (à gauche) et figure de pôle recalculée selon la famille de plan (001) correspondante (à droite) montrant une forte présence des familles de plans (001) et (111) [6].

La figure III.15 montre une illustration globale de la technique EBSD.

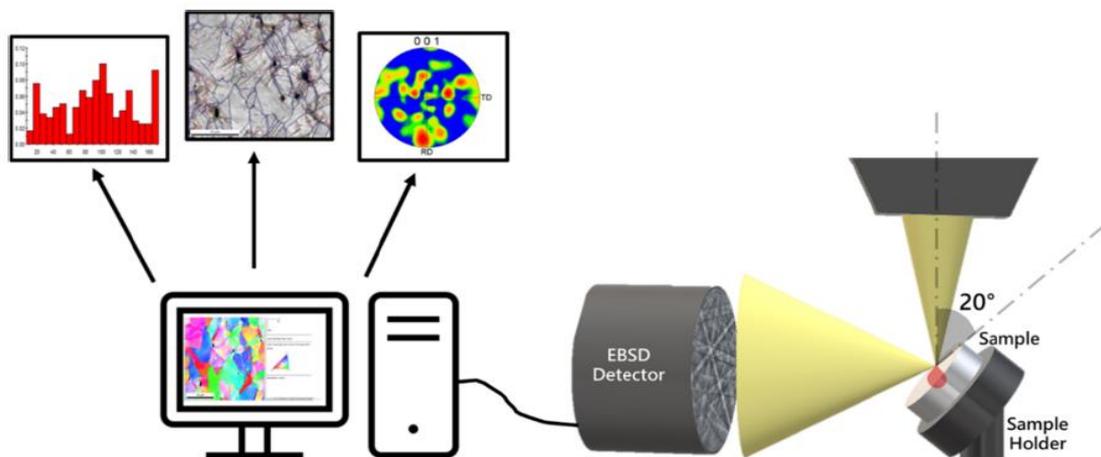


Figure III.15 : Illustration schématique montrant la configuration expérimentale pour la direction de rétrodiffusion d'électrons (EBSD). [7]

III.4.5.5 Données expérimentales de l'analyse EBSD

Cette analyse est réalisée au laboratoire de l'Institut de Chimie Moléculaire et des Matériaux d'Orsay, Paris (France). Pour l'analyse par diffraction par rétrodiffusion d'électrons (EBSD), les échantillons ont été préparés en suivant la méthode standard (polissage

mécanique avec un émeri grade 2400 papier, suivi d'un polissage OPS). Un Zeiss Supra 50 FEGSEM fonctionnant à 20 kV couplé à l'OIMMM automatique (Orientation Imaging Microscopy) logiciel de TSL-EDAX Company a été utilisé pour les analyses transversales de l'EBSD.

III.4.6 Techniques électrochimiques

Pour étudier les comportements à la corrosion des éprouvettes soudées ou non soudées, d'un côté, des tests électrochimiques ont été effectuée dans une solution de NaCl à 3.5%, en utilisant un Potentiostat-Galvanostat-ZRA Gamry fonctionnant avec un logiciel opérationnel Gamry Instruments Framework (version 7.05). On note que la cellule électrochimique est composée de trois électrodes : une électrode de travail (API 5L X70/ duplex 2209/ joint soudée / joint soudée ou traité), une électrode de référence Ag/AgCl (le potentiel de l'électrode Ag/AgCl est le même que le potentiel de l'électrode au calomel saturé qui égale 240 mV vs ENH) et une contre-électrode en graphite et inerte chimiquement. L'électrode de travail est reliée par un fil de cuivre à l'arrière et installée dans la cellule où la surface qui est en contact avec l'électrolyte égale à 2,85 cm². Le temps d'immersion des échantillons avant les tests électrochimiques est égal à 60 minutes pour atteindre un stable potentiel de circuit ouvert. [8]

III.4.6.1 Courbe de Polarisation Potentiodynamique

La méthode permet de mesurer les paramètres électrochimiques (potentiel de corrosion (E_{corr}) et courant de corrosion (I_{corr}), pente de tafel et résistance à la polarisation (R_p)) des métaux en contact avec l'électrolyte. La détermination des vitesses de corrosion à partir des courbes de polarisation est étroitement liée à la cinétique qui régit les processus électrochimiques [9, 10].

Pour la détermination expérimentale des paramètres électrochimiques, à savoir la vitesse de corrosion (I_{corr}), le potentiel de corrosion (E_{corr}), le coefficient de la ligne de Tafel anodique (b_a) et le coefficient de la ligne de Tafel cathodique (b_c), la représentation logarithmique de la densité de courant est généralement souhaitée, parce qu'elle met en évidence la relation linéaire entre le log de la densité de courant et le potentiel (Fig.III. 16). [8]

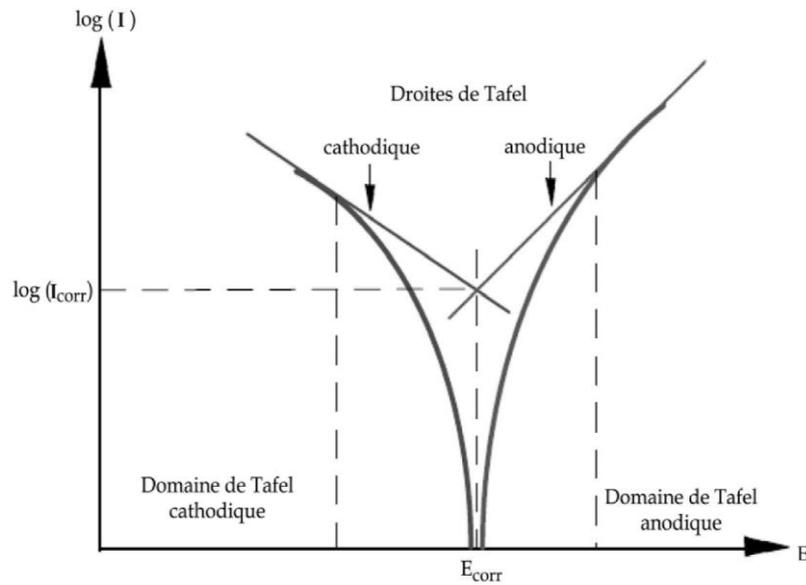


Figure III.16 : Détermination des paramètres électrochimiques à partir des courbes de Tafel [8]

Une autre méthode largement utilisée et qui consiste à déterminer la vitesse de corrosion à l'aide de l'équation de Stern-Geary. [11,12]

$$I_{corr} = \frac{|b_a| \times |b_c|}{2.3 \times (|b_a| + |b_c|) \times R_p} \dots\dots\dots(\text{EqIII.4})$$

Où R_p est la résistance de polarisation ($\Omega \text{ cm}^2$).

Références Bibliographiques

- [1] B. Matat Jablon, document online “Qu’est-ce que l’EBSD – la génération des clichés Kikuchi”, 07-03-2021. Téléchargé de : <https://nano.oxinst.com/library/fr/blog/quest-ce-que-lebsd-%E2%80%93-la-generation-des-cliches-kikuchi>

- [2] T. Baudin, “Analyse EBSD - Principe et cartographies d’orientations”, Techniques de l’ingénieur , M 4 139, 2010.

- [3] A. J. Bard, and L. R. Faulkner, “Principes, Méthodes et Applications”, Electrochimie, Masson, Paris, 1983.

- [4] G. Nathalie, “La microscopie d’orientation et ses applications à l’étude des microstructures héritées par transformation de phase : État de l’art et Récents Développements”, Sciences de l’ingénieur [physics], Université de Lorraine, École doctorale C2MP - Chimie mécanique matériaux physique (Lorraine), 2021.

- [5] R. Ellemann-Biltoft, “Préparation des métaux ferreux pour l’analyse par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD)”, Document technique de la compagnie Struers, téléchargé le 02/09/2022.

- [6] R. Galand, “Caractérisation physique de la microstructure des interconnexions avancées Cu/Low-k pour l’étude des défaillances par électromigration”, Thèse de doctorat, Université de Grenoble, 2011.

- [7] Í. Carneiro, and S. Simões, “Recent Advances in EBSD Characterization of Metals”, Metals, 10, 1097, 2020.

- [8] J .Mounir, “Corrosion des installations pétrolières : Effet de la synergie des ions iodures et des inhibiteurs naturels sur la protection contre la corrosion de l’acier API 5L X70 en milieux acides”, Thèse de doctorat, Université de Mohamed Khider-Biskra, 2019.

- [9] R. G. Kelly, J. R. Scully, D. Shoesmith, and R. G. Buchheit, *Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering*. 2002.
- [10] N. Perez, *Electrochemistry and Corrosion Science*, Springer International Publishing. 2016.
- [11] W. Nguyen, J. F. Duncan, T. M. Devine, and C. P. Ostertag, “ Electrochemical polarization and impedance of reinforced concrete and hybrid fiber-reinforced concrete under cracked matrix conditions”, *ElectrochimicaActa*, 2018.
- [12] A. Goyal, H. S. Pouya, E. Ganjian, A. O. Olubanwo, and M. Khorami, *Predicting the corrosion rate of steel in cathodically protected concrete using potential shift*. *Construction and Building Materials*, 2019.

Chapitre IV. Résultats et interprétation

Introduction

Ce chapitre est réservé aux différents résultats expérimentaux obtenus sur les échantillons soudés à l'arc de l'acier inoxydable duplex (DSS) avec l'acier à faible teneur en carbone X70. Les différents résultats de chaque technique de caractérisation seront présentés et discutés successivement. On note qu'on présente en premier lieu l'état microstructural des deux métaux de base et ensuite on présente les résultats obtenus à partir des différentes techniques de caractérisation des joints soudés. Les résultats de l'étude des traitements thermiques sur les joints soudés seront aussi présentés.

IV.1 Métaux de bases

IV.1.1 Observation microscopique

La figure IV.1 montre la microstructure des deux métaux de bases: l'acier X70 et l'acier inoxydable duplex. La figure IV.1.a montre que la microstructure de l'acier X70 est constituée d'un mélange de ferrite et de colonies de perlite (Fig.IV.1 (a)) et que l'acier inoxydable duplex présente une microstructure duplex, c'est à dire la coexistence de deux phases (ferrite et austénite) (Fig.IV.1(b)). On note que les deux phases sont orientées dans la même direction, parallèle à la direction de laminage à la suite d'une déformation à chaud.

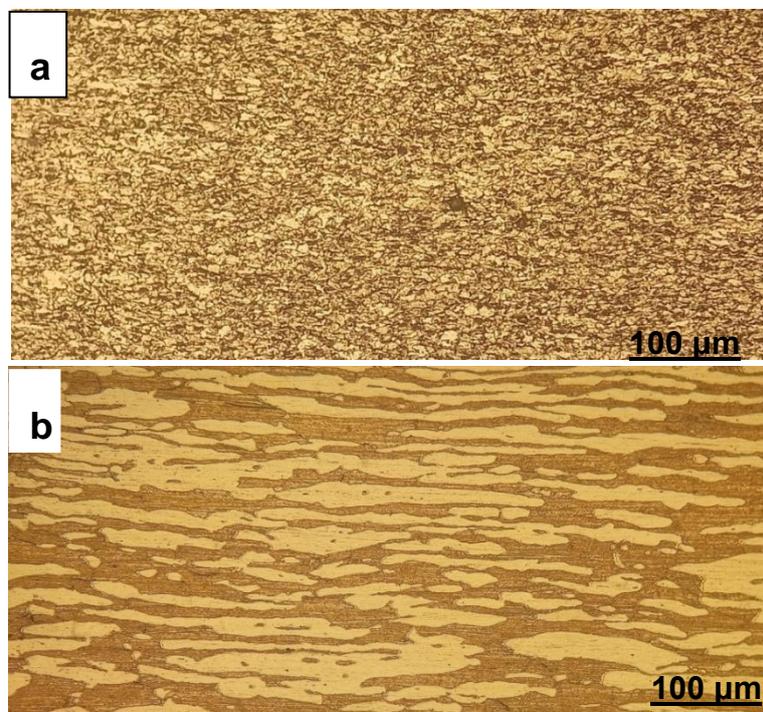


Figure IV.1 : Microstructure des métaux de base, (a) l'acier X70, (b) l'acier inoxydable duplex.

IV.1.2 Diffraction des rayons X

Dans cette partie d'étude, la diffraction des rayons X (DRX) a été utilisée pour révéler les différentes phases existantes dans les métaux de base (de l'acier X70 et de l'acier inoxydable duplex (DSS)). Le diffractogramme de l'acier à faible teneur en carbone X70 révèle que les pics de la phase ferritique (Fig.IV.2).

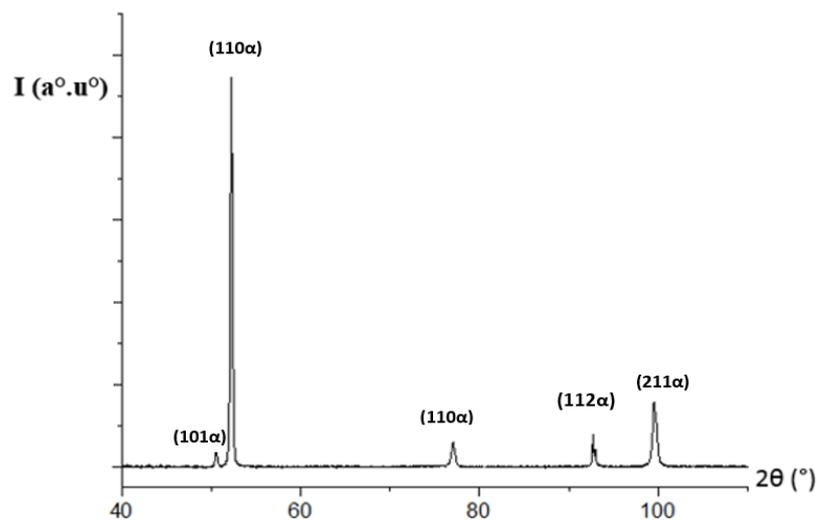


Figure IV.2 : Diffractogramme de RX du métal de base de l'acier à faible teneur en carbone X70.

