

UNIVERSITE SAAD DAHLEB DE BLIDA 1

Faculté de Technologie

Département de Mécanique

THÈSE DE DOCTORAT

En Génie Mécanique

Spécialité : Sciences des Matériaux

INTERACTION DISLOCATION-PRECIPITATION LORS DE SOUDAGE DES ACIERS A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE

Présenté par :

Mohamed Farid BENLAMNOUAR

Devant le jury composé de :

Pr. M. TEMMAR	Professeur U. Blida 1	Président
Pr. T. SAHRAOUI	Professeur U. Blida 1	Examineur
Dr. M. AISSANI	Maitre de recherche A, CRTI	Examineur
Dr. S. ZIDELMEL	MCA, U. Laghouat	Examineur
Pr. M. HADJI	Professeur U. Blida 1	Rapporteur
Pr. R. BADJI	Direceur de recherche, CRTI	Co-Rapporteur

Blida, 2021

Dédicaces

✚ *Je dédie ce travail tout particulièrement aux personnes qui me
sont les plus chères au monde ; à mes **Parents** pour leurs
patiences, soutiens et confiances,*

✚ *Je dédie ce travail également à mes **Frères** et à tous les
membres de ma **Famille**,*

✚ *Bien sur à mes **Amis, Collègues et Profs.***

✚ *À l'ame de mon Professeur **Mourad Zergoug***



Mohamed Farid Benlamnouar

ملخص:

في هذا العمل قمنا بدراسة تأثير الكربون وغيره من العناصر المضافة لعدة أنواع من فولاذ X70 على الخصائص الميكانيكية للوصلات الملحومة وبعد تحديد الفولاذ الأنسب قمنا أولاً بتحسين خصائص لحاماته باستعمال المعالجات الحرارية وثانياً بالقيام بتجارب باستعمال لحامات غير متجانسة، وبالأخير قمنا باستخراج العوامل المثلى للحام الغير المتجانس بطريقة Taguchi الرقمية الاحصائية للفولاذ الانسب. وفي مراحل الدراسة قمنا باستعمال طريقتين للحام . SMAW; TIG ; و عدة توصيفات مجهرية واختبارات ميكانيكية ومغناطيسية ورقمية .

كلمات مفتاحية: فولاذات X70 ، لحام ، معاملات حرارية، لحامات غير متجانسة، طريقة Taguchi

Résumé:

Dans ce travail, nous avons étudié l'effet de Carbone et les éléments d'addition de plusieurs nuances d'acier X70 sur les propriétés mécaniques et métallurgiques des assemblages soudés. Après la détermination de l'acier optimale, On a d'abord amélioré les propriétés de ses soudures à l'aide d'un traitement thermique de relaxation, puis exercé des opérations de soudage hétérogènes et optimisé les paramètres de soudage hétérogène en utilisant différents métaux d'apport et une méthode numérique statistique de Taguchi. Au cours de l'étude, on a utilisé deux méthodes de soudage. SMAW; TIG, et plusieurs caractérisations métallurgique, mécaniques et magnétiques.

Mots clés

Aciers X70, Soudage, Traitement thermique, Soudage hétérogène, Procédure de Taguchi.

Abstract:

In this work, we studied the effect of carbon and the alloying elements of X70 grades on the mechanical and metallurgical properties of welded joints. After the determination of optimal steel, its weld properties were first improved by means of a heat treatment of relaxation, then heterogeneous welding operations were carried out and optimized the parameters of heterogeneous welding using different metals of contribution and a statistical numerical method of Taguchi. During the study, two welding methods were used. SMAW; TIG, and several metallurgical, mechanical and magnetic characterizations.

Key words:

X70 steels, Welding, Heat treatment, dissimilar welding, Taguchi process.

TABLE DES MATIERES

- Dédicaces
- Remerciements
- Table des matières
- Listes des symboles et des abréviations
- Liste des figures, tableaux et graphiques
- Résumé

INTRODUCTION GENERALE	10
CHAPITRE I (SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE)	
I.1. Introduction	13
I.2. Les Aciers HSLA (Contexte Industriel).....	13
I.3. Caracteristiques des aciers HSLA	15
I.4. Composants fondamentaux des HSLA	16
I.4.1. En terme « microstructure ».....	16
I.4.2. En terme « phase métallique »	17
I.5. Propriétés des Aciers HSLA	19
I.5.1. Éléments microalliés	19
I.5.2. Composés: Carbures, nitrures, oxydes.....	20
I.5.3. Précipitations & Dislocations	21
I.5.4. Durcissement	23
I.5.5. Ductilité	23
I.5.6. Ténacité.....	25
I.5.7. Soudabilité	25
I.7. Conclusion.....	28
CHAPITRE II (SOUDAGE DES HSLA & PROCEDURES INDUSTRIEL)	
II.1. Introduction	29
II.2. Le soudage	29
II.3. Procédés de Soudage.....	30
I.3.1. Procédés par pression	31
I.3.2. Procédés par fusion	31
II.4. Les procédés utilisés (TIG/SMAW).....	32
I.4.1. Procédé SMAW (Shielded Metal Arc Welding)	32
I.4.2. Procédé TIG (Shielded Metal Arc Welding)	32
II.4.3. L'énergie de soudage	35
II.5. Propriétés d'une soudure.....	36

II.5.1. Métallurgie du soudage.....	36
II.5.2. La formation de ZAT d'un acier HSLA	37
II.5.3. Tenue mécanique d'un joint soudé.....	40
II.6. Les traitements thermiques des soudures	40
II.4.1. Le traitement thermique de relaxation	40
II.4.2. Le traitement d'aumogénisation (Trempe & revenu)	41
II.7. Procédés de Soudage heterogènes.....	43
II.7.1. Synthétisation Du Procédé.....	43
II.7.2. Etat de L'art du Procédé	43
II.7.3. Domaines D'application (Soudure : acier HSLA–acier inoxydable)	44
II.7.4. Methodes D'optimisation Statistique (Taguchi).....	44
II.8. Aperçu sur les aciers inoxydables	44
II.8.2. Les aciers martensitiques	44
II.8.3. Les aciers ferritiques	45
II.8.4. Les aciers austénitiques	45
II.8.5. Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)	46
II.8.6. Influence du chrome sur les aciers inox	46
II.8.7. Influence du nickel sur les aciers inoxydables.....	48
II.9. Methodes D'optimisation Statistique (Taguchi)	49
II.10. Conclusion.....	50

CHAPITRE III :PROCEDURES EXPERIMENTALES

III.1. Introduction	51
III.2. Presentation Des Materiaux Utilises	51
III.3. Procedure de Soudage	52
III.3.1. Paramètres de soudage SMAW	53
III.3.2. Paramètres de soudage TIG	53
III.3.3. Procedure des traitements thermiques de relaxation.....	53
III.5. Préparation des echantillons	54
III.5.1. Découpage	54
III.5.2. Rectification.....	54
III.5.3. Enrobage	54
III.5.4. Polissage	55

III.5.5. Attaque chimique.....	55
III.6. Caractérisation métallographique.....	56
III.6.1. Microscopie optique.....	57
III.6.1. Microscopie électronique.....	57
III.7. Essais mécaniques.....	57
III.7.1. Profils de dureté/Microdureté Vickers.....	58
III.7.2. Essai de traction.....	58
III.7.3. Essai de résilience.....	60
III.8. Caractérisation magnétique.....	63
III.9. Conclusion.....	64
CHAPITRE IV : SOUDABILITE ET TRAITEMENT	
IV.1. Introduction.....	65
IV.2. Effet De C% et des elements d'addition.....	66
IV.2.1. Comportement Metallurgique.....	67
IV.2.2. Comportement mécanique.....	70
IV.2.2. Evolution Fractographique.....	73
IV.3. Effet des traitements de relaxation.....	74
IV.3.1. Comportement Metallurgique.....	75
IV.3.2. Comportement mécanique.....	80
IV.3.3. Comportement magnétique.....	82
IV.4. Conclusion.....	85
CHAPITRE V : SOUDAGE HETEROGENE & OPTIMISATION)	
V.1. Introduction.....	87
V.2. Comportement metallurgique.....	88
V.3. Comportement mecanique.....	92
v.4. Optimisation des paramètres de soudage.....	96
v.5. La selection des parametres de soudage.....	97
v.6. Analyse des variations (anova).....	101
v.6. Modelisation mathematique.....	101
v.6. Analyse métallurgique.....	104

IV.7. Conclusion.....	106
CONCLUSION GENERALE.....	108

LISTE DES FIGURES

CH I

Figure I.1. Evolution des aciers pour gazoduc.....	14
Figure I.2. Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités.....	17
Figure I.3. Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement	18
Figure I.4. Influence combinée de l'affinement du grain et de la précipitation.	19
Figure I.5. Dureté sous cordon et fissuration d'un acier microallié.	21
Figure I.1. Influence d'une addition de niobium ou de vanadium.....	22

CH II

Figure II.1. Principe d'un arc électrique.....	24
Figure II.2. Couplage thermo métallurgique et mécanique.	25
Figure II.3. Procédés de soudage classés selon les sources d'énergie.....	26
Figure II.4. Energies spécifiques des différents procédés de soudage par fusion.	27
Figure II.5. Principe de soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW).	27
Figure II.6. Principe du procédé de soudage TIG.....	28
Figure II.7. Structure d'une soudure.....	30
Figure II.8. Différents types de microstructures en ZAT.	31
Figure II.9. Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé.	32
Figure II.10. Cycle d'un traitement thermique.	34
Figure II.11. Diagramme d'équilibre Fe-Cr.....	34
Figure II.12. Projection sur le plan température/teneur en chrome.	37
Figure II.13. Structure à l'équilibre d'un acier à 18 % de chrome et à bas carbone.....	40

CH III

Figure III.1. Les pièces à assemblés (Chanfreinage).....	44
Figure III.2. Découpage des échantillons.	45
Figure III.3. Fraiseuse utilisée pour le prélèvement des pièces découpées.	46
Figure III.4. Outil de découpage utilisé.	47
Figure III.5. Appareil de l'enrobage utilisé.	48
Figure III.6. Polisseuse Struers.	48
Figure III.7. Microscopie optique de type Leitz.	49
Figure III.8. Microscope Electronique à Balayage (MEB) utilisé.....	50
Figure III.9. Microduromètre semi-automatique.....	51

Figure III.10. Éprouvettes des essais de traction.	52
Figure III.11. Éprouvette avec entaille.	53
Figure III.12. Mouton pendule ou mouton de Charpy.	54
Figure III.13. L'appareil des essais magnétique utilisé.	54
Figure III.14. Découpage échantillons de magnétique utilisés.	55

CH IV

Figure IV.1. Microstructures de BM's.	68
Figure IV.2. Microstructures de ZAT's.	69
Figure IV.3. Microstructures de FZ's.	70
Figure IV.4. La dureté des joints soudés.	70
Figure IV.5. Échantillons fracturés.	71
Figure IV.6. Evolution de résilience.	72
Figure IV.7. Image des fractures MB des éprouvettes de traction.	73
Figure IV.8. Évolution microstructural dans les joints de soudure.	76
Figure IV.9. Evolution de la microstructure lors des traitements de recuit.	79
Figure IV.10. Evolution de la fraction volumique de ferrite et de la taille des grains.	79
Figure IV.11. Evolution de la dureté dans le joint de soudure après traitement de recuit.	81
Figure IV.12. Evolution de la résistance à la traction et de l'allongement ultimes.	81
Figure IV.13. Evolution de l'énergie Charpy en fonction de la température de recuit.	82
Figure IV.14. Exemple de courbe HC de HAZ.	82
Figure IV.15. Evolution de la microstructure lors des traitements de recuit.	84
Figure IV.16. Evolution of Coercive force H_c , M_r	85
Figure IV.17. Evolution de l'impédance en fonction de la température de recuit.	85

CH V

Figure V.1. Microstructure des matériaux de base, (a) X70, (b) 304L.	89
Figure V.2. Weld joints.	89
Figure V.3. Microstructure of welded sample by E308L.	89
Figure V.4. Microstructure of welded sample by E316L.	90
Figure V.5. Microstructure of welded sample by E2209.	90
Figure V.6. Microstructure of welded sample by E7010.	90
Figure V.7. Évaluation de la quantité de phase σ dans HAZ-304L.	91
Figure V.8. Profil de dureté.	92
Figure V.9. Energie d'impact de la région de soudure.	94
Figure V.10. Essai de traction du joint de soudure.	94
Figure V.11. Fractographies MEB de HAZ.	95
Figure V.12. Courbes d'essai de traction.	101
Figure V.13. Micrographie optique de l'échantillon soudé 2.	104
Figure V.14. Optical micrograph of the welded sample 6.	105
Figure V.15. EDX de l'échantillon soudé 2.	106
Figure V.16. EDX de l'échantillon soudé 6.	106

LISTE DES TABLEAUX

CH I

Tableau I.1. Evolution des HSLA.	14
Tableau I.2. Spécification de l'API 5L.	16
Tableau I.3 : Evolution des HSLA.	17

CH III

Tableau III.1. Composition chimique des aciers X70 et l'acier austénitique 304L.....	51
Tableau III.2. Composition chimique des métaux d'apport.....	52
Tableau III.3. Paramètres de soudage SMAW.....	52

CH V

Tableau V.1. Caractéristiques de traction.....	97
Tableau V.2. Données expérimentales.	100
Tableau V.3. Résultat ANOVA de (ΔHV^{-1} X70).	102
Tableau V.4. Résultat ANOVA de (ΔHV^{-1} 304L SS).	102
Tableau V.5. Résultat ANOVA σ_{max}	103
Tableau V.6. Les valeurs de SN.....	103
Tableau V.7. Résultats des paramètres optimaux.	103

INTRODUCTION GENERALE

Le transport pétrolier et gazier s'impose depuis ces dernières années, reconnues comme le moyen le plus économique, il se développe d'avantage suite à l'accroissement continu du besoin mondial en énergie et l'apparition de nouveaux consommateurs d'hydrocarbures sur le marché. Cette production est toujours demandée la maintenance, la croissance et le développement des parcs des pipelines qui se feront en fonction des risques trouvés, des augmentations des prix d'hydrocarbures et la fiabilité des gazoducs. Dans ce contexte, le transport par pipeline se manifeste avec les progrès industriels de la fonderie, tout en développant des matériaux pour gazoduc, son développement implique l'utilisation des matériaux en acier haute limite élastique HSLA qui allient à la fois une bonne résistance mécanique, une bonne résilience, une résistance à la corrosion et qui apportent toutes les garanties nécessaires de sûreté et de sécurité pour les installations pétrolières, et une bonne soudabilité par les différents procédés de soudage.

Les procédés de soudage à l'arc utilisés dans l'assemblage des gazoducs conduisent à des gradients thermiques très importants, des modifications microstructurale, et induisent des contraintes résiduelles. Ces facteur la jouant un rôle important sur la tenue mécanique des assemblages soudées. Donc, le soudage des pipelines présente alors trois grandes familles de problématiques:

Métallurgiques:

- L'effet de taux de carbone dans les nuances HSLA-X70 reste une problématique majeure pour définir la soudabilité, et après les propriétés mécanique des soudures en HSLA-X70 des différentes nuances et différents fournisseurs.
- Et ainsi, L'interaction de l'effet de carbone avec des autres éléments d'addition dans le soudage des HSLA-X70.
- L'opération de soudage induit des modifications métallurgiques au niveau du joint soudé par son apport énergétique. Donc, la réalisation d'un ensemble soudé passe en général par la fusion locale et mutuelle des jonctions à assembler.

- L'existence d'une zone affectée thermiquement (ZAT) est l'origine de modifications radicales de l'état interne de métal de base. Ainsi, la solidification de la zone de fusion de soudage (FZ) produit une microstructure distincte de l'état initial de fil d'apport. Ces modifications vont affecter de ZF et ZAT par des nombreuses microstructures, des phases métalliques, et des précipitations des carbures.
- Mécaniques:
- La ZAT et la ZF sont des sièges d'évolution métallurgique, elles peuvent induire à des fragilités, des dégradations dans le comportement mécanique de la soudure, ces évolutions métallurgiques influentes sur la tenue mécanique du joint soudé.
- Les propriétés mécaniques de la soudure sont fortement liées aux caractéristiques de la zone affectée thermiquement qui devient un lieu de transformation des phases engendrant des précipitations affectés par le cycle thermique. Cela se produit lorsque la température atteint des Seuils critique.
- Contraintes résiduelles qui ont nécessité des traitements thermiques de relaxation.
- L'objet de notre étude est la mise en évidence de l'effet de teneur en Carbone et des éléments d'addition sur les structures métallurgiques et comportements mécaniques des soudures dans un alliage spécifique à la construction des pipelines X70. Quatre objectifs ont été poursuivis:
- Détermination des propriétés métallurgiques dans les différentes zones caractéristiques du cordon de soudage,
- Evaluation de la tenue mécanique des assemblages soudés par la réalisation des filiations de microdureté/dureté, essais de traction et de résilience.
- Evaluation de l'influence du teneur en carbone et les différents éléments d'addition sur des soudures HSLA des différentes nuances X70.
- Evaluation de l'influence du traitement de relaxation appliqué sur des joints de soudure HSLA-X70, On essaie de caractériser la formation de précipitation et les mouvements de dislocation par la comparaison entre le comportement des soudures traitées et non traitées.

- Evaluation de la soudabilité des joints de soudure HSLA avec des aciers inoxydables
- Optimisation des paramètres des soudures hétérogènes innovantes.

Le présent mémoire comporte de quatre chapitres. Le premier chapitre est consacré à une revue bibliographique ayant trait aux généralités concernant la métallurgie des aciers HSLA et une petite aperçu sur les aciers inoxydables. Dans le second chapitre on a présenté de façon succincte le procédé de soudage à l'arc utilisé dans notre étude (SMAW et TIG).

Nous entamons le troisième chapitre, par une partie consacrée à la description du dispositif expérimental de soudage (conditions expérimentales, matériaux à souder, préparation des échantillons), et les différentes techniques de caractérisations et des tests employées au cours de cette étude.

Le chapitre suivant est scindé en quatre parties. En premier lieu, On effectué une analyse de l'effet de C% et des éléments D'addition des cordons de soudure des quartes aciers HSLA-X70 soumis au procédé de soudage SMAW. Ensuite, on a présenté l'effet des traitements de thermique sur l'un des aciers des aciers précédents.

La dernière partie est consacrée à l'optimisation soudage hétérogène d'un acier X70 avec un acier austénitique.

Enfin une conclusion générale dans laquelle nous mettons en évidence les points essentiels de la présente étude clôt ce mémoire.

CHAPITRE I : SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. INTRODUCTION

Dans l'industrie pétrolière, un grand nombre d'études ont été exécuté à prévoir les meilleurs matériaux qui possèdent des bonnes caractéristiques mécanique et métallurgiques. Dans une installation pétrolière, le facteur de soudabilité joue un rôle très intéressant dans le choix des matériaux des pipelines qui permettent d'effectuer un procédé de soudage en donnant des meilleurs caractéristiques des joints de soudure souhaités.

Parmi les aciers à haute limite d'élasticité utilisés dans la fabrication des gazoducs existent dans le monde [1], les matériaux (X70) sont toujours les plus utilisés dans le transport du pétrole et du gaz dans de nombreux pays comme l'Algérie. Aujourd'hui, dans le marché des pipelines en Algérie, il existe de nombreuses nuances X70 dont ils se différencient en termes de caractéristiques mécaniques et compositions chimiques.

La composition chimique d'un acier X70 affecte de nombreuses caractéristiques comme la soudabilité qui reste toujours un facteur principal dans la soudabilité des pipelines en acier HSLA. Sachant que Sonatrach dispose des grands systèmes de transport par pipeline en HSLA-X70 dans la construction du projet GK3 et le lancement du projet GR5 [2].

En générale, les Acier à haute limite d'élasticité HSLA (High straight low alloy), également appelés «aciers microalliés », peuvent être définis comme étant un alliage de Fer-Manganèse, à faible teneur en carbone, et de petites additions des éléments microalliés Nb, V et Ti [3]. Dans un acier HSLA, le teneur en Carbone a un effet très important dans la définition des propriétés mécaniques et microstructurales de ces aciers. Ces propriétés sont également influencées par d'autres facteurs tels que les autres éléments d'alliage (Mn, Si..), la taille des grains, la morphologie de la microstructure et la répartition des précipitations durcissantes, la nature de la ferrite et la solubilité de précipités intermétalliques dans ferrite [1, 4 et 5].

I.2. LES ACIERS HSLA (CONTEXTE INDUSTRIEL)

Les aciers faiblement alliés à haute limite élastique (HSLA) se regroupent dans plusieurs nuances commerciales qui comprennent une faible teneur en carbone et en élément d'alliage pour assurer une grande limite d'élasticité σ_e en état laminé passant par des traitements thermomécaniques. Comme les aciers HSLA sont obtenus à basse teneur en carbone, la soudabilité des aciers HSLA est comparable ou meilleur à celui des aciers faiblement alliée [6]. Ainsi, ces aciers ont des meilleures propriétés mécaniques et améliorent parfois la résistance à la corrosion que les aciers au carbone.

L'évolution des caractéristiques des HSLA est très distincte lorsqu'on observe les données industrielles en fonction de diamètre, de pression et de débit volumique, et de perte de pression présentées dans le Tableau I.1:

Tableau I.1 : Evolution des HSLA [7]

Année	Pression de service [bar]	Diamètre [mm]	Capacité annuelle [millions m3]	Perte de pression après 6000 km [%]
1910	2	400	80	49
1930	20	500	650	31
1965	66	900	830	14
1980	80	1420	26000	11
2000	120	1620	52000	8

Aujourd'hui, les aciers HSLA sont les matériaux des pipelines modernes, car ils possèdent de meilleures propriétés mécaniques que leurs prédécesseurs et ils sont moins coûteux que les autres types d'aciers comme les aciers trempés revenus et les aciers inoxydables [8].

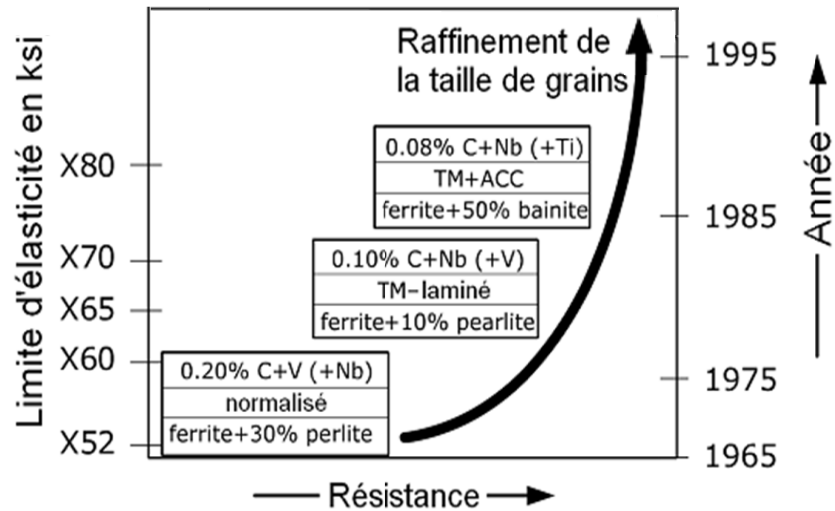


Figure I.1. Evolution des aciers pour gazoduc [9]

L'amélioration des propriétés mécaniques des aciers HSLA se basent sur l'obtention d'une microstructure fine et résilient, ce qui résulte de la mise au point de la composition chimique, des éléments d'addition et du traitement thermomécanique (Figure I.1).

I.3. CHARECTERISTIQUES DES ACIERS HSLA

La désignation des nuances HSLA a été introduite par l'Institute Américaine de Pétrole (API). Elle est classée selon la limite d'élasticité exprimée en mégagrammes par pouce carré, par exemple X42, X60, etc. La limite d'élasticité peut être décrite par une équation de Hall-Petch modifiée [10].

$$\sigma_{\max} = \sigma_i + \sigma_{ss} + \sigma_{ppt} + \sigma_{dislo} + \sigma_{tex} + k_y d^{-1/2}$$

Aujourd'hui, Les nuances X50, X60 et X70 ont été largement utilisées, et de moindre degré l'X80. Et malgré il existe des alliages plus puissants et plus gradé, tels que le X100, ils n'ont pas encore été entièrement commercialisés. Le tableau 2.2 présente la norme pour X65 ~ X80 [11], séchant qu'elle peut être modifiée en fonction des exigences des clients ou des conditions en service.