Par contre; le diffractogramme de rayons X de l'acier inoxydable duplex (Fig.IV.3), révèle les pics des deux phases (la ferrite et l'austénite).

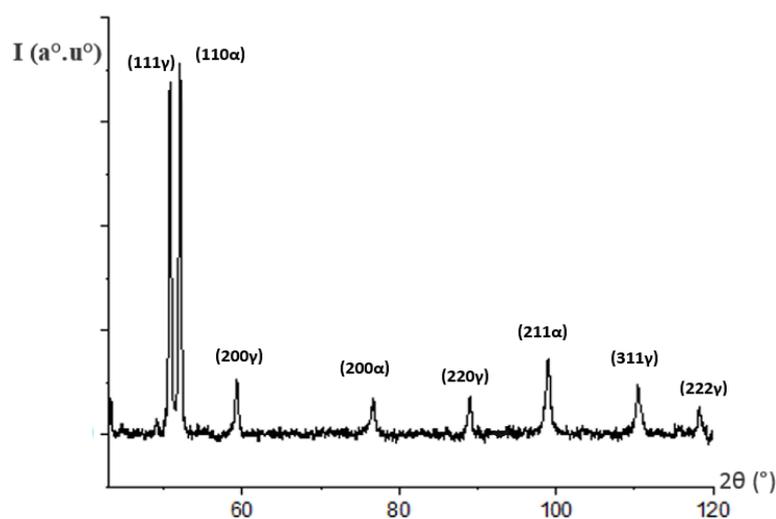


Figure IV.3 : Diffractogramme de rayons X de l'acier inoxydable duplex.

IV.1.3 Texture dans les deux métaux de base

La texture de chaque métal de base a été aussi étudiée. La figure IV.4 présente la carte TD-IPF EBSD, la distribution granulométrique, la désorientation des joints de grains et l'ODF dans l'acier X70. A partir de la carte EBSD (Fig.4a) une légère orientation des grains est observée dans le sens du laminage. D'après la courbe de la distribution granulométrique (Fig.4b), la taille des grains varie de 2 μm à 30 μm , et la taille moyenne des grains est d'environ 8 μm . La distribution des angles de désorientation est présentée sur la figure 4c, qui indique la dominance des limites à angle élevé, avec une fraction non négligeable de limites à angle faible due au processus de déformation. Ahmed et al. [1] ont trouvé la même distribution dans les tôles d'acier doux (0,15 % en poids de C). À partir de la distribution des angles de désorientation pour la distribution aléatoire (courbe bleue sur la Fig.4c), les angles de désorientation présentaient une large distribution dans une plage de 5° à 66°, avec des pics à 45° et la désorientation maximale est d'environ 66°. A partir de l'ODF (Fig.4d), décrit dans le système de coordonnées de laminage classique, une texture assez classique a été trouvée dans l'acier X70. Les fibres partielles $\{hkl\}\langle 110\rangle$ et $\{111\}\alpha\langle uvw\rangle$ ont été observées avec des renforts dans les composants $\{001\}\gamma\langle 110\rangle$ et à proximité de $\{111\}\langle 112\rangle$.

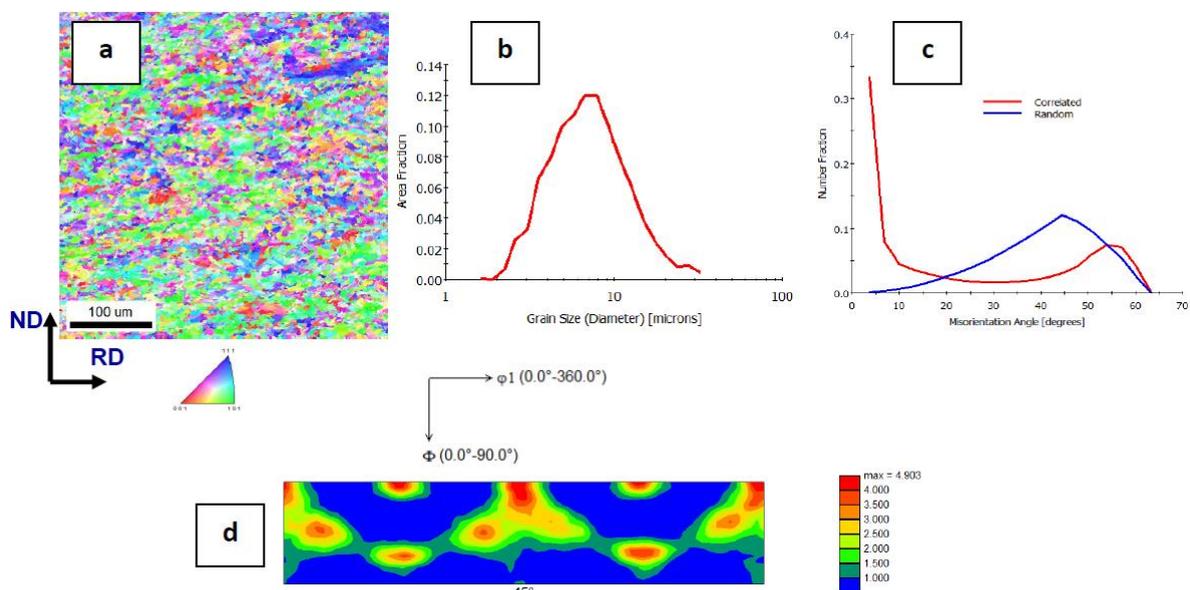


Figure IV.4 : (a) Carte TD-IPF EBSD, (b) distribution granulométrique, (c) distribution des angles de désorientation et (d) ODF de BM en acier X70.

Les résultats de l'étude EBSD de l'acier DSS sont présentés dans la figure IV 5. Cette figure présente les cartes TD-IPF et de phase, la distribution granulométrique, la distribution de l'angle de désorientation des joints de grains et l'ODF dans chaque phase de l'acier DSS. Comme déjà décrit, les figures IV5a et IV5b montrent que les grains sont orientés dans le sens du laminage. De plus, la figure IV5b montre que les phases austénite (couleur rouge) et ferrite (couleur verte) sont toutes les deux orientées dans le sens du laminage et ont sensiblement le même rapport en quantité, soit 47% et 53%, respectivement. Il a été rapporté que le DSS a une microstructure (dite de bande) et qui est formée de grains allongés α et γ alternés dans la direction de laminage [2]. D'après la courbe de distribution granulométrique (Fig.5c), la taille moyenne des grains est d'environ 33 μm (courbe rouge), car la taille moyenne des grains dans l'austénite est d'environ 17 μm (courbe bleue) et la taille moyenne des grains dans la ferrite est environ 45 μm (courbe verte). La distribution des angles de désorientation dans tous les aciers DSS (Fig.5d) montre la dominance des joints de grains à angle élevé. Le pic à 60° correspond à des macles dans la phase austénitique CFC. Il a été mentionné que pour la microstructure duplex en bande, une grande partie des joints de grains à angle élevé étaient présents dans la ferrite et les joints de macles dans l'austénite [3, 4].

L'ODF dans les deux phases (austénite et ferrite) de l'acier DSS a été présenté dans les figures IV 5 e et IV 5f, respectivement. La texture dans l'austénite est faiblement prononcée (Fig.5e). Certains composants typiques sont trouvés, tels que ceux en laiton $\{110\}\langle 112\rangle$ et S $\{123\}\langle 634\rangle$. De plus, le composant $\{110\}\langle 111\rangle$ est également trouvé. Dans la phase ferritique, du fait que le nombre de grains est assez faible, la texture n'est pas bien définie. Cependant, les composantes de α et de la fibre et surtout de γ sont visibles (Fig.5f).

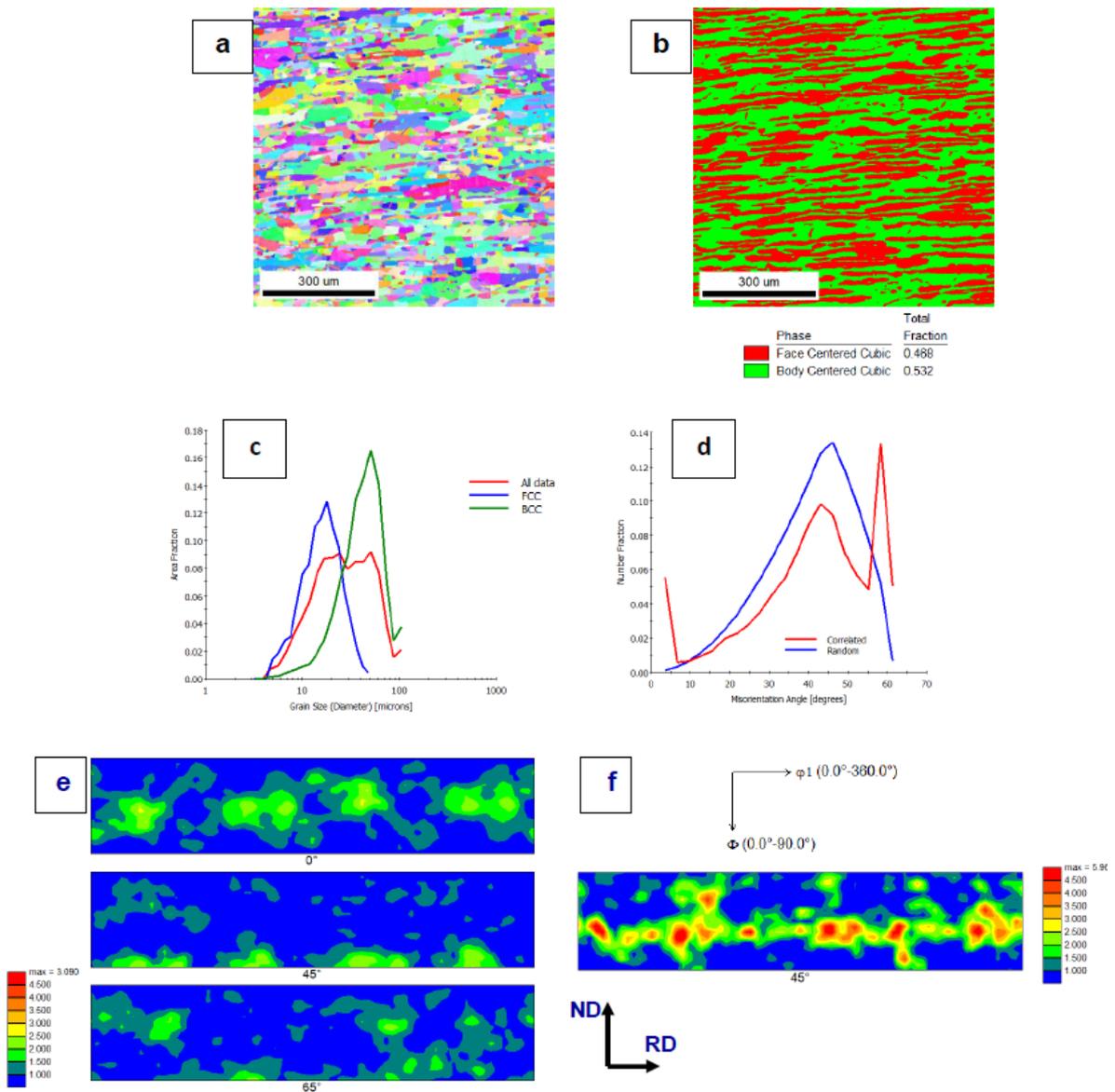


Figure IV.5 : (a) Cartes EBSD : TD-IPF, et : (b) Carte de couleur de phase (50 % Ferrite de couleur verte, 50 % Austénite de couleur rouge), (c) : Distribution granulométrique dans l'acier inoxydable duplex (Courbe rouge) , Phase de ferrite (Courbe bleue) Phase d'austénite (Courbe verte), (d) Distribution de l'angle de désorientation, et (e et f) ODF en acier DSS.

Partie I : Joint soudé avec une seule électrode

IV.2. Joint soudé

Pour mieux présenter et comprendre les résultats obtenus pour le joint soudé, une représentation schématique du joint soudé est illustrée dans la figure IV.6. De gauche à droite, le joint est formé à partir du premier métal de base qui est l'acier XC70 avec sa zone affectée thermiquement (nommée HAZ1 ici "HAZ" on a gardée la nomenclature anglaise), puis la zone de fusion qui est liée à la zone affectée thermiquement (nommée HAZ2) du second métal de base (DSS).



Figure IV.6 : Représentation schématique du joint soudé avec différentes zones (BM : Métal de base, HAZ : Zone affectée par la chaleur et FZ : Zone de fusion).

IV.3. Evolution microstructurale lors d'un traitement isotherme à 200 et 600 °C.

Dans cette section, l'évolution microstructurale des différentes zones (BM, HAZ et FZ) observée après soudage sera suivie après recuit à 200 et 600°C successivement sur les figures IV.7,8, 9 et 10. Tout d'abord, l'évolution microstructurale des deux métaux de base lors d'un recuit isotherme à 200°C et 600°C est présentée sur la figure IV.7. Il n'y a pas de changement microstructural significatif de ces métaux de base après les traitements thermiques. D'un point de vue industriel, cette stabilité des métaux de base est très recherchée en génie mécanique.

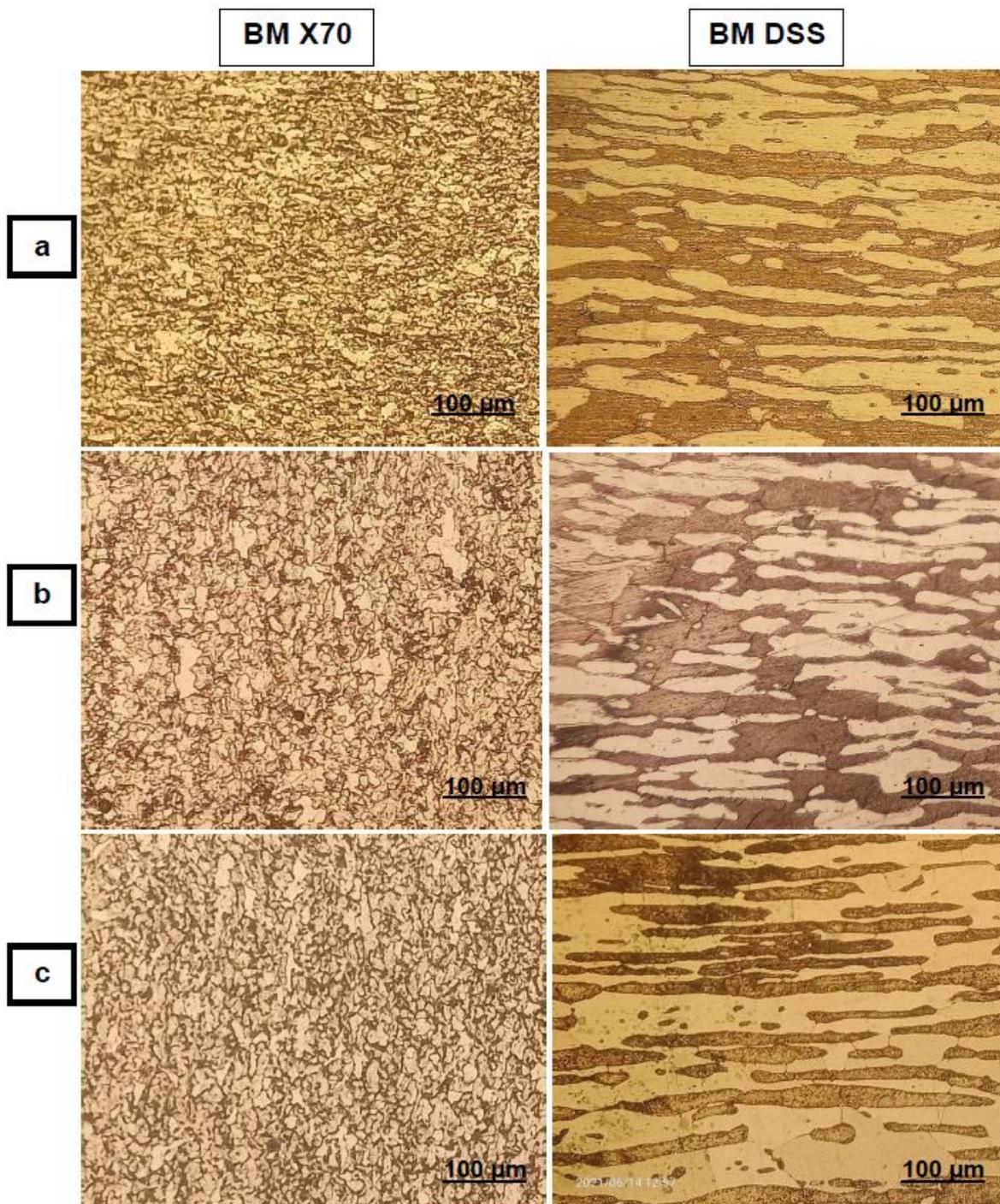


Figure IV.7 : Évolution microstructurale de (a) : les deux métaux de base (aciers X70 et DSS) lors d'un recuit isotherme à (b) : 200°C, et (c) : 600°C pendant 2 h.

L'évolution microstructurale de la zone de fusion est présentée sur la figure IV.8. Évidemment, la microstructure de la zone de fusion (Fig.8a) est différente par rapport à la microstructure des deux métaux de base. Cette microstructure de solidification contient de la perlite et plusieurs types de ferrite. En effet, l'existence des Widmanstätten et des grains ferritiques allongés est montrée sur la figure 8a. Cette microstructure de solidification et ces

types de ferrite sont généralement observés dans la zone de fusion des aciers soudés [5-7]. Le traitement thermique à 200°C pendant 2 heures de la zone de fusion permet de voir un nouveau type de ferrite comme la ferrite aciculaire (Fig.8b). En augmentant le traitement de recuit à 600°C, une réaction de sphéroïdisation est déclenchée (Fig.8c). A cette température le mécanisme diffusionnel des atomes est plus actif ce qui induit cette transformation morphologique au sein de la microstructure [8].

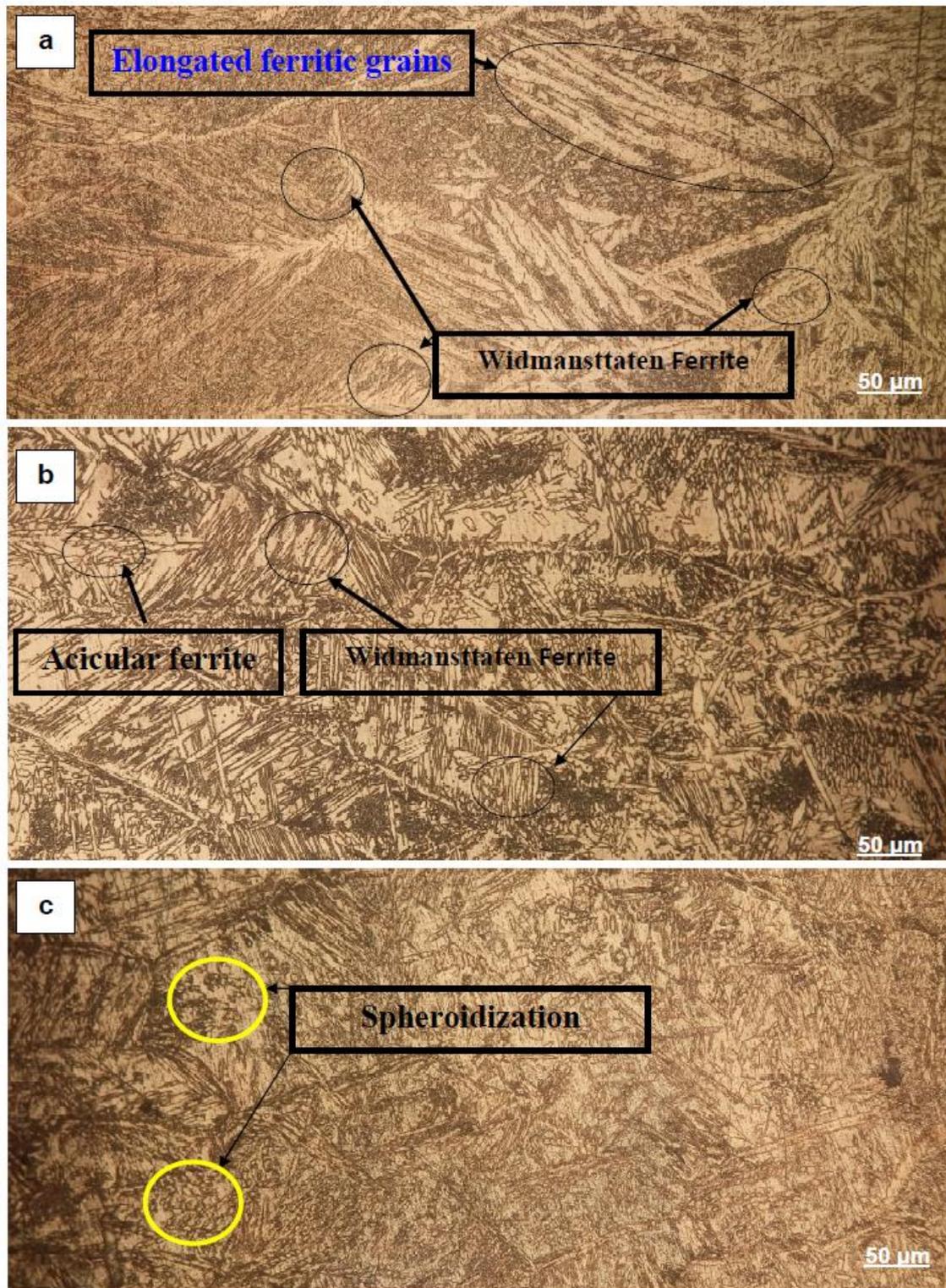


Figure IV. 8 : Évolution microstructurale de (a) : la zone de fusion lors du recuit isotherme à (b) : 200°C et (c) : 600°C pendant 2 h.

L'évolution de la microstructure des zones affectées par la chaleur (HAZ1 (X70) et HAZ2 (DSS)) est représentée sur les figures IV. 9 et 10, respectivement. Comme on le voit, il n'y a pas de changement significatif dans la HAZ1. Au contraire, après recuit à 200 et 600°C, une zone libre particulière (zone étroite appauvrie en carbone) se forme entre la HAZ1 et la

zone de fusion comme le montrent les figures IV. 9b et 9c. Il s'agit d'une zone dépourvue de perlite. La même zone a été observée par Belkassa et al. [9] lors de l'étude du soudage d'acier faiblement allié avec de l'acier inoxydable duplex. Elle s'explique par le fait que le métal en fusion est plus riche en Cr et que ce dernier a une forte affinité pour le carbone, ce qui favorise la migration du carbone du métal de base vers la zone de fusion lors du soudage. Cette migration des atomes de carbone induit la formation d'une étroite zone appauvrie en carbone d'une largeur d'environ 10-20 μm [10].

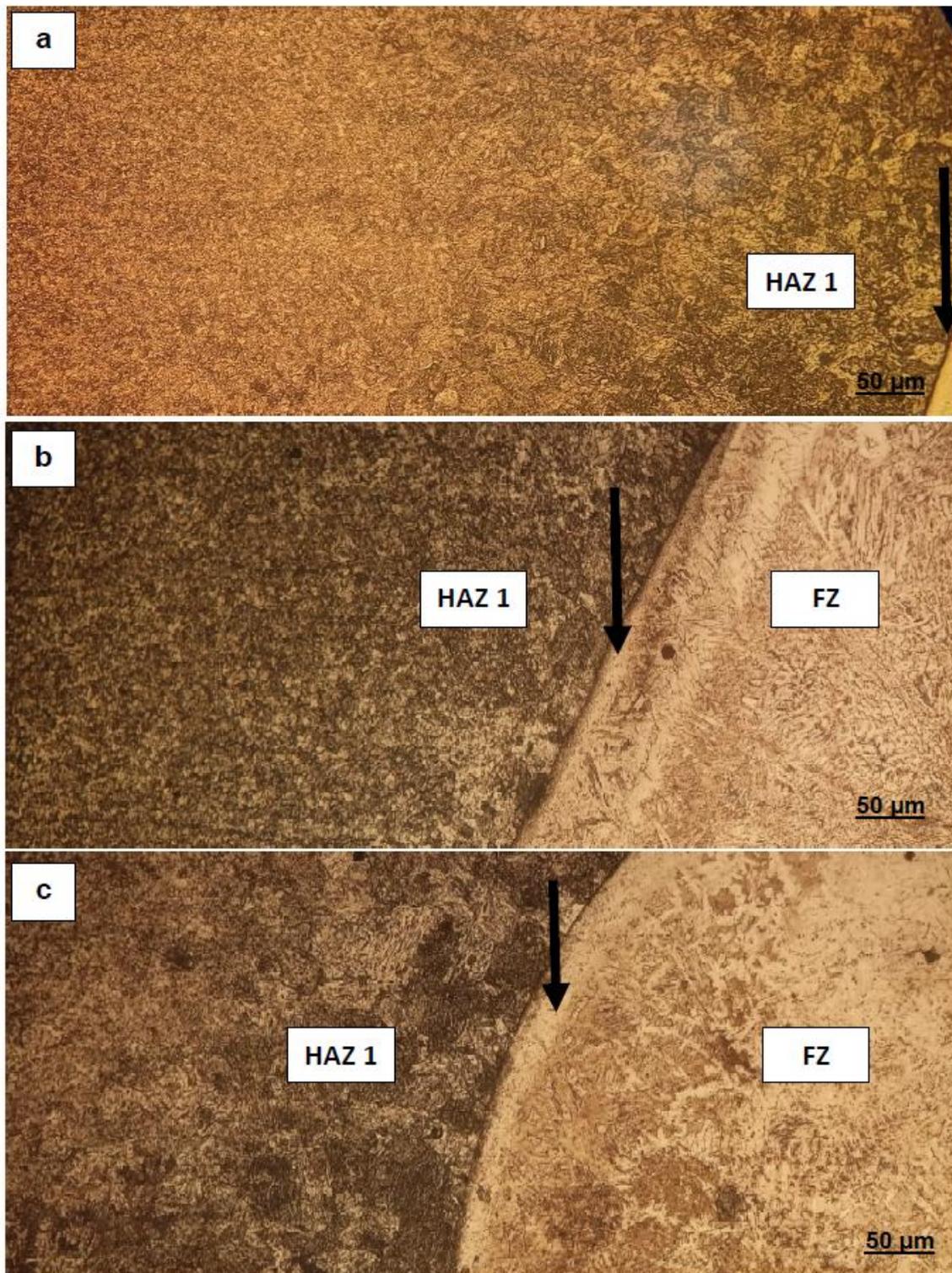


Figure IV. 9 : Évolution microstructurale de (a) : la zone affectée thermiquement (HAZ1) lors du recuit isotherme à (b) : 200°C, et (c) : 600°C pendant 2 h.