En effet, les aciers HSLA contiennent certaines éléments d'alliage tels que le nickel (Ni), le molybdène (Mo), le cuivre (Cu), l'aluminium (Al), etc. afin de contrôler les différentes propriétés mécaniques requises.

L'amélioration des caractéristiques mécaniques de l'X60 vers l'X80 (tableau I.2), suit a une augmentation de la ténacité à basse température qui peut être améliorée par raffinage du grain et réduction du teneur en carbone. Ce dernier peut être particulièrement très utile pour améliorer la soudabilité d'un acier HSLA.

Tableau I.2. Spécification de l' API 5L

(a) La régulation de la composition chimique (% en poids)

Grade	C	Mn	P	S	Ni	V
X60	≤ 0.26	≤ 1.40	≤ 0.04	≤ 0.05	≥ 0.005	≥ 0.005
X70	≤ 0.23	≤ 1.60	≤ 0.04	≤ 0.05	Pas d'Info	Pas d'Info
X80	≤ 0.18	≤ 1.8	≤ 0.03	≤ 0.018	Pas d'Info	Pas d'Info

(b) Propriétés mécaniques

Grade	Re	Rm	Allongement (%)
X60	≤ 448	≤ 530	~24
X70	≤ 482	≤ 565	~23
X80	≤ 551	≤ 620 ~ 827	~22

I.4. COMPOSANTS FONDAMENTALS DES HSLA

I.4.1. En terme « microstructure »

Les microstructures des aciers HSLA sont divers, dû à la nature de composition chimique et du traitement thermomécanique dans l'élaboration de ces aciers. Les microstructures d'un acier HSLA peuvent être divisées essentiellement en fonction des phases fondamentales suivantes :

- Aciers ferrito-perlitique;
- Acier ferrite Aciculaire;
- Acier bainitique;
- Acier Multi-phasique.

L'acier ayant ferrito-perlitique microstructure contient 0,1 à 0,2% en poids de carbone et des éléments de micro-alliage (le niobium, le titane et le vanadium) pour le durcissement microstructural. Cet acier est utilisé pour le rendre moins résistant que la nuance X70. Son microstructure montre des bandes qui distinguent des zones alternées riches en perlite et en ferrite. Cet acier a été développé dans les années 1950 mais il reste largement utilisé avec des améliorations résultant de technologies de laminage contrôlé.

L'acier de ferrite aciculaire est également produise depuis les années 70, cette microstructure peut être très efficace pour un acier à faible teneur en carbone (0,02-0,08% C) grâce au développement du procédé de raffinage RH [12]. Cela implique de dégazer et d'agiter la masse fondue en utilisant une injection d'argon dans un récipient sous vide afin de réduire les inclusions non

métalliques. Ce procédé est utilisé pour fabriquer des aciers ont des propriétés mécaniques supérieurs au ferrite-perlite microstructure [Wilson, 1965].

Dans un acier bainitique HSLA, le laminage contrôlé suivi par un refroidissement accéléré est principalement utilisé afin d'obtenir une microstructure bainitique à faible teneur en carbone où les effets des paramètres de traitement termomécaniques, tels que la température et les vitesses de refroidissement ont été bien définis avec précision.

L'acier multiphase contient de la bénite, de la martensite, de l'austénite et du carbonitride retenus dans la matrice de ferrite. Il est utilisé pour fabriquer des alliages dépassant les spécifications de la nuance X80.

I.4.2. En terme « phase métallique »

- **Ferrite polygonal**

La ferrite polygonale [13] est la première phase qui se transforme de l'austénite lors du refroidissement. Il commence à se transformer juste en dessous de la température de A_r3 et se caractérise par de faibles densités de dislocations. Un allotriomorphe signifie qu'il a une forme qui ne reflète pas sa symétrie cristalline interne. Il se forme aux limites des grains γ / γ et se développe le long de ces limites par une transformation reconstructive. Leur croissance n'est pas limitée par les joints de grains austénitiques. La croissance de la ferrite allotriomorphe est déterminée par le transfert d'atomes de substitution au-delà des limites γ / α et par diffusion des atomes de carbone.

- **La perlite**

La perlite est un mélange lamellaire de ferrite et de carbure de fer (cémentite) où une colonie de perlite est un bicristal de cémentite (Fe_3C) et de ferrite. Elle se développant sur un front commun avec γ . La croissance suit la transformation reconstructive, de sorte que le taux peut être contrôlé par la diffusivité des atomes concernés. La structure ressemble à l'irisation d'une perle, d'où son nom: perlite

- **Ferrite bainitique**

La bainite est une structure non lamellaire de ferrite, avec ou sans carbures. Au cours de la transformation bainitique, la ferrite croît en premier et une précipitation des carbures peut s'ensuivre. La ferrite se présente sous la forme des

plaquettes minces. elle suit une transformation déplaçante avec une déformation de forme de contrainte invariante – plane accompagnante avec une composante de cisaillement importante et se produit sans partitionnement des éléments d'alliage de substitution. La bainite peut être obtenue par transformation isothermique lente de ferrite allotriomorphe. Il existe deux variantes morphologiques en acier, bainite supérieure et inférieure. La bainite supérieure (α_b), qui se forme à des températures relativement élevées, est constituée de groupes de cristaux de ferrite parallèles, sous forme de lattes ou de plaques, avec des particules de cémentite. En revanche, la bainite inférieure est caractérisée par des plaques de ferrite contenant des carbures fins à des angles de rotation par rapport l'axe de la ferrite. La bainite supérieure est obtenue si le temps pris pour le processus de diffusion du carbone est inférieur à celui requis pour la précipitation de carbures dans la ferrite bainitique inférieure [14].

- Ferrite aciculaire

La ferrite aciculaire peut être classée comme une ferrite bainitique car le mécanisme de transformation et la température de formation de la ferrite aciculaire sont similaires à ceux de la ferrite bainitique. La différence majeure entre la ferrite aciculaire et la bainite provient de la morphologie de leurs microstructures, car la première se nucléée à la surface des grains d'austénite et se développent sous la forme de plaquettes parallèles lorsque la dernière se nucléée sur les inclusions et présente une microstructure beaucoup plus désorganisée par rapport les plaquettes adjacentes. Par conséquent, la microstructure de la ferrite aciculaire est décrite comme chaotique avec une grande capacité à dévier les contraintes uniaxiales. Par conséquent, la ferrite aciculaire est très bénéfique car elle a des grains fins et elle peut retarder efficacement la propagation de la fissure [15].

- Martensite

La formation de martensite suit un mécanisme de transformation déplaçante, elle se forme donc par une déformation du réseau austénitique sans aucune diffusion d'atomes. Le carbone s'incère en solution solide dans l'austénite, il ne peut pas diffuser lors de la transformation martensitique. Il peut être donc piéger dans les réseaux cristallins. La structure de martensite contient généralement des

dislocations de haute densité et a une relation d'orientation spécifique avec l'austénite parent. La morphologie est constituée de plaques minces ou de lattes [15].

- Constituant martensite-austénite

Lorsque la ferrite est transformée d'austénite lors du refroidissement, l'austénite restante est enrichie en carbone en raison de la solubilité inférieure du carbone dans la ferrite par rapport à l'austénite. Enfin, une partie de cette austénite se décompose en ferrite et en carbure. Si le refroidissement est suffisamment rapide, la décomposition ne se produit pas. Sinon, l'austénite restante se transforme en latte et en martensite jumelée à des températures plus basses, et une petite quantité d'austénite est conservée. Il s'agit du constituant dit martensite-austénite (M / A), qui est un mélange insoluble de martensite et d'austénite situé dans les joint des grains ferritiques [16].

I.5. PROPRIETES DES ACIERS HSLA

Les aciers HSLA englobent de séries normalisés et de propriétés industrielles conçues pour fournir des combinaisons spécifiques désirées des propriétés telles que la limite d'élasticité, la résistance mécanique, la dureté, la soudabilité, la résistance au choc et la résistance à la corrosion atmosphérique. Ces aciers ne sont pas considérés comme des aciers alliés, quoique leurs propriétés désirées soient réalisées par l'utilisation de petites additions d'éléments d'alliage. Ils sont classifiés comme une catégorie d'acier séparée, qui est semblable à l'acier doux laminé avec des propriétés mécaniques augmentées obtenues par (la petite) addition judicieuse des éléments de microalliage et, peut-être, des techniques de traitement spéciales.

L'effet global des éléments de microalliage sur les propriétés mécaniques est la somme de l'effet durcissant des précipités et des modifications de structure par suite des changements de la taille des grains ou d'autres sous-structures ; il est donc nécessaire, pour chaque propriété, de distinguer l'effet des précipités (durcissement, fragilisation...), l'effet induit sur la microstructure, comme l'affinement de grain, et l'effet indirect par d'éventuels changements de la

composition de base de la nuance, comme une baisse de la teneur en carbone [1,6].

I.5.1. Éléments microalliés

La teneur limite qui distingue les aciers microalliés des aciers faiblement alliés se situe aux environs de 0,1 % C [6]. Dans le cas des aciers faiblement alliés, pour une teneur inférieure à 0,1 % C les effets des éléments métalliques en solution solide homogène sont considérés comme très faibles. Dans le cas du microalliage, la formation de composés très fins et très nombreux modifie considérablement les microstructures et les propriétés.

Les éléments principaux de microalliage sont :

- Le titane ;
- Le niobium ;
- Le vanadium.

Le mode d'action des trois éléments retenus passe par l'interaction des phénomènes de précipitation, la transformation de phase, et le laminage à chaud ou à froid, où on peut estimer le taux de blocage des mouvements des joints de grain ou des dislocations [6].

I.5.2. Composés : carbures, nitrures, oxydes

Les composés formés par les éléments de microalliage sont de plusieurs types:

- Des précipités qui se forment en phase solide ;
- Des composés qui se forment au moment de la solidification ;

Il est donc nécessaire de distinguer deux classes :

- Les précipités proprement dits qui peuvent être redissous en phase solide à haute température : carbures, carbonitrures, certains nitrures ;
- Les précipités pratiquement insolubles : oxydes, oxysulfures, oxycarbosulfures, TiN, etc.

Le microalliage le plus important actuellement est celui des aciers avec précipités formés à l'état solide qui sont des carbures, des nitrures ou des

carbonitrides qui peuvent être dissous par réchauffage. Les principaux précipités formés à partir des trois éléments de base sont les suivants:

- pour le vanadium, les carbures VC et les nitrures VN ;
- pour le niobium, il s'agit du carbonitride Nb C_xN_y ;
- pour le titane, il s'agit du carbure TiC, dans une certaine mesure de TiN, et, dans certains cas, de carbonitride (TiCN).

Tous ces précipités sont caractérisés par leur nature, leur maille et leur répartition; ils sont en général de structure cubique avec des paramètres de maille assez voisins, de l'ordre de 0,4 à 0,5 nm. Des structures hexagonales sont parfois signalées.

Les précipités agissent sur :

- La taille de grain austénitique (grain γ) par épinglage des joints et par effet sur la recristallisation ;
- L'état d'érouissage de la matrice par un blocage de la recristallisation;
- La taille de grain ferritique (grain α) par freinage du grossissement et par le cumul des effets précédents ;
- La dureté de la matrice par un effet durcissant.

1.5.3. Précipitation & Dislocations

La précipitation des carbures, nitrures et carbonitrides peut avoir lieu dans quatre contextes différents:

- Dans le domaine austénitique au refroidissement s'il est suffisamment lent, et conformément aux conditions d'équilibre;
- Dans le domaine ferritique ou ferrito-perlitique au moment de la transformation de phase;
- Après un refroidissement suffisamment rapide, en évitant le domaine de précipitation, refroidissement suivi d'un revenu que la phase transformée soit de la ferrite, de la bainite ou de la martensite;
- Au cours d'un recuit de recristallisation de produits érouis à froid, en général au moment du chauffage et à condition qu'une certaine proportion de l'élément soit restée en solution.

L'étude de la précipitation sur structures de dislocations dans les soudures était le point très intéressant dans notre étude. On s'intéresse beaucoup plus par le cas des aciers HSLA (précipitation des carbures de Nb, Ti). Ce phénomène se persiste lors de la mise en solution ne peut être obtenue que dans l'austénite. Lors du refroidissement depuis la température de mise en solution, il faut atteindre une vitesse critique de refroidissement pour conserver le (Ti, Nb, C) en solution solide qui impose une transformation massive austénite-ferrite. La microstructure résultante est alors très complexe, les grains font de l'ordre de 6 μm , leur forme est mal définie et ils contiennent une grande quantité de dislocations. L'étude de la précipitation dans ce système doit donc tenir compte de la complexité de la microstructure initiale.

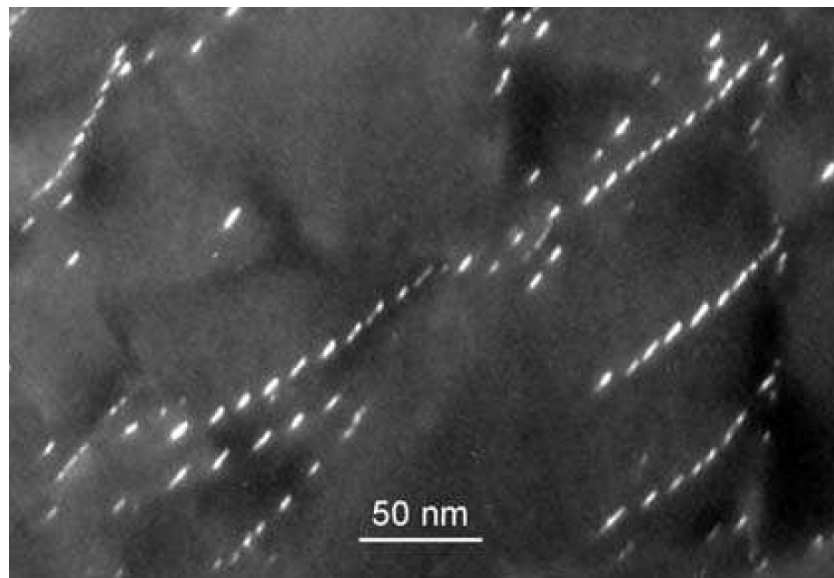


Figure I.2. Micrographies MET des états de précipitation de NbC dans la ferrite dans matériau faiblement allié

Les dislocations peuvent favoriser une augmentation énorme de la cinétique de précipitation pour plusieurs raisons :

- Les dislocations sont des sites de germination préférentiels des précipitations de carbure métalliques.
- Les dislocations sont des court-circuits de diffusion, ainsi quand elles se retrouvent en contact avec des précipités, la croissance de ceux-ci peut être accélérée.

I.5.4. Durcissement

L'effet de durcissement par les précipités dépend de leur nature, de leur nombre et de leur taille figure I.3.

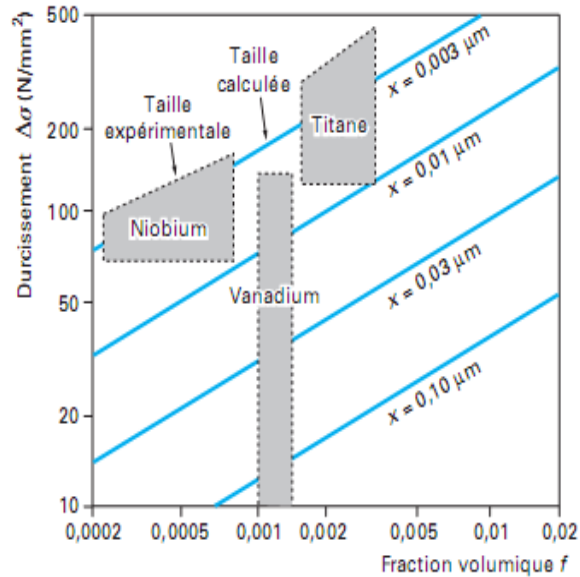


Figure I.3. Durcissement en fonction de la taille et de la quantité des précipités [6]

On constate que la nature du précipité joue un rôle en plus de l'effet de taille. Les précipités des divers éléments Nb, Ti, V sont indépendants les uns des autres, leurs effets sont additifs du moins tant que le carbone (ou l'azote) est en quantité suffisante ; il est donc possible de faire des combinaisons à deux éléments ou même à trois dans certains cas. En effet, on a un double avantage :

- La mise en solution est plus facile qu'avec une forte teneur en un seul élément;
- On profite d'un meilleur coefficient de durcissement au début de chaque courbe du fait que le durcissement est parabolique (figure I.4).

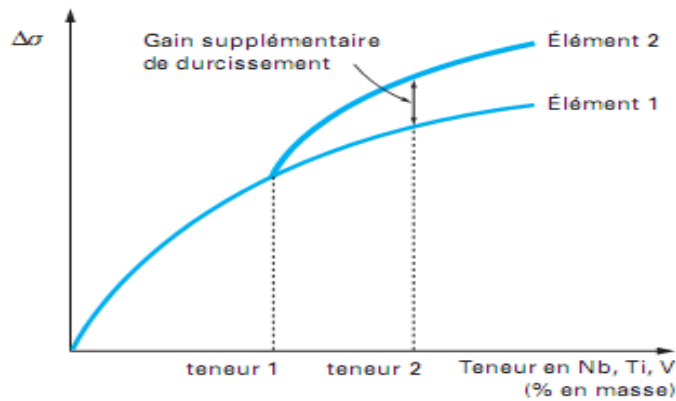


Figure I.4. Intérêt de la combinaison de deux éléments de microalliage pour le durcissement [6]

La saturation du durcissement s'explique par une augmentation de la taille des précipités et par un moindre rôle de la cohérence quand les précipités sont relativement plus gros.

Outre, dans le durcissement direct de la matrice, les précipités permettent de régler la taille des grains par plusieurs mécanismes.

- Affinement du grain γ

La taille du grain γ va être déterminée par l'ensemble des opérations de chauffage, les déformations, les temps entre déformations et la vitesse de refroidissement.

Malgré un gros grain de départ après mise en solution à haute température, il se produit au cours d'un laminage ou d'un forgeage en plusieurs passes un affinement du grain, au moins en présence de niobium ou de titane. Entre les passes de laminage, il y a également un grossissement après la recristallisation à grains fins du métal déformé : ce grossissement très rapide à température élevée, pour une matrice sans précipité est fortement ralenti par des précipités.

- Affinement du grain α

L'influence des précipités sur la taille de grain α va passer d'abord par l'hérité du grain γ quand il y a changement de phase ; des grains γ fins donneront des grains α fins avec une relation dépendant de la vitesse de refroidissement.

L'augmentation globale de la limite d'élasticité σ_e et de la résistance à la rupture par traction R_m correspond à la somme du durcissement intragranulaire par les précipités et de l'effet de la taille de grain, qui peut être aussi important que le premier ; par rapport à un acier de référence, le durcissement global il peut atteindre plus de 200 MPa, soit pour un acier extra doux un quasi-doublement. La figure I.5 montre la conjugaison des deux phénomènes [6].

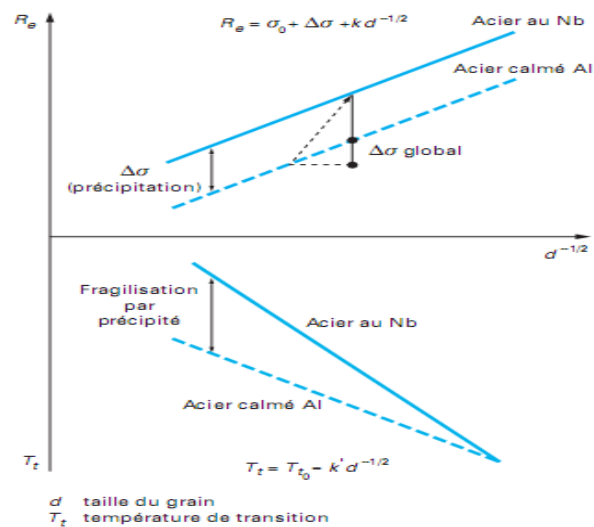


Figure I.5 : Influence combinée de l'affinement du grain et de la précipitation sur la limite d'élasticité et la température de transition [6]

I.5.5. Ductilité

- Ductilité à température ambiante

La ductilité d'une phase durcie varie en fonction inverse de sa dureté, mais l'effet est différent suivant qu'il s'agit de précipités ou d'affinement de structures. Pour apprécier l'effet global, il faut également tenir compte de la diminution de la teneur en carbone ou des éléments d'alliage que permet le microalliage.

Dans certains cas, la baisse de ductilité est compensée par les adaptations de la nuance de base, et notamment par une amélioration de la propreté inclusionnaire (baisse du soufre et de la teneur en oxygène) qui permet le développement de nuances à haute résistance capables de supporter des formages difficiles.

- Ductilité à chaud

La fragilisation par les précipités entraînant une forte baisse de la ductilité, qui est se manifeste quand les grains sont grossiers et écrouis ; c'est ce qui se produit à haute température, quand du métal brut de coulée est déformé dans une gamme de température voisine du domaine de précipitation ; La déformation faible ne permet pas le déclenchement de la recristallisation, les grains déformés et durcis sont fragiles et la ductilité mesurée par la striction à chaud tombe à des niveaux très bas.

I.5.6. Ténacité

Il est nécessaire de distinguer l'effet fragilisant d'une précipitation et l'effet fragilisant des changements microstructurale pour atteindre une d'amélioration global de microstructure. Pour les microstructures bainitiques ou martensitiques, c'est l'affinement du grain austénitique γ qui joue un rôle favorable sur l'amorçage et la propagation des fissures par clivage. L'effet fragilisant des précipités, il semble bien qu'il dépende également de la taille de grain, la fragilisation n'est plus apparente pour les grains les plus fins. Cela pourrait être lié au mécanisme d'amorçage par clivage. On peut trouver une fragilisation par précipités dans des zones affectées thermiquement par soudage soit à forte énergie avec refroidissement lent, soit par précipitation lors d'un traitement de relaxation des contraintes [6].

I.6. Soudabilité des HSLA

La soudabilité est une caractéristique complexe qui dépend de plusieurs facteurs tels que de la composition chimique de la nuance et, en particulier, de la teneur en carbone, et les phases présentes dans la microstructure, qui se forment dans certaines conditions de soudage. Il est donc très intéressant de pouvoir changer les caractéristiques grâce au microalliage et les autres éléments d'addition, car cela permet d'abaisser la dureté dû au teneur de carbone. Dans certains cas les éléments d'alliage qui figurent dans les formules de carbone équivalent caractérisent la trempabilité des aciers dans tel conditions de soudage.

L'effet durcissant des éléments de microalliage a généralement un faible effet sur la trempabilité des aciers. Les aciers microalliés ont ainsi pris une grande

place dans les aciers soudables car le teneur faible du carbone. Cet abaissement de la teneur en carbone est très favorable pour la sensibilité à la fissuration à froid, mais aussi pour l'amélioration de la ténacité du métal de base ainsi que des zones affectées thermiquement. La figure I.6 montre ainsi une comparaison entre une nuance classique et une nuance microalliée en utilisant un essai classique de fissuration par l'essai d'implant.

Néanmoins, l'effet durcissant et fragilisant des précipités peut se fait sentir dans les zones qui subissent des cycles thermiques à haute température telles que les zones affectées par la chaleur et le métal fondu.