L'évolution de la microstructure de la zone affectée thermiquement côté DSS (HAZ2) est présentée sur la figure IV. 10. Tout d'abord, la zone affectée thermiquement a une microstructure différente de celle du métal de base (Fig.10a). En effet, la ZAT2 est une zone

surchauffée et qu'elle est reconstituée après un recuit à 200°C (Fig. IV.9b). Le recuit à 600°C provoque une réaction de coalescence de la microstructure précédente (Fig.10c), car les grains d'austénite et de ferrite sont plus grossiers par rapport à l'état précédent.

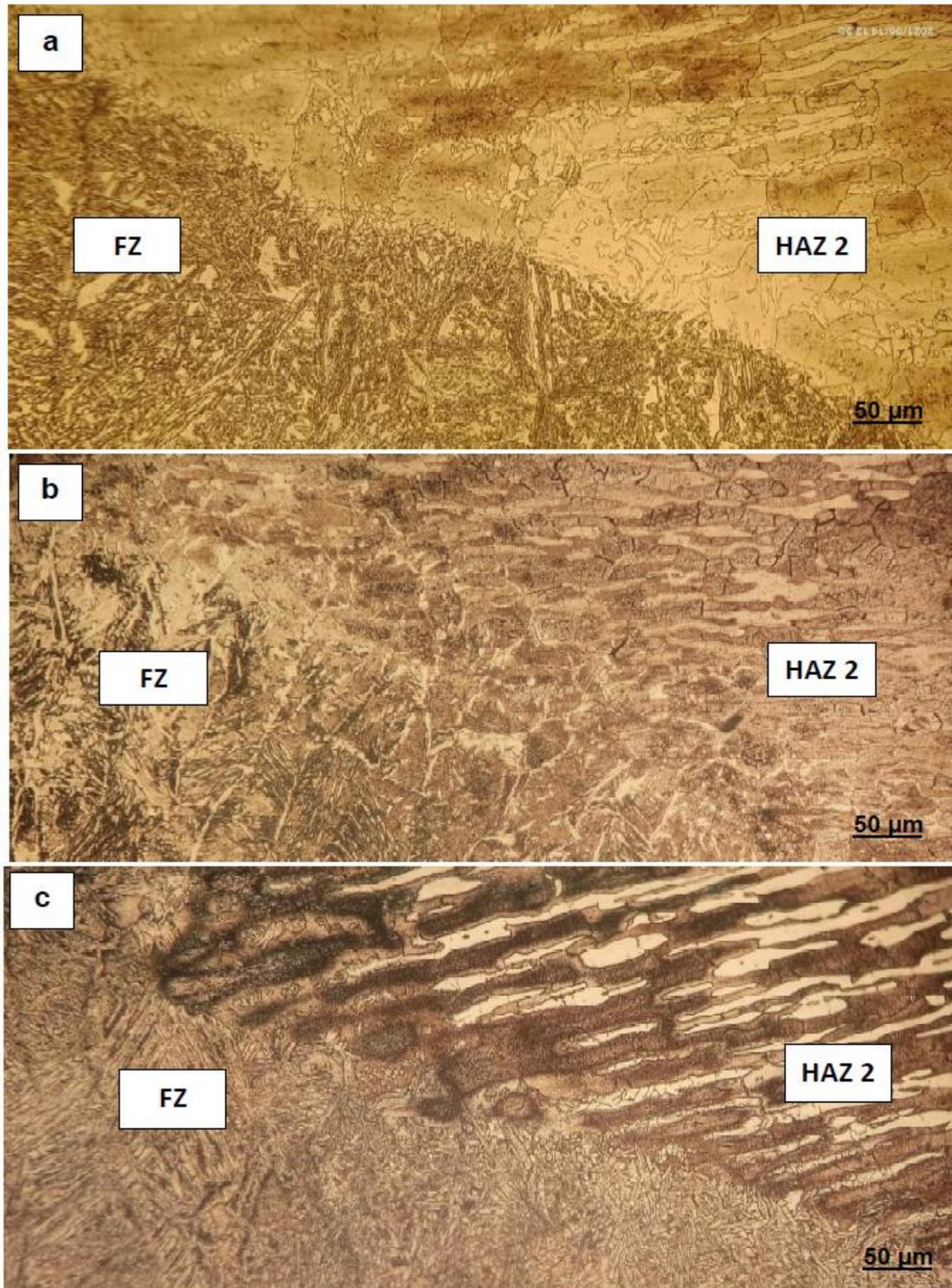


Figure IV. 10 : Évolution microstructurale de (a) : la zone affectée thermiquement (HAZ2) lors d'un recuit isotherme à (b) : 200°C, et (c) : 600°C pendant 2 h.

IV.4. Analyse métallurgique locale du joint soudé

IV.4.1. Zone de fusion

La carte TD-IPF EBSD de la zone de fusion (Fig. IV11a) montre clairement la microstructure de solidification qui a été déjà présentée sur la figure IV.8. Cette microstructure de solidification a eu lieu dans plusieurs directions de solidification comme indiqué par les flèches sur la figure IV. 11a. Cependant, à partir de la figure du pôle {001} (Fig.11b), une direction de croissance $\langle 100 \rangle$ à environ 45° de ND a été trouvée. Dans une étude de texture par Cui et al. [11] sur la zone de fusion d'un joint soudé en acier inoxydable duplex et en acier inoxydable austénitique, un composant en cuivre a été trouvé. Cette différence de texture est principalement due à des conditions de soudage différentes.

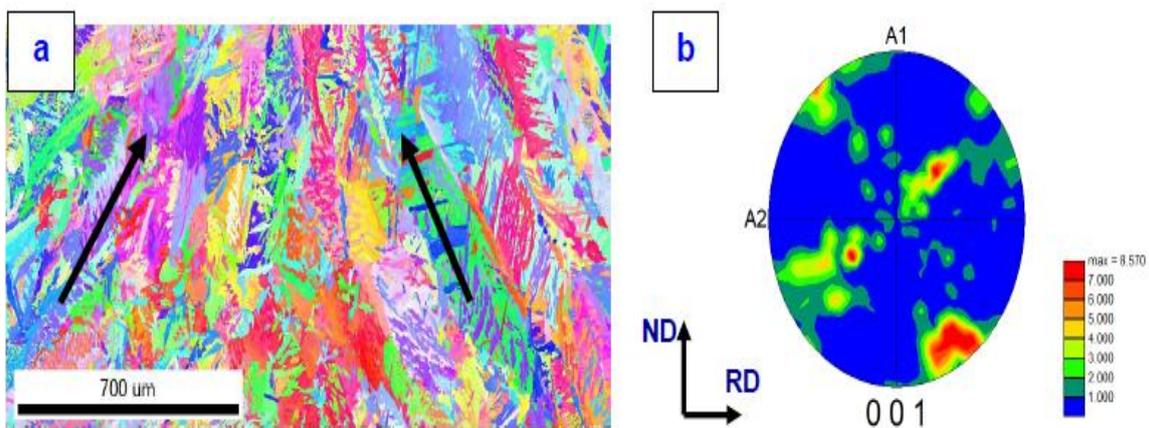


Figure IV. 11 : (a) : Cartographie TD-IPF EBSD en zone de fusion du joint soudé de l'acier X70 joint à l'inox duplex.(b) : {001} figure polaire dans la zone de fusion du joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex.

En plus des observations précédentes, la carte EBSD en zone de fusion du joint soudé montre une différence de proportion des deux phases principales (32,5 % Ferrite de couleur verte, 67,5 % Austénite de couleur rouge) (Fig. IV.12). La zone de fusion a une proportion d'austénite deux fois plus élevée que celle de la phase de ferrite, c'est-à-dire qu'il y a eu une réaction d'austénisation dans la zone de fusion lors de la solidification.

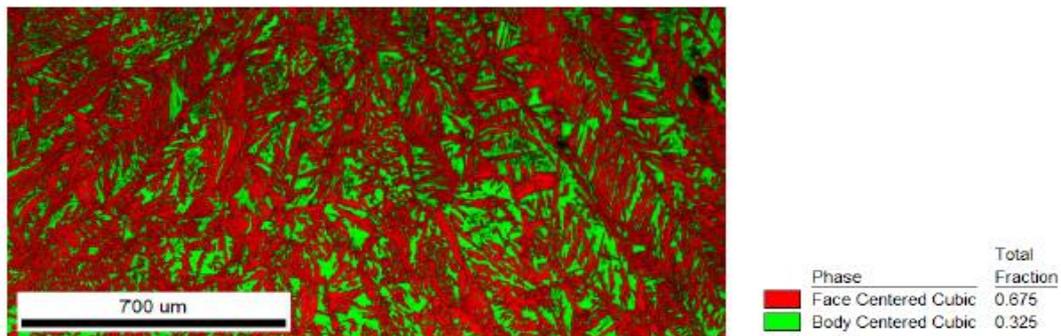


Figure IV. 12 : Carte de phase EBSD dans la zone de fusion du joint soudé d'acier X70 assemblé à de l'acier inoxydable duplex (32,5 % de ferrite de couleur verte, 67,5 % d'austénite de couleur rouge).

IV.4.2. HAZ1 / FZ

La figure IV. 13 montre les cartes EBSD dans la zone affectée thermiquement (HAZ1) du joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex. Une ligne droite sépare la HAZ1 de la FZ. Cette morphologie est due à la différence entre le type d'électrode utilisé et l'acier X70, ce qui permet de conclure qu'il y avait une faible interdiffusion atomique entre la HAZ1 et la FZ. D'après la courbe de la figure IV. 13b, la taille moyenne des grains dans HAZ1 est d'environ 6,5 μm , soit inférieure à la taille des grains dans le métal de base (acier X70) (8 μm .), ce qui permet de conclure qu'il y a eu un raffinement de grains dans cette zone sous l'effet de la soudure. La figure 13c montre la section à $\phi 2 = 45^\circ$ de l'ODF dans la HAZ1 du côté acier X70.

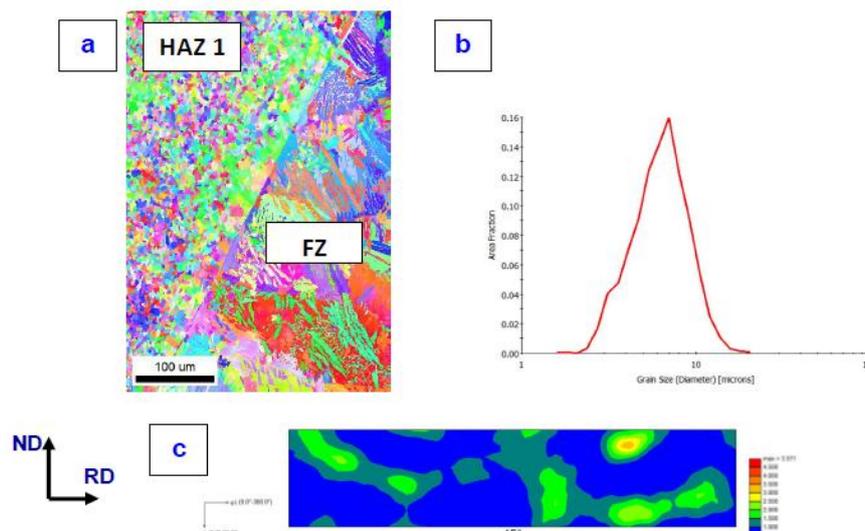


Figure IV. 13 : (a) Cartes EBSD dans la zone affectée par la chaleur (HAZ1) du joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex (b) Variation de la taille des grains dans HAZ1 du joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex. (c) ODF de l'acier X70 dans le joint soudé HAZ1 de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex.

La figure IV.14 présente une analyse élémentaire qualitative des cinq éléments (Ni, Fe, Cr, Mo et Si) dans la zone contenant la HAZ et la FZ. Grâce à cette analyse, il n'y a pas eu d'inter-diffusion des principaux éléments d'addition à travers la ligne séparant la zone de fusion et la HAZ1 du côté X70. La ligne de liaison entre HAZ1 et FZ est alors une ligne droite.

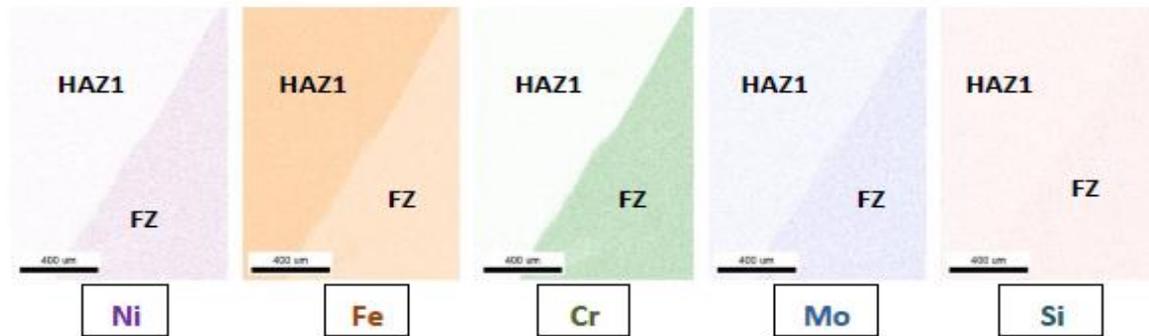


Figure IV.14 : Analyse élémentaire qualitative des cinq éléments (Ni, Fe, Cr, Mo, Si) dans la zone contenant la HAZ1 et la FZ.