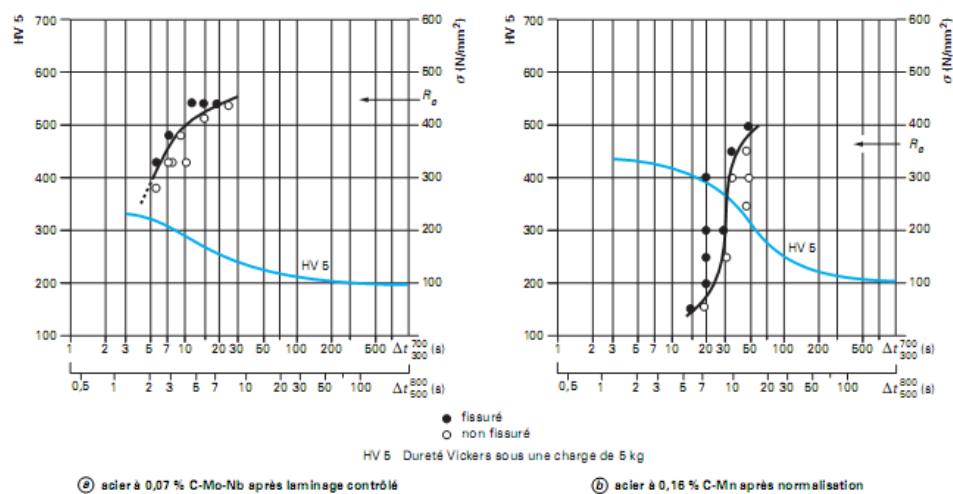


Figure I.6 : Dureté sous cordon et fissuration d'un acier microallié (méthode des implants) [7]

La figure I.6 montre ainsi les variations des mesures de ténacité en fonction des teneurs en niobium et vanadium, et des conditions de soudage qui déterminent les cycles thermiques.

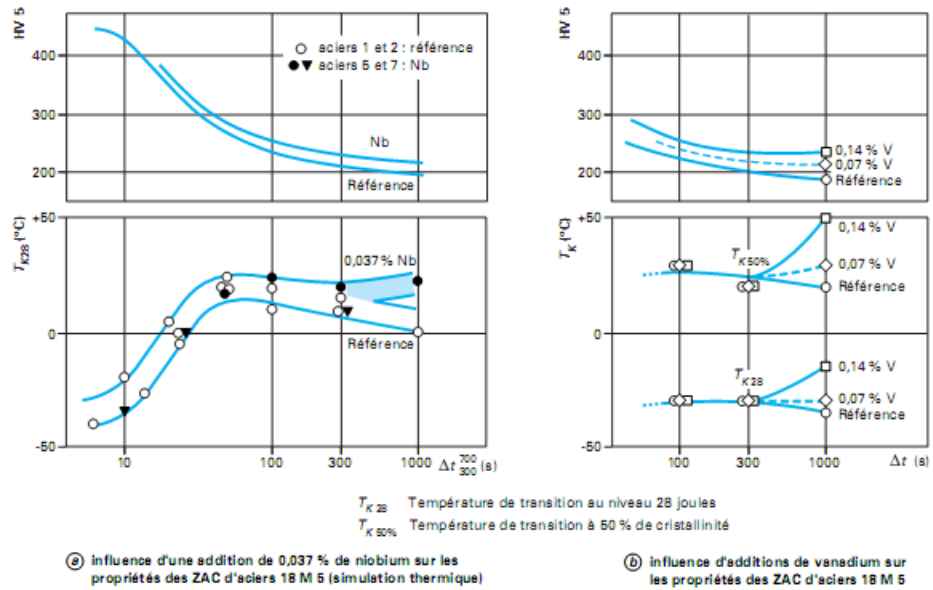


Figure I.6 : Influence d'une addition de niobium ou de vanadium sur les propriétés mécaniques des zones affectées par la chaleur (ZAT) [7]

I.7. CONCLUSION

Dans ce chapitre, on a présenté les différentes caractéristiques des aciers X70 adoptés pour notre étude.

On a montré aussi les différents facteurs agissant sur la métallurgie et les propriétés des aciers HSLA (phase, composé intermétallique, élément chimique, éléments microalliés...).

Cette partie englobe de principaux préambules afin d'aborder le reste du mémoire.

Dans ce qui suit, on présente des techniques de soudage utilisées dans notre étude qui restent une opération fondamentale pour construire les lignes des gazoducs.

CHAPITRE II : SOUDAGE DES HSLA & PROCEDURES INDUSTRIEL

II.1. INTRODUCTION

Le terme « soudage à l'arc » définit un procédé de soudage par fusion des bords et addition d'un métal d'apport qui est souvent contenu dans une électrode ou un fil-électrode.

Dans un processus de soudage, le métal de base est fondu avec le métal d'apport, ce qui crée le bain de fusion. Dans le soudage à l'arc l'apport de la chaleur utilisé pour former le bain de métal fondu est assuré par un arc électrique, et la liaison a bien lieu par solidification du métal fondu sur le métal de base, soit sans métal d'apport soit sur tout avec métal d'apport [17], [18]. L'arc doit pouvoir s'amorcer facilement et, ensuite, rester stable. Pour faciliter son amorçage aussi bien que pour le stabiliser, on a recours à des éléments chimique facilement ionisables qui sont introduits dans le plasma d'arc. Ces éléments peuvent provenir les composés fusibles et volatils inclus dans les produits solides qui formeront le laitier ou des gaz distribués pour protéger le métal fondu [17,18].

Lors du soudage à l'arc, le courant circule à travers un conducteur qui relie le poste de soudage à l'électrode. Il forme un arc électrique en traversant l'espace libre entre l'électrode et le métal de base, puis il poursuit sa course en passant par le câble de masse pour retourner au poste de soudage. Un arc électrique est donc un gaz ionisé dans lequel circule un courant électrique; l'arc se forme entre la pointe de l'électrode et la pièce à souder, comme l'illustre la figure II.3. Dans un procédé de soudage à l'arc, on utilise aussi souvent un flux solide ou en poudre ou un gaz, qui sert à protéger le bain de fusion de l'air ambiant [18].

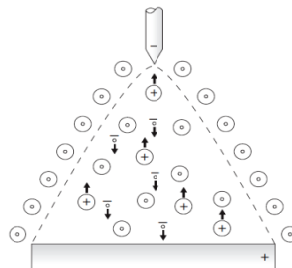


Figure II.1. Principe d'un arc électrique [18]

II.2. LE SOUDAGE

Le soudage tend à remplacer les méthodes d'assemblage permanent (rivetage, boulonnage,...) dans les constructions mécaniques. Il permet entre autres un gain de poids, une réduction des coûts, et une amélioration de l'intégrité des structures.

Le soudage est aussi un processus de fabrication qui permet de reconstituer la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler. Dans le cas des métaux, cette continuité est réalisée à l'échelle de l'édifice atomique. En dehors du cas idéal où les forces interatomiques et la diffusion assurent lentement le soudage des pièces métalliques mises entièrement en contact suivant des surfaces parfaitement compatibles et exemptes de toute pollution, il est nécessaire de faire intervenir une énergie d'activation pour réaliser rapidement la continuité recherchée. Pour activer les surfaces, la fusion qui consiste à fondre partiellement les pièces à assembler, parfois en ajoutant un matériau d'apport, est une méthode très efficace qui permet également le nettoyage des surfaces afin d'assurer l'installation de la liaison métallique. On obtient ainsi, après solidification, un joint homogène de même composition que le métal de base, ou un joint hétérogène dans le cas de métaux différents.

L'étude sur le soudage multipasse des aciers a montré des modifications microstructurales très importantes entre HAZ et FZ. Le comportement mécanique des joints soudés est fortement lié aux caractéristiques de la zone affectée thermiquement [6, 7]. Danc la problématique des soudures comporte généralement des problématiques : Métallurgiques & Mécaniques.

L'objectif des plupart des recherches de soudage est d'identifier la morphologie et le type des phases présentes dans les différentes zones du cordon de soudure: la zone fondue (ZF) et la zone activée thermiquement (ZAT).

Par ailleurs la réalisation de filiation de microdureté Vickers, essais de traction et résiliences renseignent sur le comportement mécanique du cordon de soudure (ZF et ZAT) qui est induit par la microstructure.

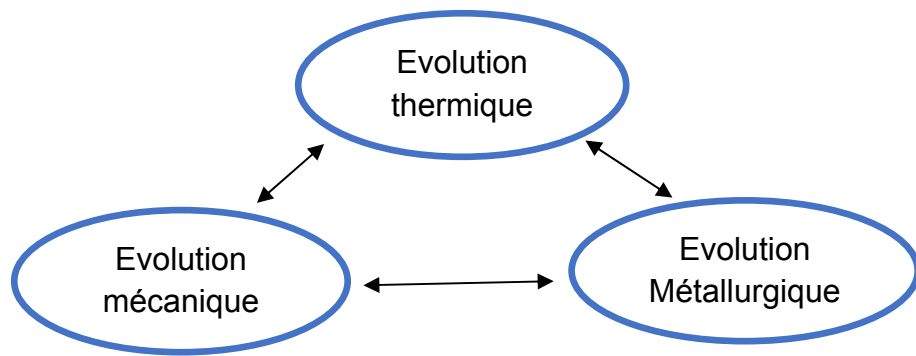


Figure II.1 : Couplage thermo métallurgique et mécanique mis en jeu au cours d'une opération de soudage [17].

II.3. PROCÉDES DE SOUDAGE

Les nombreux procédés de soudage peuvent être répartis en deux groupes :

II.3.1. Procédés par pression

L'application d'un effort l'un contre l'autre des éléments à assembler joue un rôle fondamental. Cette action impose généralement le serrage de l'ensemble à réaliser dans la gorge d'un équipement exerçant l'effort.

Parmi les procédés de soudage par pression, nous pouvons citer [18]:

- Soudage à la forge,
- Soudage par friction,
- Soudage par diffusion.

II.3.2. Procédés par fusion

Réalisés généralement par une fusion des métaux à joindre qui provoque la formation d'une liaison métallique par l'utilisation d'un métal d'apport de composition voisine ou différente de celle du métal de base.

La grande variété des procédés de soudage existants peut être également classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre (figure II.1) [19].

Par ailleurs, les procédés de soudage par fusion peuvent aussi être classés suivant l'intensité de la source d'énergie qui induit des différences de

caractéristiques importantes sur les cordons de soudure (figure II.2). L'énergie spécifique de chaque procédé agit sur la pénétration, qui est le rapport de la profondeur de la soudure sur la largeur, et sur les caractéristiques mécaniques des cordons de soudure.

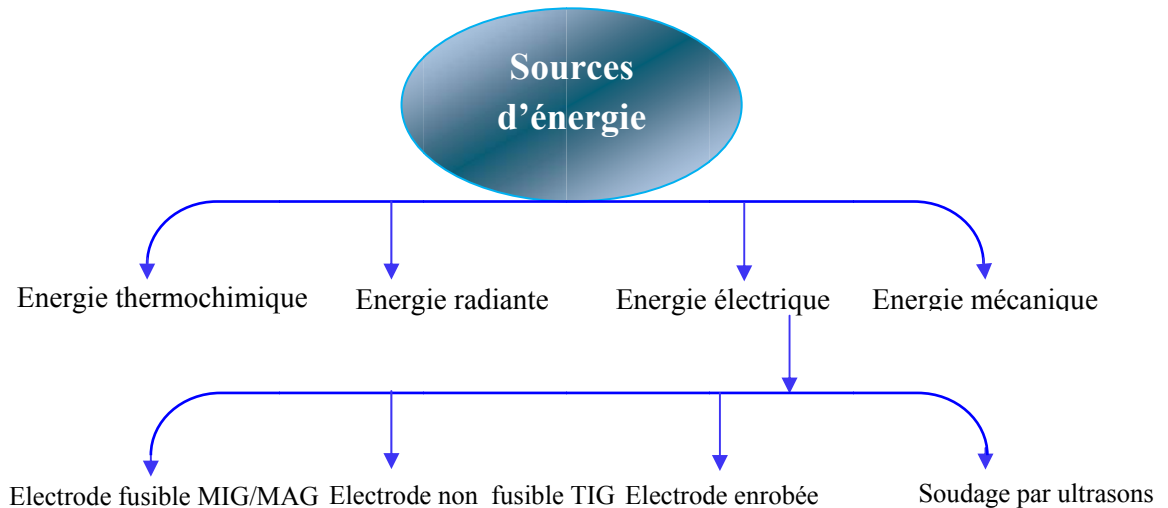


Figure .II.3 : Procédés de soudage classés selon les sources d'énergie [20]

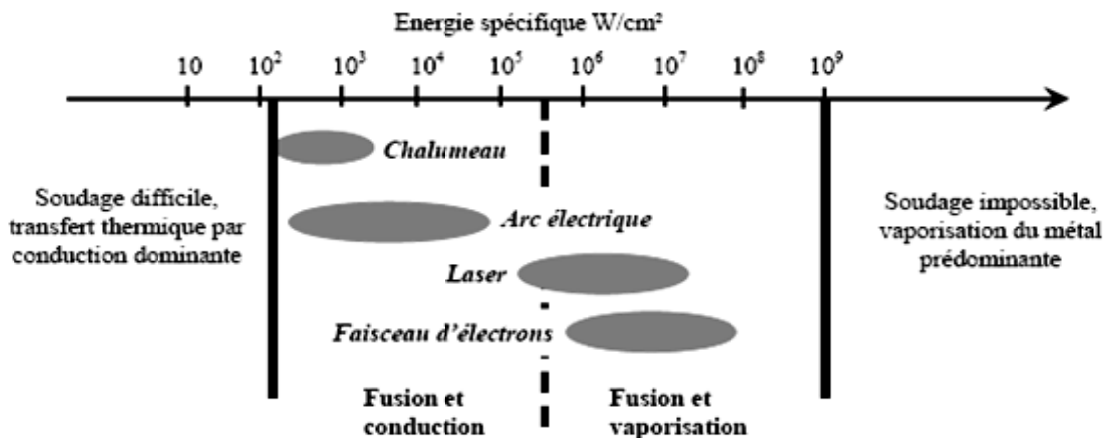


Figure II.4 : Energie spécifique des différents procédés de soudage par fusion [21]

Le choix du procédé d'assemblage dépend de multiples facteurs tels que la rentabilité économique, les contraintes d'assemblages et de conception, et également l'assurance qualité des cordons de soudure pour satisfaire les conditions d'application finale.

Les procédés de soudage par fusion les plus répandus pour l'assemblage sont le soudage à l'arc avec électrode de tungstène (procédé TIG), le soudage

MIG, le soudage plasma, le soudage par faisceau d'électrons et le soudage par faisceau laser.

II.4. LES PROCEDES UTILISES (TIG/SMAW)

II.4.1. Procédé SMAW (Shielded Metal Arc Welding)

Le procédé SMAW est très populaire, entre autres dans certaines tâches spécialisées telles que, par exemple, des récipients et des tuyaux sous pression, des réservoirs de stockage, des ponts et des bâtiments ou des navires et des wagons. Il offre une bonne mobilité et la possibilité de souder à l'extérieur sans précaution particulière, notamment pour effectuer des réparations ou du travail sur un chantier.

Le procédé de soudage à l'arc avec électrode enrobée est relativement simple. Un poste de soudage est connecté à une électrode enrobée et à une pièce de métal à souder, ce qui provoque la création d'un arc électrique, libérant l'énergie nécessaire pour fondre le métal d'apport (contenu dans l'électrode) sur le métal à souder (figure II.4). Le flux recouvrant l'électrode sert à protéger le bain de fusion de la contamination atmosphérique [22].

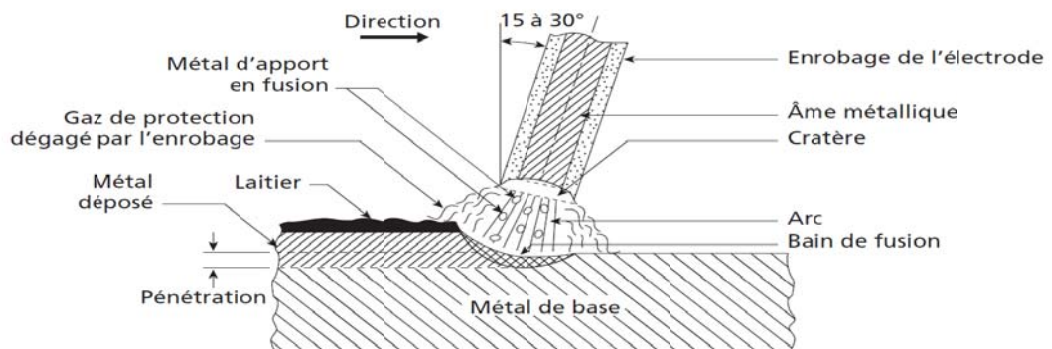


Figure .II.5 : Principe de soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW) [23]
Les paramètres de soudage SMAW

- Préchauffage / interpasses

Dans la zone affectée thermiquement peut se former une structure très dure si l'on dépasse certain valeur de carbone (c). Ce « durcissement » dans la ZAT est d'autant si plus élevé, que la vitesse de refroidissement dans cette zone est rapide, c. à. d. que plus la zone de soudage est importante et chaude que elle sera refroidis par la zone avoisinante. Le préchauffage a pour objectif de réduire

ce « durcissement », et l'on doit respecter la température de travail des aciers avant l'opération de soudage. Plus il est préchauffé haut en température, sa vitesse de refroidissement sera lente. En opérant de la sorte, on évite la formation de zones dures, fragiles et sensible à la fissuration [19].

- L'électrode

Il existe trois types d'électrodes enrobées utilisées pour le soudage SMAW. On trouve des électrodes basiques, rutiliques et cellulosiques. Chaque électrode contient le métal d'apport en son centre et est recouverte d'un flux.

Le type de métal de base, la position de soudage, l'aspect du cordon désiré, la pénétration de soudage nécessaire sont des facteurs à considérer lors du choix de l'électrode. Les enrobages ne sont pas tous de la même épaisseur et cela influence le cordon de soudure produit.

II.4.2. Procédé TIG (Shielded Metal Arc Welding)

Ce procédé est basé sur un arc électrique qui est généré entre l'électrode de tungstène réfractaire et la pièce à souder. L'électrode concentre la chaleur de l'arc tandis que le métal de la pièce à souder fond, formant ainsi le bain de fusion. Le métal fondu de la pièce à souder et l'électrode ne doivent pas entrer en contact avec l'oxygène présent dans l'atmosphère. On utilise alors un gaz de protection inerte comme l'argon, par exemple [24].

Si l'ajout de métal s'avère nécessaire, on ajoute directement au bain de fusion, du fil d'apport qui fond grâce à l'énergie générée par l'arc électrique [25]

Ce procédé à l'avantage de réaliser des cordons lisses, d'un bel aspect, exempts de défaut de surface, les propriétés mécaniques du joint sont donc excellentes [26].

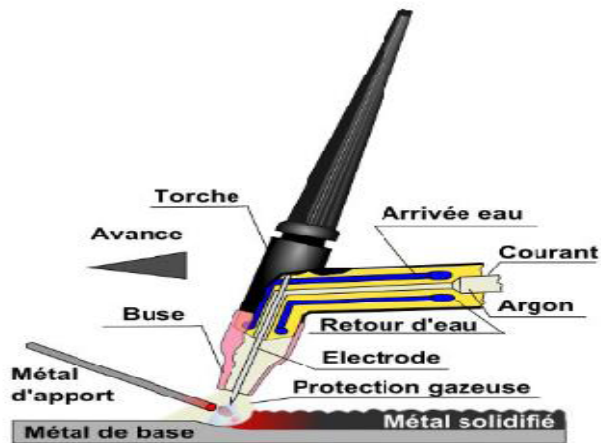


Figure I.6 : Principe du procédé de soudage TIG [23]

Paramètres de soudage TIG (Tungsten Inert Gaz) :

- **La source de courant** fournit du courant de soudage qui peut être AC, DC ou pulsé, et une tension de soudage qui permet l'amorçage et le maintien de l'arc
- **Le gaz de protection** est dirigé vers l'extrémité de l'électrode au tungstène afin de maintenir l'arc, de protéger le bain de soudage ainsi que l'électrode.
- **La torche** munie d'un faisceau de câbles et tuyaux distribuant le gaz, parfois l'eau. La tête de torche maintenant l'électrode réfractaire qui assure le transfert de courant. Ceci permet à l'arc de s'établir et de se maintenir allumé.
- **L'électrode non fusible au Tungstène** est montée sur la torche TIG et joue un rôle important dans le procédé TIG. Pour obtenir de bons résultats il faut choisir parmi les différents types et les différents diamètres.
- **La masse** doit être parfaite afin d'assurer la fermeture du circuit électrique et garantir ainsi les amorçages et la stabilité de l'arc [21].

II.4.3. L'énergie de soudage

L'apport d'énergie contrôle la chaleur générée par soudage et il est en relation avec le courant, la tension et la vitesse de soudage. On peut calculer ce rapport en utilisant l'équation suivante [15]:

$$E = \frac{U * I * 60}{V * 1000}$$

Où E = entrée d'énergie (kJ / mm)

U = tension (V), I = courant (A), V = vitesse (mm / min).

II.5. PROPRIETES D'UNE SOUDURE

II.5.1. Métallurgie du soudage

L'opération de soudage est assimilable à une opération locale d'élaboration métallurgique. L'effet local du cycle thermique (fusion des métaux de base et d'apport) provoque une modification de la structure cristalline qui dépend à la fois de la composition chimique (pourcentage de carbone, de chrome, de silicium,...) et de la vitesse de refroidissement, la soudure ainsi réalisée comporte plusieurs zones (Fig. II.5) [15] :

La zone du métal de base : Le métal n'a pas été porté à une température suffisante pour subir une transformation de structure. L'opération de soudage n'a aucune conséquence métallurgique sur cette zone.

La zone affectée thermiquement : ZAT, ($T^{\circ} > A_{c3}$) se trouve en bordure de la zone fondue, sur une largeur plus ou moins importante, la ZAT a été soumise à l'élévation de température sans être portée à fusion, la vitesse de refroidissement conditionne la structure cristalline de cette zone [15].

La zone de liaison : Partie du métal de base participant à la réalisation du joint. Son volume détermine le taux de dilution.

La zone fondue : Zone de remplissage dont la section dépend directement de la nature du chanfrein et de l'épaisseur à souder.

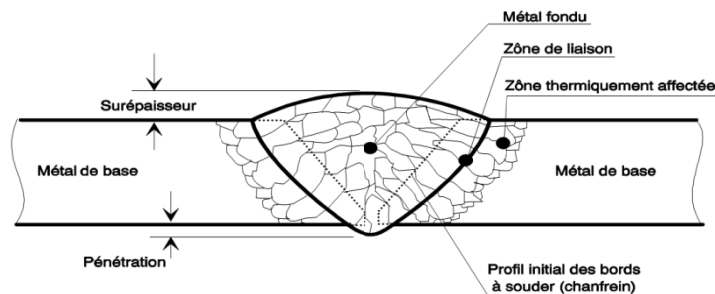


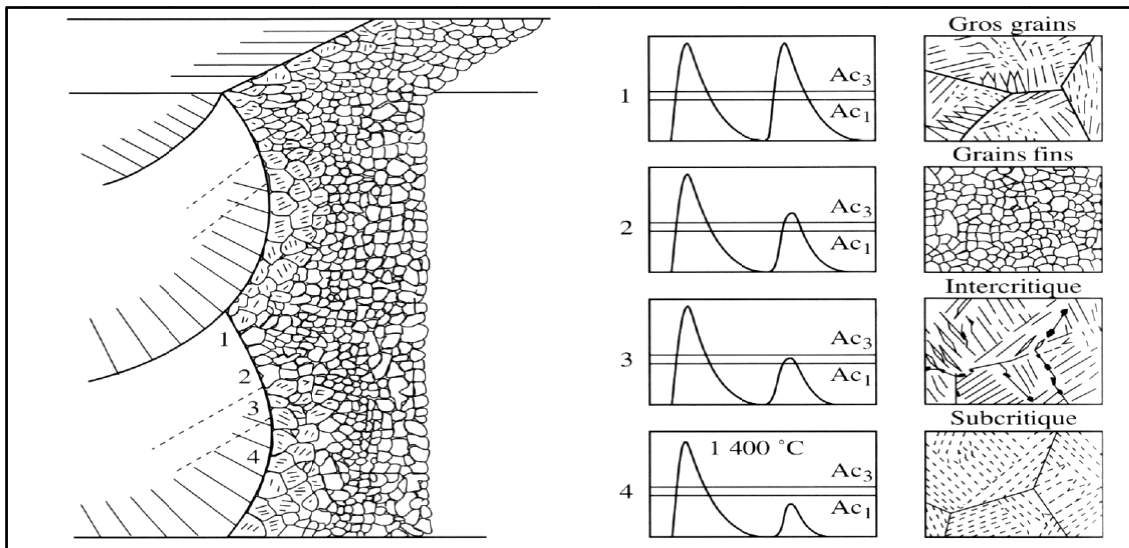
Figure II.7 : Structure d'une soudure [15]

II.5.2. La formation de ZAT d'un acier HSLA

D'après les observations, on peut identifier dans la zone affectée thermiquement 2 zones bien différentes au niveau du comportement mécanique :

La zone à gros grains adjacente au métal fondu possède des structure des grains grossies formée à partir de grains d'austénite, qui peuvent contenir des phases précipitées comme le composé martensite austénite résiduelle (zone 1, 2 et 4 de la Figure II.8);

La zone à grains fins possède une taille de grains d'austénite initiale d'environ 2 à 20 μm de diamètre (zone 2 de la Figure II.8)



Pour mieux comprendre l'existence de la ZAT, considérons par exemple, le cas du soudage mono-passe d'un acier à 0,15 % de carbone. Le diagramme de phases à l'équilibre utilisé ne permet pas de prévoir la nature des phases au voisinage de la ligne de fusion, mais permet de raisonner qualitativement sur les modifications structurales.