IV.4.3. FZ / HAZ2

La figure IV.15 montre uniquement la partie soudée du côté en acier inoxydable duplex. Il est possible d'observer une ligne de liaison entre la zone de fusion et la zone affectée thermiquement (nommée HAZ2) formée dans l'acier DSS. Cette ligne de liaison montre la différence morphologique des grains et même leurs orientations par rapport à cette ligne. Les grains de la zone de fusion ont une morphologie coloniale. Cependant, les grains de la ZAT du DSS ont conservé leur morphologie et ressemblent à celle du métal de base. De plus, aucune variation particulière de la texture n'a été observée, c'est pourquoi aucun résultat n'est présenté dans cette partie. Il est important de mentionner que la taille des grains dans HAZ2 (45 µm) est plus grande que dans le métal de base (33 µm), ce qui implique qu'il y a eu une croissance des grains dans la HAZ. Il est également important de mentionner que cette courbe contient deux pics qui indiquent une variation de la distribution granulométrique par rapport à l'état initial (Fig5e courbe bleue). Cette différence est due à l'effet de soudage sur l'acier DSS qui induit une hétérogénéité dans la taille des grains.

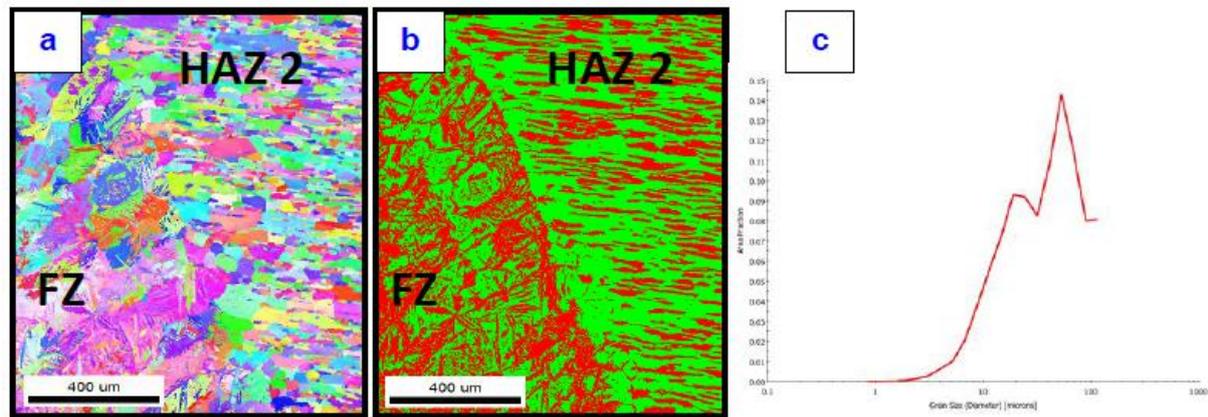


Figure IV.15 : (a) : Cartes EBSD , (b) : Carte de couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge), (c) : Répartition granulométrique du côté DSS du joint soudé.

La figure IV.16 présente une analyse élémentaire qualitative des cinq éléments (Ni, Fe, Cr, Mo et Si) dans la zone contenant la HAZ2 et la FZ. Grâce à cette analyse, il y a eu une interdiffusion des principaux éléments d'addition à travers la ligne séparant la zone de fusion et la HAZ2 du côté DSS. Dans cette zone il n'y a pas de ligne droite comme sur le X70 mais plutôt une ligne diffuse. De plus, cette répartition de ces éléments reflète la proportion de ces éléments qui existaient initialement dans le DSS et l'électrode, où la composition chimique de l'électrode est très proche du DSS.

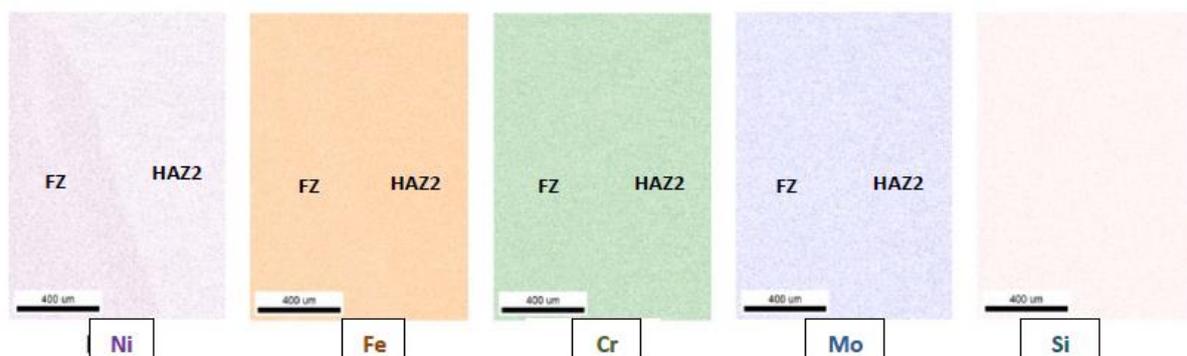


Figure IV.16 : Analyse élémentaire qualitative des cinq éléments (Ni, Fe, Cr, Mo, Si) dans la zone contenant la HAZ2 et la FZ.

L'agrandissement d'une zone de la ligne de liaison (Fig. IV.17a-b), révélant une bande d'environ 50 μm de large qui contient de nouveaux grains semi-équiaxes. D'après la figure IV.17c, ces nouveaux grains sont des grains ferritiques (couleur verte). Cette dernière observation est en accord avec celle de Belkassa et al. [9] qui ont mené des recherches sur le soudage d'un DSS avec de l'acier à haute résistance mécanique. Ils ont découvert que dans HAZ de DSS, la région proche de la ligne de fusion contient une forte proportion de ferrite. Il

Il y a eu une réaction de frittisation dans la HAZ du côté DSS. On peut conclure que les grains ferritiques équiaxes ont des orientations cristallographiques aléatoires, c'est-à-dire qu'il n'y a pas de développement d'une orientation particulière lors de la réaction de frittisation.

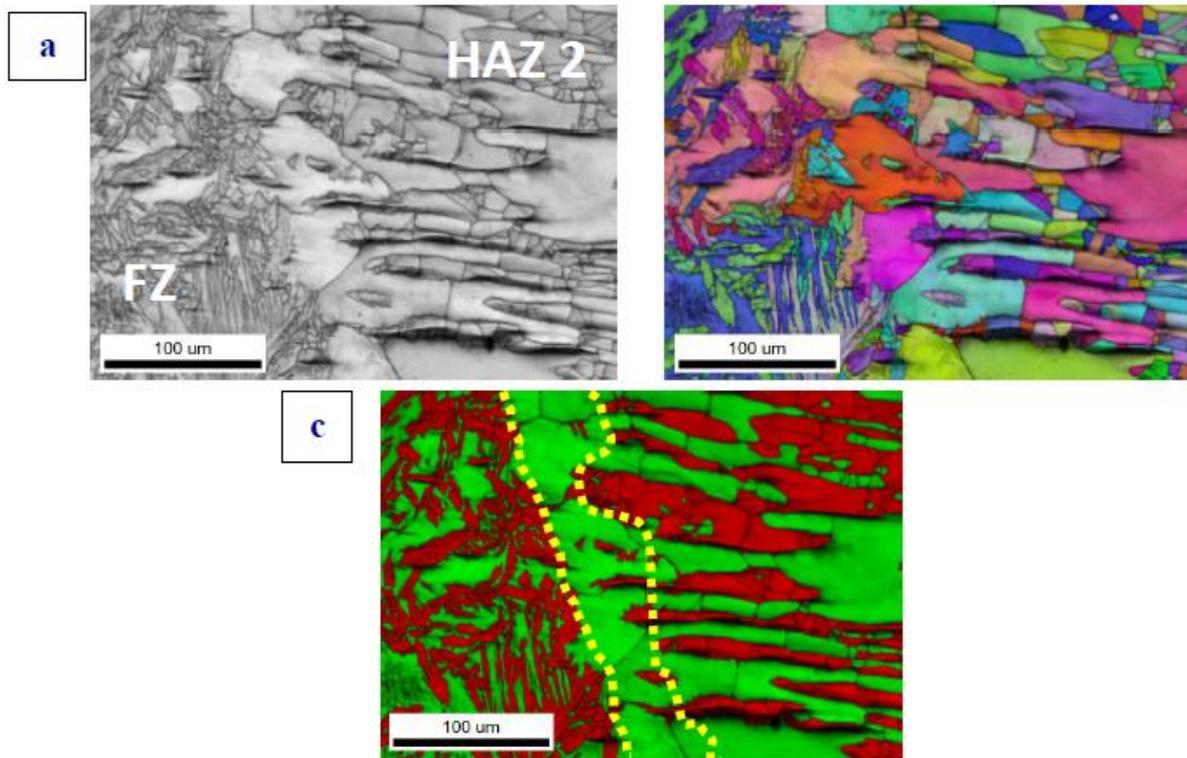


Figure IV.17 : Agrandissement de la ligne de liaison entre FZ et HAZ2 du joint soudé. (a) et (b) Cartes EBSD, (c) : Carte en couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge).

IV.5. Traitement thermique isotherme du joint soudé

Dans cette partie de cette étude, les résultats de l'effet des traitements thermiques à 200 et 600 °C sur l'évolution microstructurale du joint soudé seront présentés.

IV.5.1. Traitement thermique isotherme à 200 °C

Les figures IV.18 et 19 montrent les cartes EBSD dans différentes zones du joint soudé après traitement thermique à 200 °C. Sur la base de ces cartes, une petite transformation s'est produite sur la ligne de liaison. A partir de la figure IV.18, il y a eu déplacement de la ligne de liaison (indiqué par un rectangle sur la Fig. .18a), de HAZ1 vers FZ comme le montre la figure 18b, ce qui peut être attribué au phénomène d'interdiffusion atomique entre ces deux zones distinctes. Du côté DSS, on observe des grains équiaxes entre la FZ et la HAZ2 (indiqué par un rectangle sur la figure 19a). Ces grains représentent une jonction entre ces deux zones.

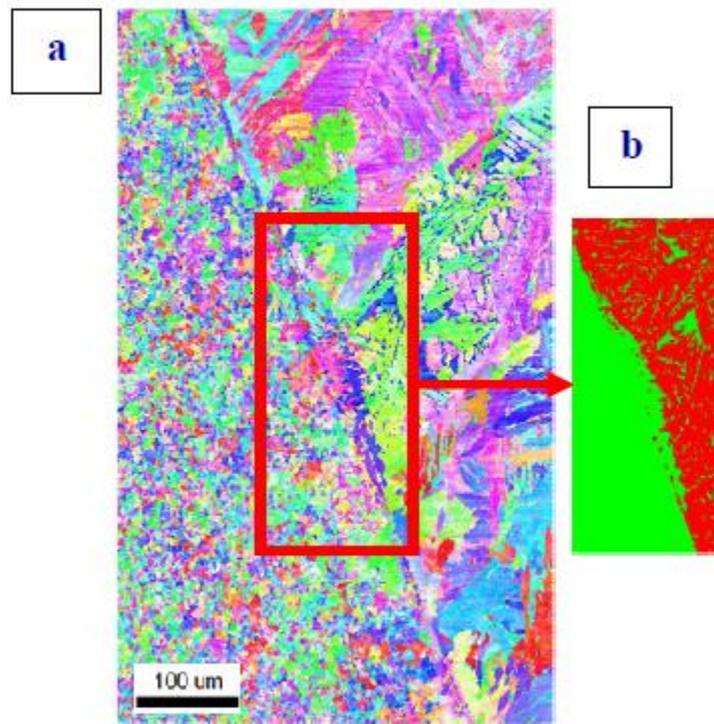


Figure IV.18 : (a) Carte EBSD, et (b) : Carte de couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge) de la zone sélectionnée en (a) du côté X70 du joint soudé traité thermiquement. à 200°C pendant 2h.

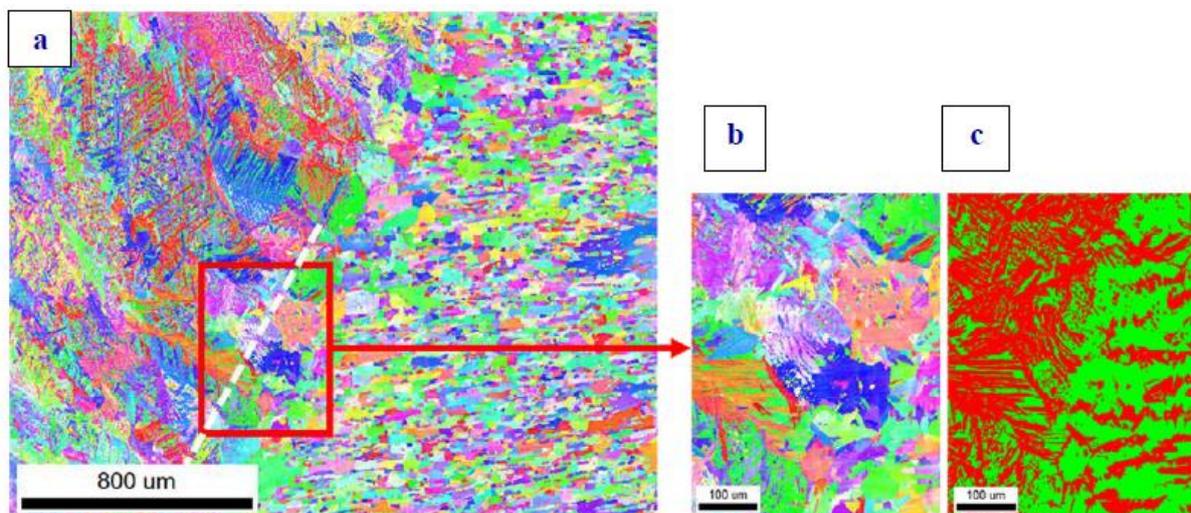


Figure IV.19 : (a) Carte EBSD, (b) Agrandissement de la zone sélectionnée dans (a) et (c) : Carte de couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge), du côté DSS du traité thermiquement joint soudé à 200°C pendant 2h.