En se rapprochant du métal fondu, on trouve une succession de zones (Figure II.9) :

- Le métal de base ($T < A_{c1}$) n'ayant pas subi de transformation de phases.

- Une zone subcritique ($600\text{ }^{\circ}\text{C} < T < A_{c1}$) où on ne constate pas de changement de phases, mais des phénomènes de revenu, recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui.
- Une zone de transformation inter critique ($A_{c1} < T < A_{c3}$) où la ferrite se transforme en austénite.
- Une zone à fins grains ($A_{c3} < T < 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) où la transformation austénitique est totale.
- Une zone à gros grains ($1100 < T < 1495\text{ }^{\circ}\text{C}$) où les grains austénitiques grossissent.
- Une zone de liaison entre le métal fondu et le métal de base, portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide et une phase liquide.
- Le métal fondu, dont les germes se solidifient par épitaxie sur les grains de la ZAT.

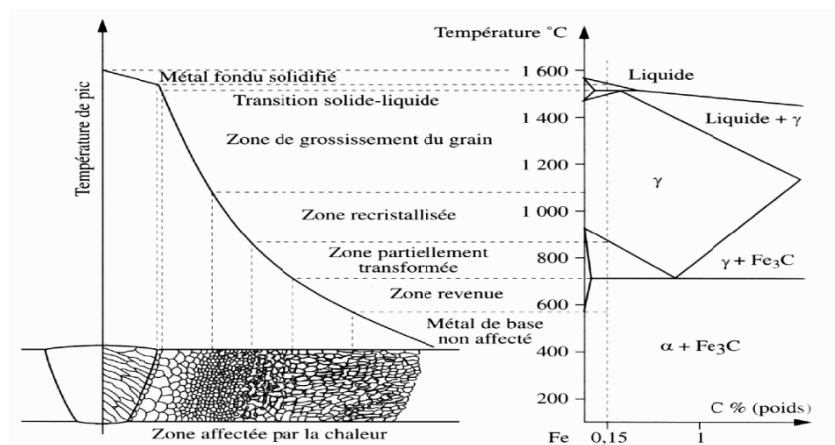


Figure II.9 : Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé, d'après [16,18]

L'opération de soudage induit de par son apport énergétique et parfois par l'apport de métal, des modifications métallurgiques au niveau du joint soudé. Ces modifications vont affecter les microstructures de la zone fondue et des zones affectées thermiquement.

De fait, le joint soudé est soumis à diverses problématiques résultant de ces modifications :

- Fragilisation par l'hydrogène: phénomène de fissuration à froid.

- Apparition de fissuration à chaud (liquation) en cours de solidification: retassures, fissuration intergranulaire.
- Tenue à la corrosion différente du métal de base : essentiellement due aux phénomènes de ségrégation.

Ces problématiques concernent aussi bien la zone fondue (qui est passée à l'état liquide au cours de l'opération de soudage) que la zone affectée thermiquement. La zone affectée thermiquement appelée ZAT est le siège des évolutions métallurgiques du métal de base qui peuvent induire des fragilités, des baisses de résistance mécanique, des manques de ductilité... Ces évolutions dépendent du matériau soudé, du procédé utilisé et du mode opératoire suivi.

Exemples :

- Dans les aciers C-Mn faiblement alliés la ZAT est le siège d'une augmentation des propriétés mécaniques (R_e , R_m) et de chute de ductilité.
- Dans les aciers HSLA à très haute limite élastique $R_e > 690$ MPa, on peut trouver dans certaines parties de la ZAT un phénomène d'adoucissement qui efface les effets du laminage thermomécanique préalable du métal de base, et qui diminue la limite élastique et la limite à la rupture.
- Un alliage d'aluminium soudé bout à bout présente toujours une baisse des propriétés mécaniques au niveau de la zone affectée thermiquement (ZAT).
- Un acier inoxydable austénitique du type 304 L soudé présente souvent une diminution de sa tenue à la corrosion au niveau de la ZAT.
- Les alliages de titane sont très sensibles aux phénomènes d'oxydation pendant l'opération de soudage, qui peut faire chuter de manière significative les propriétés mécaniques du joint soudé [9].

II.5.3. Tenue mécanique d'un joint soudé

Les modifications métallurgiques influencent la tenue mécanique du joint soudé. Aussi faut-il s'assurer d'obtenir une tenue mécanique suffisante et tenir compte des soudures dans le calcul et le dimensionnement des pièces. L'opération de

soudage engendre de plus la création de contraintes résiduelles dues au retrait créé par l'opération de soudage sur les pièces. La tenue à la fatigue des assemblages soudés est une problématique fondamentale dans la construction de structures soudées. Ainsi, les défauts géométriques des cordons de soudures jouent un grand rôle dans la tenue à la fatigue des assemblages soudés [10].

II.6. TRAITEMENT THERMIQUE DES SOUDURES

Sur le plan technologique, les aciers et alliages à base de fer sont toujours d'une importance capitale, puisque on les retrouve sous une forme ou sous une autre dans presque tous les domaines.

Ces aciers, on peut leur faire acquérir des propriétés très variées notamment en recourant au traitement thermique. Ce qui permet de les adapter aux exigences d'utilisations les plus diverses. Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce métallique des propriétés plus convenables pour son emploi ou sa mise en forme.

Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les caractéristiques mécaniques tel que; l'augmentation de la limite élastique et la diminution de la fragilité. Toute utilisation rationnelle d'un alliage implique dans la plupart des cas, un traitement thermique approprié. D'une manière générale, un traitement thermique ne modifie pas la composition chimique mais apporte des modifications de point de vue [20]:

- Constitution (état de carbone, forme allotropique de fer)
- Structure (taille de grain, répartition des constituants)
- Etat mécanique (gradient de température au divers point de la pièce)

En général le traitement thermique comprend 3 étapes : (Fig. II.8)

- Un chauffage jusqu'à une température qui dépend du type de traitement voulu.
- Maintien isotherme à cette température de traitement.
- Un refroidissement dans un milieu préalablement défini.

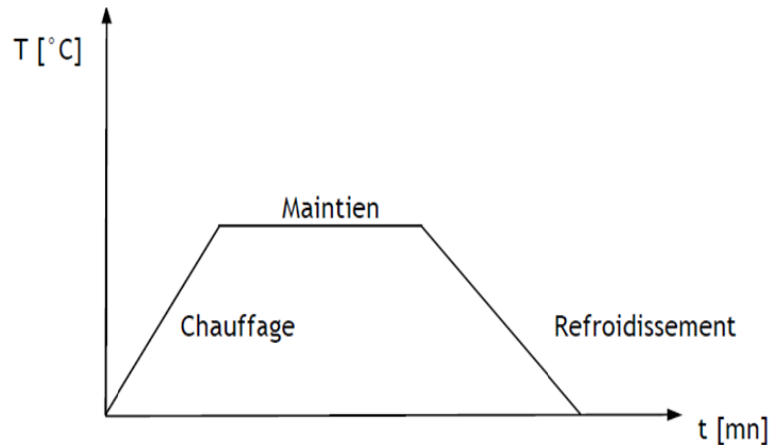


Figure. II.10 : Cycle d'un traitement thermique [20]

Toute fois le choix du traitement thermique le plus approprié est en lui-même d'une grande difficulté plus particulièrement dans le choix de ces paramètres, et ce en fonction des structures et des propriétés physiques et mécaniques souhaitées [20].

Selon les modes opératoires, L'opération de soudage se traduit par des modifications métallurgiques locales de métal de base, qui créent d'une zone fondue dont la structure et les propriétés sont plus ou moins différente de celles de métal de base. D'autre part, l'opération de soudage établit un état de contraintes résiduelles dont la répartition et l'amplitude sont toujours fonctions de procédés et des modes opératoires de soudage. Dans certains cas, il est préférable ou nécessaire, d'intervenir par un traitement thermique après soudage, dont l'objet principal est d'améliorer ou d'obtenir les propriétés désirables vis-à-vis des conditions de service, d'éliminer ou réduire les contraintes résiduelles. En réalité, compte tenu des rôles multiples que joue tout cycle d'échauffement et de refroidissement, le traitement thermique destiné à jouer un rôle métallurgique, agit aussi sur l'état de contraintes qui peut avoir des incidences sur la mise en service des soudures. C'est donc cette interaction entre que les conséquences métallurgiques et les conséquences des contraintes résiduelle que l'on étudiera successivement en la partie expérimentale.

Dans le cas des aciers les types de traitements sont les suivants :

- Traitement de relaxation ;
- Traitement de normalisation ;

- Traitement de trempe et revenu [20].

II.6.1. Traitement de relaxation

Le traitement thermique de relaxation a pour objet d'annuler ou d'atténuer les contraintes résiduelles présentes dans un ensemble soudé après l'achèvement de l'opération de soudage, ou en cours de l'opération s'il apparaît nécessaire d'intervenir sur l'état des contraintes avant de poursuivre le soudage en toute sécurité. Compte tenu de domaine de température qui en tous cas inférieurs à celle du point (A1) dans lequel se pratique le traitement de relaxation, il entraîne aussi un effet de revenu, lorsque les soudures contiennent des constituants de trempe, dans la zone fondue ou dans la zone affectée [20].

Dans le cycle thermique d'un traitement de relaxation, il n'y a dans l'ensemble pas d'effet sur le métal de base lorsque ce dernier est mise en œuvre à l'état normalisé, à cet effet on se tient le recuit à une température inférieure d'une trentaine de degrés au-dessous de AC1. Il faut cependant signaler que certains aciers alliés (au Mn-Mo, au Mn-Ni-Mo, ou encore au Cr-Mo) peuvent être sensible au phénomène dit de fragilité de revenu, qui se produit au cours d'un traitement à 450 – 550 °C ou durant le refroidissement au cours d'une traversée trop lente de cet intervalle de température ce phénomène, qui semble être associé à l'effet des impuretés, est moins sensible en présence de vanadium [20].

Par contre pour les aciers utilisés à l'état normalisé, le traitement thermique de relaxation a une action à la fois sur les caractéristiques de traction (à l'ambiante ou à chaud) et sur la température de transition de résilience. Ce comportement se produit par les aciers au C, au Mn, au C-Mn additionnés de Ni et pour les aciers a haut limite d'élasticité.

Donc, on doit calculer les propriétés mécaniques réelles, telles qu'elles apparussent après l'effet du traitement. Ainsi, le traitement doit être fixée au minimum compatible d'une part avec les conditions technologiques en service, d'autre part avec le taux de relaxation recherché ou imposé, tel que la vitesse de refroidissement doit être réglée au maximum possible tout en maintenant l'homogénéité thermique des pièces traitées [19].

II.7. PROCÉDES DE SOUDAGE HÉTÉROGÈNES

II.7.1. Synthétisation du Procédé

Dans notre travail on s'intéresse à des jonctions hétérogènes qui peuvent être utilisés comme technique d'assemblage dans les différentes industries comme (les centrales électriques, l'industrie de construction mécanique et l'industrie des pipelines) [11].