IV.5.2. Traitement thermique isotherme à 600°C

Les figures IV. 20 et 21 montrent les cartes EBSD dans différentes zones du joint soudé après traitement thermique à 600 °C. Pour le côté acier X70, la ligne de liaison entre HAZ1/FZ, elle existe toujours après ce traitement thermique à 600°C (Fig.20), mais une

bande de grains légèrement plus gros est observée le long de l'interface HAZ1/FZ (indiquée par deux flèches noires). Ces gros grains se forment sous l'effet de la chaleur induite par la zone de fusion. De plus, de nouveaux grains allongés se forment dans FZ, et le long de l'interface. Cependant, côté DSS, les grains équiaxes observés lors du dernier traitement à 200 °C disparaissent pour ce traitement à 600 C, comme le montre la figure IV.21.

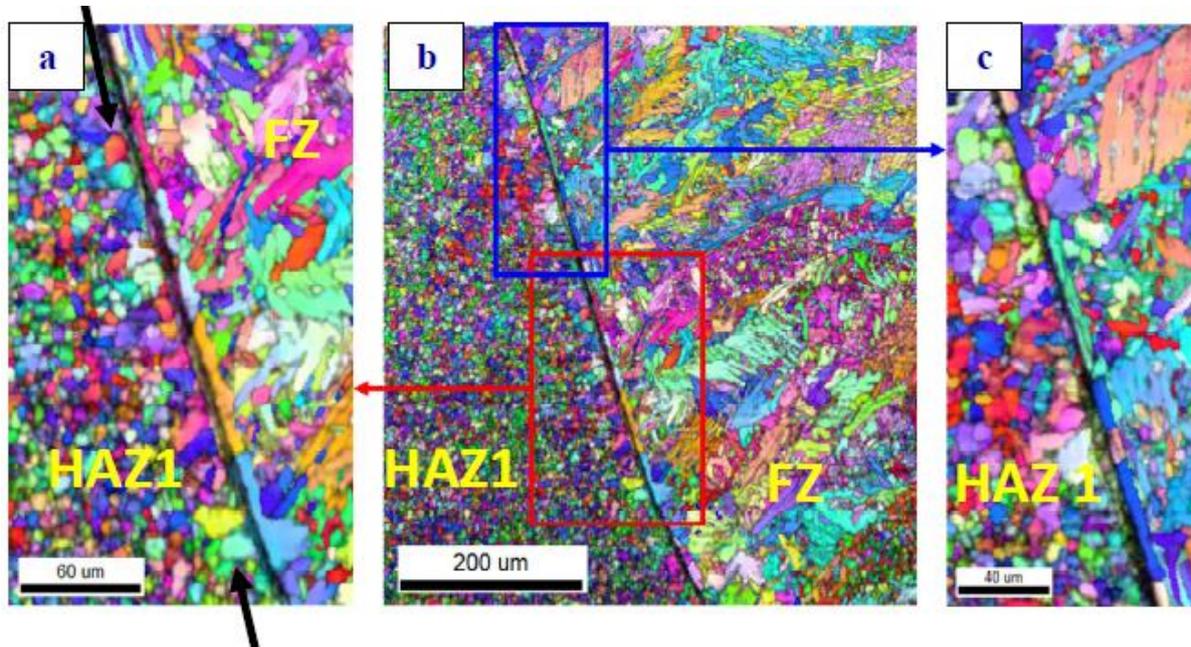


Figure IV.20 : Cartographies EBSD côté X70 du joint soudé traité thermiquement à 600°C pendant 2h. (a) et (c) grossissement des deux zones sélectionnées en (b).

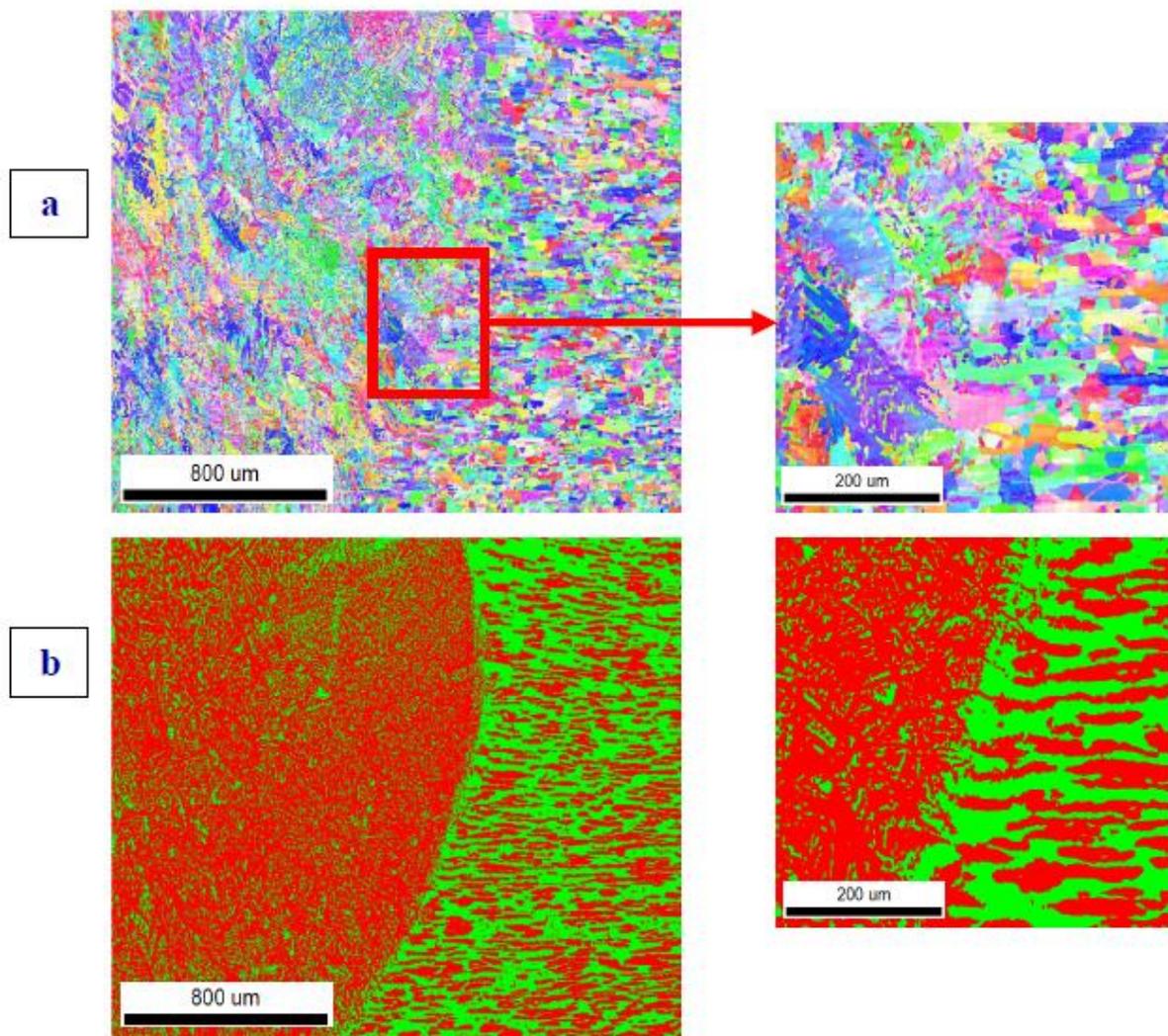


Figure IV.21 : (a) Carte EBSD avec un grossissement de la zone sélectionnée, et (b) : Carte de couleur de phase (Ferrite en couleur verte, Austénite en couleur rouge) avec un grossissement d'une zone sélectionnée, du côté DSS de la chaleur joint soudé traité à 600°C pendant 2h.

IV.6. Mesures de dureté

Les mesures de dureté sont la technique la plus utilisée pour mettre en évidence les propriétés du joint soudé [12]. La figure IV.22 montre les courbes de dureté à travers le joint de soudure de l'acier X70 avec de l'acier inoxydable duplex avant et après recuit isotherme à 200 ° C et 600 ° C pendant 2 h. L'acuité générale des courbes montre que la dureté de cote l'acier duplex est supérieure à celle de l'acier X70 soit avant soit après recuit à 200 ou 600°C. Un changement brutal de la dureté de la HAZ1 à la zone de fusion a été observé, ce qui confirme la présence d'une ligne de liaison entre HAZ1 et FZ. A l'opposé, la dureté varie progressivement et de manière non significative de la zone de fusion à l'acier DSS ce qui

confirme également le changement progressif de la microstructure de la zone de fusion au métal de base (DSS). Cependant, l'effet du traitement thermique sur la dureté du joint soudé est visible dans la partie en acier inoxydable duplex, car on observe que la dureté dans cette partie diminue avec l'augmentation de la température de recuit. La dureté du côté DSS du joint soudé diminue après recuit à 600 °C (courbe verte). Cette diminution est due à la croissance des grains dans cette zone. Cette évolution de la dureté peut être attribuée à l'annihilation des contraintes formées lors du soudage ainsi qu'aux modifications microstructurales bien qu'elles soient peu importantes. Il a été rapporté que le coefficient de dilatation thermique des métaux fondus est différent de celui des métaux de base, ce qui conduit à la formation de contraintes localement élevées [13].

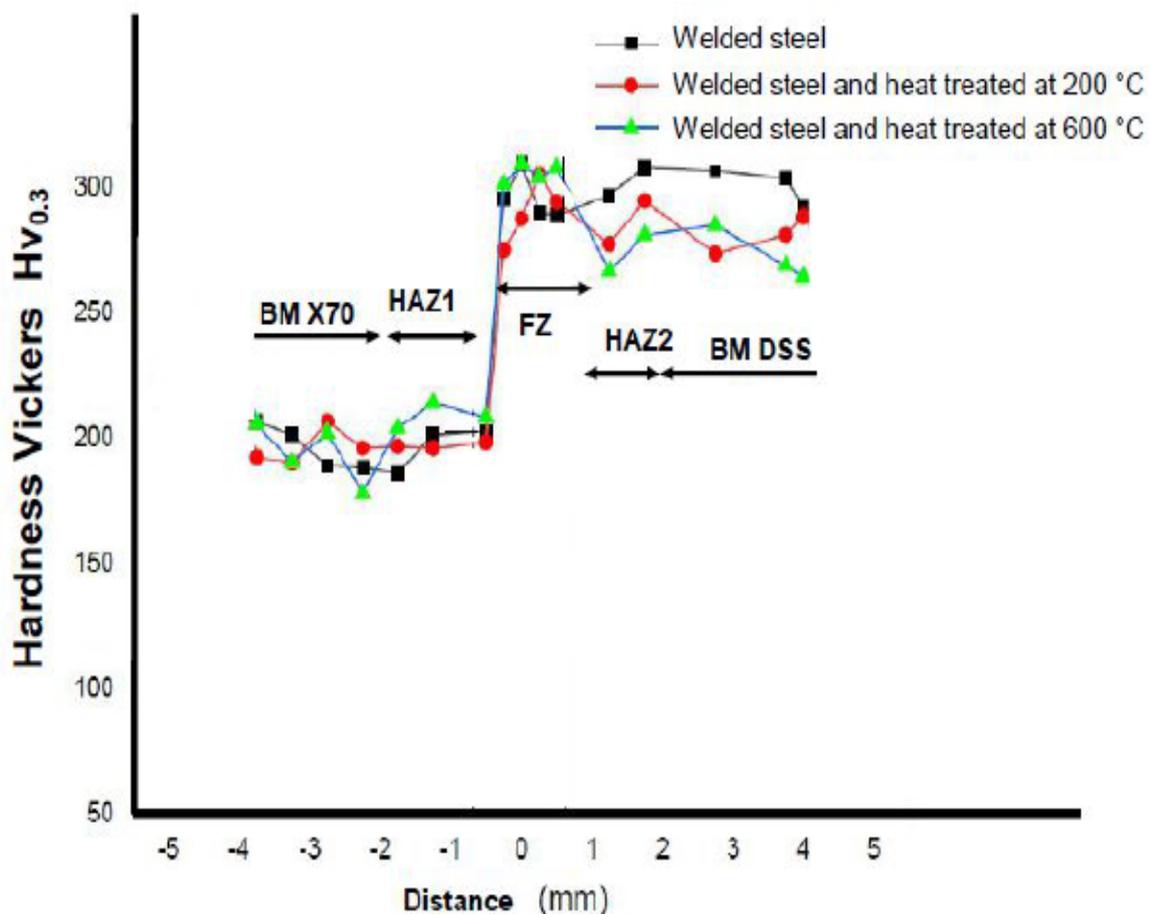


Figure IV.22 : Profils de distribution de micro-dureté à travers le joint de soudure dissemblable, acier inoxydable duplex avec acier X70, joint par le procédé GTAW.

Partie II

Effet de l'électrode sur le joint soudé de l'acier X70 assemblé à l'acier inoxydable duplex par soudage à l'arc au tungstène gazeux (soudage mixte)

L'objectif de cette partie de travail est de présenter les résultats de l'étude l'effet de l'application de deux charges métalliques différentes (deux types d'électrodes) sur la microstructure, la résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques des soudures en acier inoxydable duplex avec de l'acier X70 assemblés par le procédé de soudage à l'arc au tungstène au gaz (GTAW). Les principales techniques de caractérisation utilisées sont la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage, la microdureté Vickers, les essais de traction, les essais de corrosion et la technique de diffraction par rétrodiffusion d'électrons (EBSD).

IV.7. Observation macroscopique

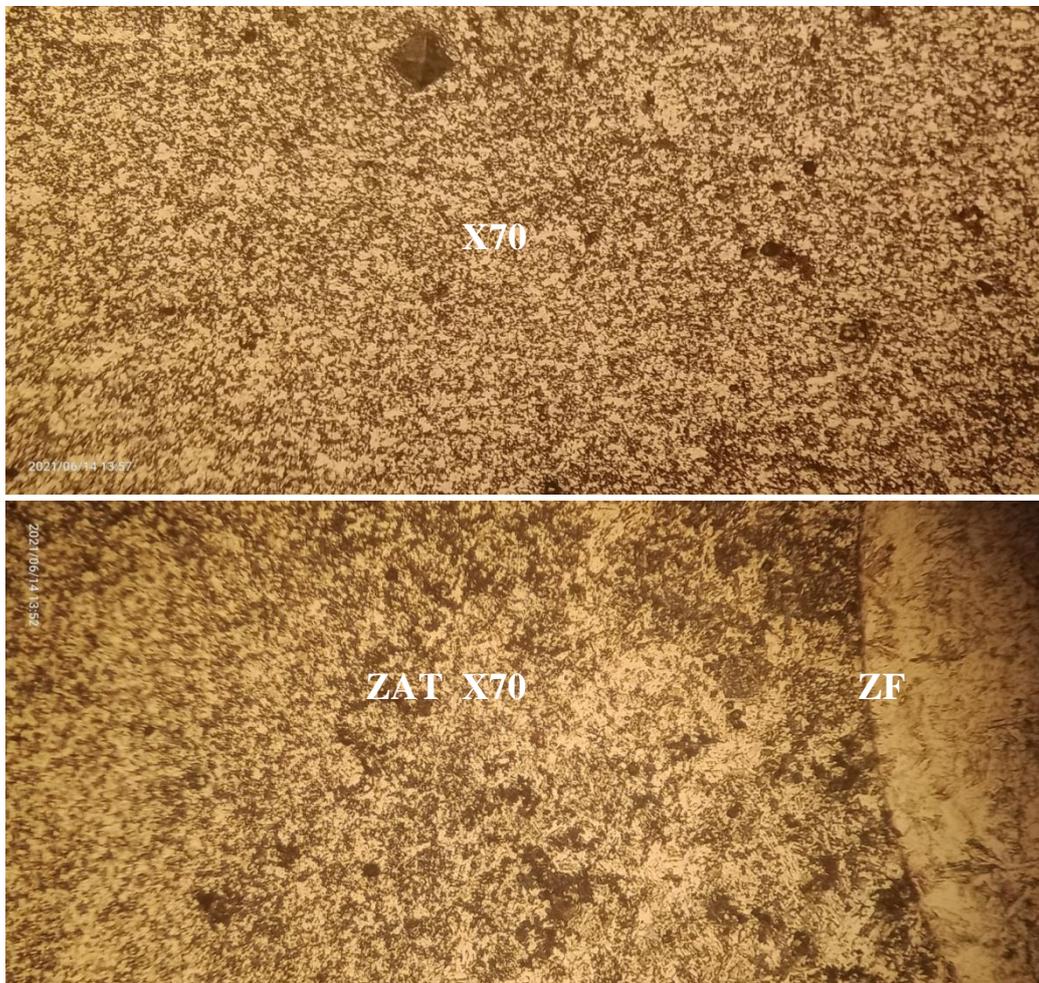
La figure IV.23 montre la morphologie du joint soude après les différentes passes en utilisant deux électrodes différentes. La forme du joint est typique a un joint de soudure lorsqu' on applique plusieurs passes. De plus, les deux aciers ont été soudés sans défauts apparents comme les fissures ou autres. La différence entre les passes est visible.

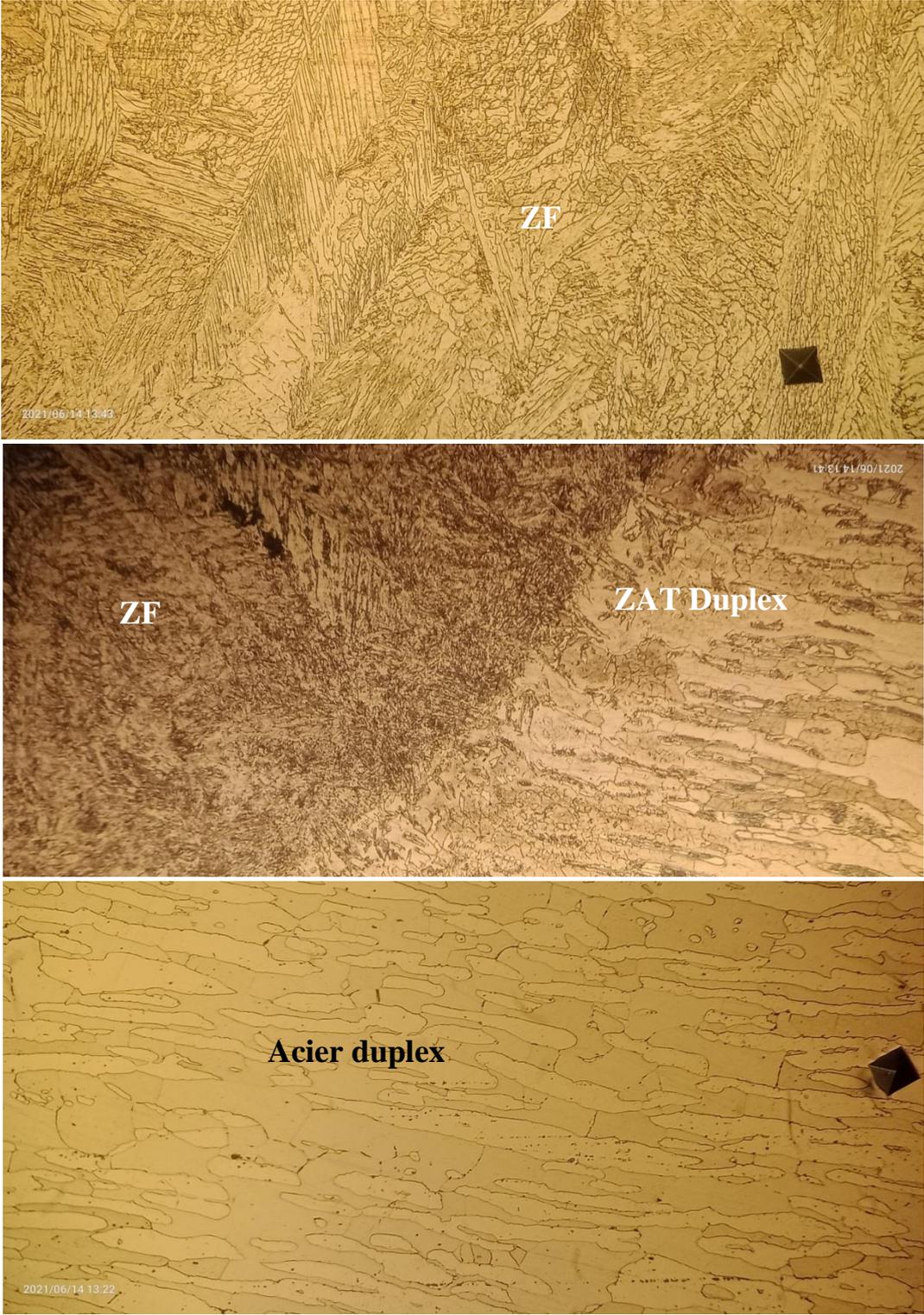


Figure IV.23 : Morphologie du joint soudé après les différentes passes en utilisant deux électrodes différentes.

IV.8. Microstructures

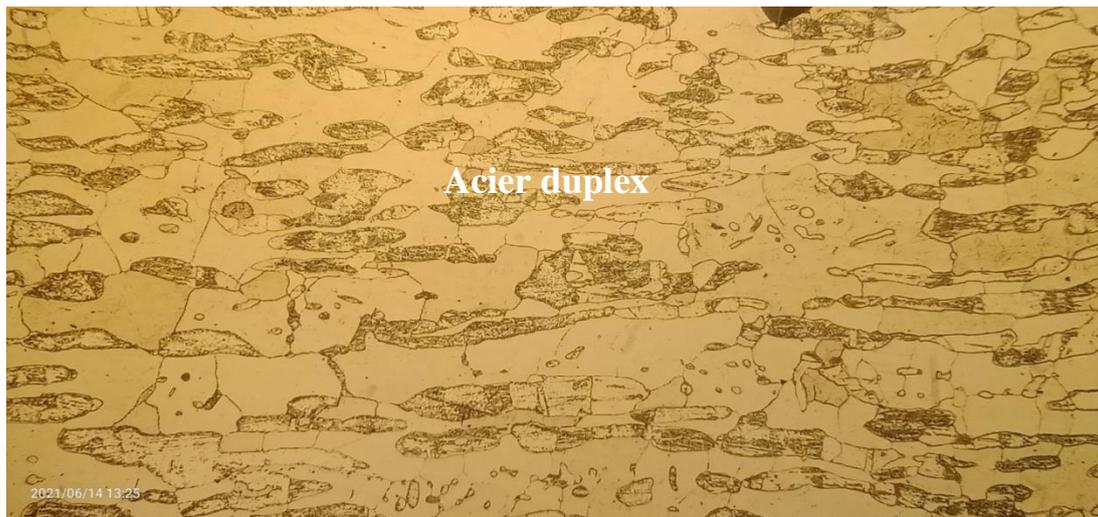
Les figures IV.24 et 25 montrent les microstructures des différentes zones du joint soudé après la première et la deuxième passe respectivement. On peut constater que les différentes zones (ZAT, ZF) sont différentes pour le même joint soude après la première passe ou même après la seconde passe. Cette différence entre les zones est due à la différence de l'effet thermique lors du procédé de soudage. Par exemple, la zone de fusion a une microstructure semblable à une microstructure de solidification. Par contre la zone affectée thermiquement subit l'effet thermique de la zone de fusion.





Figures IV.24 : Microstructures des différentes zones du joint soudé après la première passe





Figures IV.25 : Microstructures des différentes zones du joint soudé après la deuxième passe

IV.9. Analyse métallurgique locale du joint soudé

La figure IV.26. montre la carte TD-IPF EBSD du joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex. Les trois principales zones sont présentées : la zone affectée thermiquement HAZ1 de l'acier X70, la zone de fusion et la zone affectée thermiquement HAZ2 de l'acier inoxydable duplex. Premièrement, la zone de fusion est constituée de grains allongés avec des zones isolées contenant des grains fins. Cependant, la HAZ de l'acier X70 est formée de grains fins. La zone d'intersection entre la zone de fusion et cette zone affectée thermiquement est constituée d'une large zone formée de grains équiaxes. D'autre part, il y a aussi une ligne qui sépare la zone affectée thermiquement du côté de l'acier inoxydable duplex avec la zone de fusion.

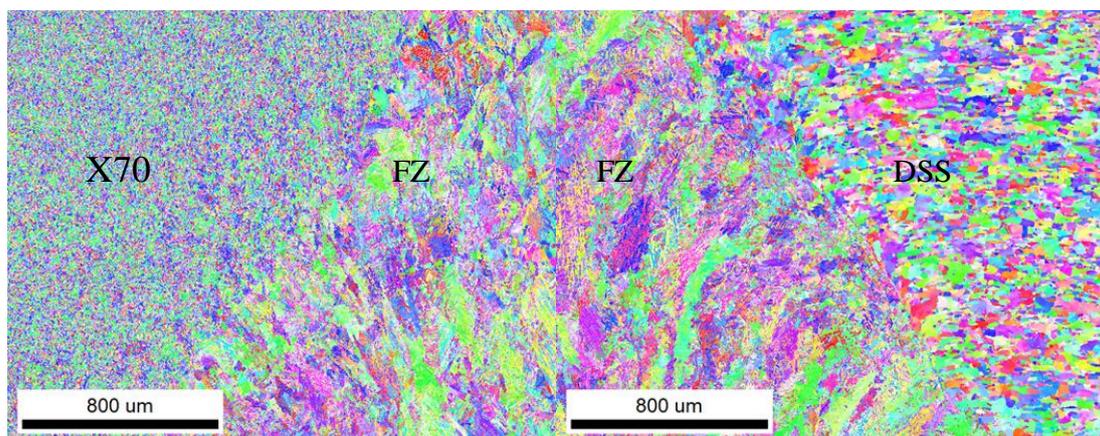


Figure IV.26 : Cartes TD-IPF EBSD dans le joint soudé de l'acier X70 joint à l'acier inoxydable duplex. (a) la zone affectée thermiquement HAZ1 de l'acier X70 (b) la zone affectée thermiquement HAZ2 de l'acier inoxydable duplex.

IV.10. Tests De Corrosion

Les courbes de polarisation potentiodynamique des deux métaux de base (X70 et DSS 2209) et des joints soudés et non traités et aussi des joints soudés et traités sont présentées dans la fig IV.27. Le courant de corrosion (I_{corr}), le potentiel de corrosion (E_{corr}), la valeur de résistance de polarisation (R_p) pour les différents échantillons sont rassemblées dans le Tableau .IV.1. On peut constater que le potentiel de corrosion de métal de base DSS 2209 est le plus élevée, avec un potentiel de corrosion d'environ -204 mV, ce qui est clairement plus élevé par rapport à celui de l'acier X70 (-379mV). Ce comportement est expliqué par la forte teneur en (Cr et Ni, Mo) dans l'acier inoxydable duplex. Cette résistance à la corrosion de l'acier duplex peut être attribuée aussi à sa microstructure qui contient deux phases (ferrite et austénite) [14]. On peut dire aussi que la corrosion de l'acier X70 est de type galvanique.

Pour les aciers soudés et traités, on constate qu'ils ont des potentiels de corrosion très proches ce qui veut dire que les traitements thermiques n'avaient pas un effet remarquable sur la résistance à la corrosion des joints soudés. De plus; les joints soudés (traités et non traités) ont un potentiel de corrosion très proche à celui de l'acier X70. De plus, on remarqué que le potentiel de corrosion E_{corr} du joint soudé et traité à 200°C est supérieur à celui du joint soudée et traité à 600°C. On peut conclure que le joint soudé et traité à 200 °C possède une bonne résistance à la corrosion a l'électrolyte utilisé, qui est une solution liquide proche à celle de l'eau de mer.

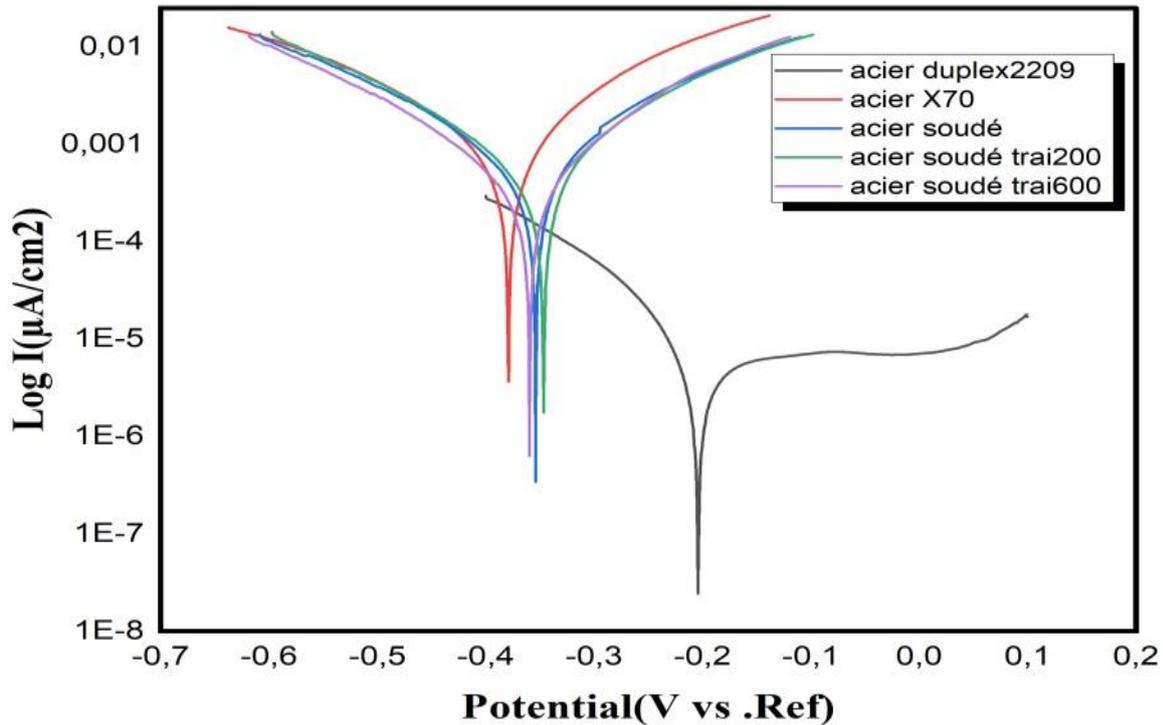


Figure IV.27 : Courbes de polarisation des échantillons de joints soudés et traité, l'acier duplex, X70. en 3,5% Solution de NaCl à température ambiante.

Tableau.IV.1 : Paramètres de polarisation potentiodynamique de divers échantillons en solution de NaCl à 3,5 % à température ambiante

Echantillons	E_{corr} (mV)	I_{corr} ($\mu A/cm^2$)	β_a (mV/decade)	β_c (mV/decade)	R_p ($\Omega.cm^2$)	Corr. rate (mm/y)
Acier duplex2209	-204,0	8,2	$1*10^{18}$	83,6	$4.43*10^3$	0,095
Acier x70	-379,0	770,0	112,5	149,9	36.24	8,944
Joint soudé	-354,0	568,0	127,1	175,1	56.29	6,596
Joint soudé et traité à 200°C	-347,0	703,0	156,2	228,0	57.25	8,158
Joint soudé et traité à 600°C	-359,0	483,0	139,4	185,9	71.61	5,607

IV.11. Mesures de dureté

La figure IV.28 montre les profils de microdureté Vickers à travers le joint de soudure et pour chaque passe après l'application de deux électrodes différentes dans le même joint de soudure. On constate que la plus grande dureté est enregistrée dans la zone de fusion et plus particulièrement dans la seconde passe.

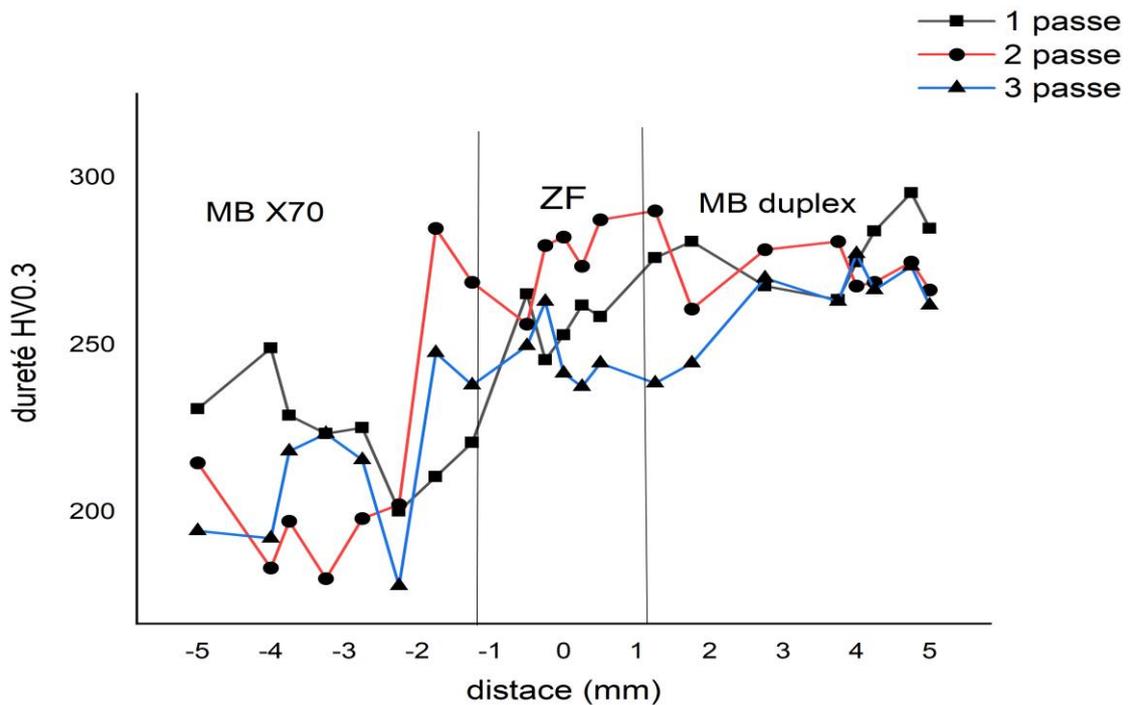


Figure IV.28 : Profils de microdureté Vickers à travers le joint de soudure et pour chaque passe

Références Bibliographiques

- [1] Ahmed, M.M.Z.; El-Sayed Seleman, M.M.; Touileb, K.; Albaijan, I. Habba, M.I.A. Microstructure, Crystallographic Texture, and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Mild Steel for Shipbuilding Applications. *Materials*, 2022.
- [2] Ming Wang, Haoqing Li, Yujing Tian, Hong Guo, Xiaoying Fang, and Yuebin Guo, Evolution of grain Interfaces in annealed duplex stainless steel after parallel cross rolling and direct rolling, *Materials*, 2018.
- [3] Fang, X.Y.; Yin, W.H.; Qin, C.X.; Wang, W.G.; Lo, K.H.; Shek, C.H. The interface character distribution of cold-rolled and annealed duplex stainless steel. *Mater. Charact.*, 2016.
- [4] Huang, X.X.; Tsuzaki, K.; Maki, T. Subgrain growth and misorientation of the α matrix in an ($\alpha+\gamma$) micro duplex stainless steel, *Acta Metall. Mater.* 1995.
- [5] S. J. Vaikar , V. Narayanan, J. C. George , T.C. Kanish , K. D. Ramkumar , Effect of weld microstructure on the tensile properties and impact toughness of the naval, marine-grade steel weld joints, *Journal of Materials Research and Technology*, 2022.
- [6] He, Q.; Hu, X.; Sun, Q.; Dong, Z.; Xie, X.; Wang, H. Characterization of Heterogeneous Microstructure and Mechanical Properties of Q345RWelded Joints including Roles of the Welding Process. *Metals* ,2022.
- [7] Microstructural characterization and tensile behavior of Nd:YAG laser beam welded thin high strength low alloy steel sheets, *Materials Science and Engineering*, 2020.
- [8] Qiu-Hong Zhao, Bin Jiang, Jia-Mei Wang, Pearlite spheroidization mechanism and lifetime prediction of 12Cr1MoV steel used in power plant, the Annual International Conference on Material Science and Engineering ICMSE, 2016.
- [9] Brahim Belkessa, Djamel Miroud, Billel Cheniti, Naima Ouali, Maamar Hakem, Mustapha Djama, Dissimilar Welding between 2205 Duplex Stainless Steel and API X52 High Strength Low Alloy Steel, *Diffusion Foundations*, 2018.
- [10] Eghlimi ,M. Shamanian, M. Eskandarian, A. Abolian, M. Nezakat , J. A. Szpuna, "Evaluation of microstructure and texture across the welded interface of super duplex stainless steel and high strength low alloy steel", *Surface & Coatings Technology*, 2015.
- [11] S. Cui, Y. Shi, K. Sun, S. Gu, Microstructure evolution and mechanical properties of keyhole deep penetration TIG welds of S32101 duplex stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 2018.
- [12] R.G. Thiessen, I.M. Richardson, J. Sietsma, *Materials Science and Engineering*, 2006.
- [13] A.T. Hoang¹, V.V. Le¹, A.X. Nguyen and D.N. Nguyen, A study on the changes in microstructure and mechanical properties of multipass welding between 316 stainless steel and low-carbon steel, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018

- [14] Zhanga Z, Zhang H, Zhaoa H, Li J. Effect of prolonged thermal cycles on the pitting corrosion resistance of a newly developed LDX 2404 lean duplex stainless steel. *Corros Sci*, 2016.

Conclusion Générale

Ce travail de thèse a été consacré à l'étude de soudage de deux aciers dissimilaires et qui sont un acier à bas pourcentage en carbone et un acier inoxydable duplex et qui sont largement utilisés dans le domaine du transport des hydrocarbures. Les deux aciers ont été soudés par le procédé TIG et ensuite caractérisés par plusieurs techniques pour mettre en évidence la microstructure et la texture, les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion du joint soudé. De plus, des traitements thermiques ont été appliqués sur le joint pour voir son comportement.

A partir des résultats obtenus, les conclusions suivantes peuvent être déduites :

- Le joint soudé est très hétérogène car la microstructure évolue de l'acier de base X70 à l'acier de base DSS. Le joint soudé est composé des différentes zones usuelles, à savoir la zone affectée thermiquement et la zone de fusion. La microstructure de la zone affectée thermiquement du côté acier X70 est différente de celle formée du côté de l'acier inoxydable duplex.
- La microstructure de la zone de fusion contient différents types de ferrite tels que la ferrite Widmanstam et la ferrite aciculaire, et elle est typique d'une microstructure de solidification comme il a été montré par l'EBS. On note qu'une direction de croissance des grains $\langle 100 \rangle$ a été trouvée.
- Les analyses chimiques à travers l'interface HAZ/FZ ont montré la diffusion d'éléments tels que le molybdène et le chrome à travers l'interface HAZ/FZ du côté de l'acier DSS.
- Les observations microscopiques ont montré une zone libre entre la ZAT de l'acier X70 et la zone de fusion.
- L'analyse locale par EBSD a mis en évidence une bande de gros grains dans la zone de raccordement entre la ZAT et la FZ DU côté de l'acier DSS.
- Le traitement thermique à 600 C a plus d'effet sur l'évolution microstructurale et mécanique du joint soudé que le traitement à 200 C, car des gros grains et des petits grains allongés se sont formés à l'interface entre la HAZ et la FZ du côté de l'acier X70 et la disparition des gros grains précédemment formés à l'interface HAZ/FZ du

côté acier DSS. L'effet du traitement thermique sur la dureté du joint soudé a été constaté du côté de l'acier duplex par la diminution de sa dureté après le traitement à 600 °C.

Le soudage mixte a été bien réalisé où le joint soudé est obtenu sans défauts apparents.

Perspectives :

Il sera intéressant si on consacrera plus d'étude du joint mixte pour bien le comparer au joint soudé obtenu par une seule électrode.