Les différentes nuances faiblement alliées HSLA (principalement utilisées dans les projets pétroliers) rentrent aussi dans la fabrication des tôles pour les armatures des structures industrielles [2] car ils présentent un nombre d'avantages considérable à les propriétés mécaniques, et leur utilisation pour construire une charpente métallique est de plus en plus répandue. Cependant, les caractéristiques des jonctions bimétalliques entre les aciers hauts limite élastique et les aciers inox ne sont pas encore vérifiées, en terme soudabilité, propriétés mécaniques et métallurgiques.

II.7.2. Etat de L'art du Procédé

Les soudures hétérogènes Inox/acier, Inox/Inox, Aluminium/acier et acier/acier sont souvent obtenus pour différentes exigences [12,11], parmi lesquelles on cite une soudure entre un acier 304L avec un acier de faible teneur en carbone (X70) qui semble être très intéressante pour la réalisation d'une grue GMA dans le centre des technologies industrielles de Cheraga.

Le problème principal des soudures hétérogène est la formation des précipitations métalliques dans la zone de liaison entre les deux matériaux de base due à la différence entre les teneurs des éléments d'addition qui existe dans les deux matériaux de base, Il existe aussi d'autres problématiques tel que le grossissement des grains dans les zones affectées thermiquement [12,13].

La soudure hétérogène fait l'objet de plusieurs études, Azizieh [8] a évalué la soudabilité entre un acier trempant revenu (CK60), un acier à faible teneur en carbone (ST37) en utilisant un procédé de soudage par friction. Il a obtenu des interfaces très dures et des propriétés mécaniques fluctuantes à varier en fonction des microstructures présentées et les modes de soudage.

Notre travail est basé sur l'amélioration des propriétés mécaniques et métallurgiques des soudures hétérogène par la modification des métaux d'apport et le mode de soudage.

II.7.3. Domaines D'application (Soudure : acier HSLA–acier inoxydable)

Les soudures hétérogènes ont été largement utilisées, dans des applications industrielles et au niveau des chantiers, sous leurs formes des tôles, des pipes ou des structures modifiées. Elles ont trouvé un large champ d'applications surtout dans des procédés de soudage par fusion grâce à leurs caractéristiques qui peuvent être adaptées après des traitements thermiques [11,12].

II.8. APERÇU SUR LES ACIERS INOXYDABLES

On appelle « aciers inoxydables » les aciers dont l'élément d'alliage de base est le chrome à des teneurs supérieures à 10.5% (selon la norme Européenne EN 10088-1). Cet élément forme une couche d'oxyde qui protège l'acier. Ces alliages contiennent peu de carbone pour éviter la précipitation de carbures de chrome, mais beaucoup d'éléments agissant sur la résistance à la corrosion (Ni, Mo, Cu, Ti, Nb,...).

Les aciers inoxydables peuvent être classés en plusieurs catégories selon leurs structures. Chaque catégorie se compose de plusieurs alliages de composition quelque peu différente ayant des propriétés physiques, magnétiques et corrosives assez voisines. On distingue alors quatre catégories d'aciers inoxydables.

II.8.1. Les aciers martensitiques

Les aciers martensitiques contiennent en moyenne 12 à 17% de chrome, 0.10 à 1.10% de carbone et parfois des additions de nickel, de molybdène et éventuellement de soufre, en vue d'améliorer l'usinabilité. Ils sont, en règle générale, utilisés à l'état trempé et revenu, état dans lequel ils présentent des caractéristiques mécaniques et une résistance à la corrosion optimales.

La résistance à la corrosion de ces aciers, bien qu'inférieure à celle des aciers ferritiques et austénitiques, est bonne à l'air, aux solutions salines à caractères oxydant et aux produits alimentaires. Ils sont surtout utilisés en coutellerie et pour

les pièces mécaniques fortement sollicitées, soumises à des actions corrosives [27].

II.8.2. Les aciers ferritiques

Les aciers ferritiques contiennent 12 à 20 % de chrome et les superferritiques, plus de 20% de chrome, d'où leur résistance à la corrosion élevée. Ils possèdent des propriétés mécaniques intéressantes et notamment une limite d'élasticité assez élevée [28]. Ces aciers ont une structure identique à celle du fer α (cubique centré) et en principe ils la conservent à toute température, en particulier à l'ambiante, c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$. Comme éléments d'alliage complémentaires, on préfère additionner ceux qui stabilisent la ferrite comme par exemple le molybdène pour améliorer la résistance à la corrosion.

De plus, ces aciers sont magnétiques et peuvent être durcis modérément par écrouissage mais non par traitement thermique. On les utilise sous forme d'enjoliveurs sur les automobiles et comme matériau de construction pour les usines d'acide nitrique synthétique [29].

II.8.3. Les aciers austénitiques

Ces aciers ont à l'ambiante une structure austénitique. Cette structure est cubique à faces centrées, non magnétique et se déforme facilement. Ces aciers présentent des teneurs en chrome supérieures ou égales à 17 % et des proportions en nickel et en manganèse suffisantes (en général, au moins 8 % de nickel) pour assurer la stabilité de l'état austénitique à toutes températures.

Les aciers inoxydables austénitiques possèdent une grande stabilité structurale qui rend possible leur utilisation dans un large domaine de température. Ils ne sont pas durcis par la trempe mais par écrouissage [27]. De plus, leur résistance aux différents modes de corrosion est meilleure que celle des aciers des deux classes précédentes. Cette résistance est améliorée par la présence de teneur croissante en molybdène [28].

Les aciers austénitiques offrent une très basse limite d'élasticité et une grande sécurité quant à la rupture sous contrainte. Les valeurs typiques d'allongements à la rupture se situent entre 40 et 50% et sont ainsi pratiquement le double de celles

des aciers ferritiques, martensitiques et austéno-ferritiques [27]. Leurs résiliences sont excellentes. Elles ne présentent jamais de caractère de rupture fragile. Le fluage est à prendre en compte à partir de 450°C à 500°C selon les nuances [30]. On utilise les aciers inoxydables austénitiques pour de nombreuses applications, pour l'automobile et différentes unités de construction pour les industries chimiques et alimentaires.

II.8.4. Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)

Apparus en 1933, les aciers inoxydables austéno-ferritiques n'ont pas cessé d'évoluer depuis. Ils ont été découverts par J.Hochmann lors d'essais de corrosion intergranulaire [31,29]. L'élaboration de ces aciers comprend une phase de fusion dans un four électrique suivie d'une opération d'affinage de type ASV (Procédé d'affinage sous vide) ou AOD (Argon-Oxygen-Decarburization).

Ces aciers présentent des microstructures biphasées constituées d'austénite (paramètre de maille de 3.58 à 3.62 Å) et de ferrite (paramètre de maille de 2.86 à 2.88 Å). La présence de la ferrite permet d'augmenter la résistance à la traction, la soudabilité et la résistance à la corrosion sous contrainte du matériau. Dans le cas des matériaux moulés ou laminés à haute température, la ferrite réduit également les risques de fissuration à chaud [27]. La bonne résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques respectables de ces aciers en font des produits de choix pour l'ingénierie chimique, le raffinage du pétrole, l'industrie agroalimentaire et l'industrie du papier. Ils sont d'autant plus facilement utilisés qu'il est possible de les forger, mouler, usiner et souder.

I.8.5. Influence du chrome sur les aciers inox

Le chrome, cristallisant dans le système cubique centré et de caractère carburigène, constitue l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. Il génère la passivation de l'acier, par la formation d'un film passif que l'on trouve sous forme d'oxyde complexe de type $(Fe, Cr)_2O_3$ et d'hydroxyde $Cr(OH)_3 \cdot nH_2O$ dans le film passif [33]. De plus, le chrome favorise le domaine ferritique et élargit son domaine d'existence, c'est un élément alphagène.

Le diagramme d'équilibre Fe-Cr (figure I.1) montre que l'existence de la phase γ est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « Boucle γ », cette situation est due à la structure cristallographique du chrome.

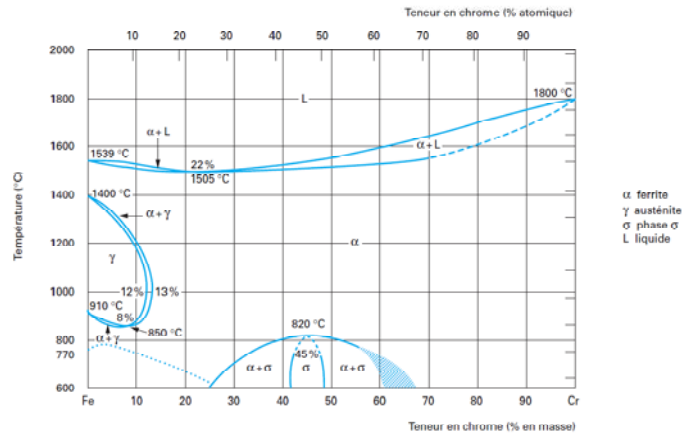


Figure II.11 : Diagramme d'équilibre Fe-Cr [33]

On peut délimiter deux régions de teneurs en chrome [34]:

Pourcentage de Cr < 13% : ces alliages ont la possibilité d'être austénisés totalement ou partiellement et peuvent donc subir la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ par chauffage ou par refroidissement.

Pourcentage de Cr > 13% : ces alliages sont ferritiques à toutes températures et ne peuvent pas donc subir de trempe martensitique. Cependant, pour des teneurs suffisantes en chrome, il y a possibilité d'apparition d'une phase intermétallique, dure et fragile, dite phase sigma (σ).

Cette phase sigma peut apparaître autour de la composition 50/50 (entre 45 et 55%), et elle peut précipiter aux joints de grains ferritiques α en rendant fragile l'alliage dans le cas de fortes teneurs en chrome ou pour des traitements de revenu prolongés [32].

1.8.6. Influence du carbone sur les aciers inoxydables

Le carbone possède une action gammagène puissante, il élargit fortement le domaine austénitique. En outre, il peut donner lieu à la précipitation de carbures qui, bien qu'ils aient un pouvoir durcissant peuvent conduire néanmoins à des problèmes de tenue à la corrosion. Pour ces raisons, la teneur en carbone est dans la plupart des cas maintenue très basse [03,05]. Le fait d'ajouter du carbone

à un alliage binaire Fe-Cr élargit en température et en concentration le domaine d'existence de la phase austénitique γ . Cela est illustré dans la figure I.2.

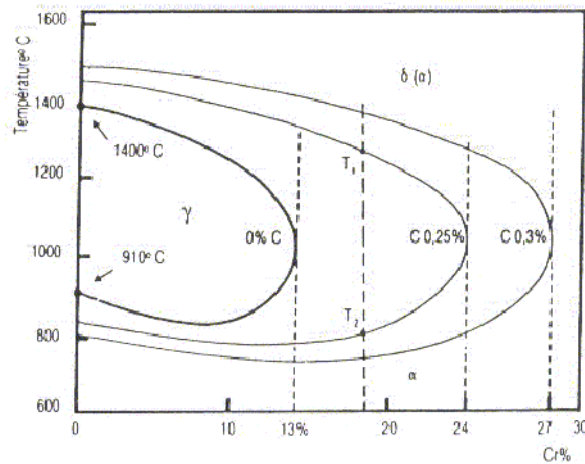


Figure II.12 : Projection sur le plan température/teneur en chrome des coupes du diagramme Fe-Cr-C pour des teneurs croissantes en carbone [32].

I.8.7. Influence du nickel sur les aciers inoxydables

Le nickel, de structure cubique à faces centrées favorise l'extension du domaine austénitique. Il est avec le chrome un des plus importants éléments d'alliage des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques.

Le nickel améliore la résistance à la corrosion et renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension [29]. Par ailleurs, il augmente la capacité de trempe des aciers en abaissant la vitesse critique de refroidissement [32]. Comme le carbone, le nickel élargit en température et en concentration le domaine austénitique des alliages Fe-Cr. Mais il est remarquable qu'il faut une teneur beaucoup plus importante en nickel pour élargir la boucle γ qu'il en faut avec l'addition du carbone. Ceci démontre que le carbone a un pouvoir gammagène beaucoup plus prononcé que celui du nickel [31]. La figure I.3 présente le diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni.

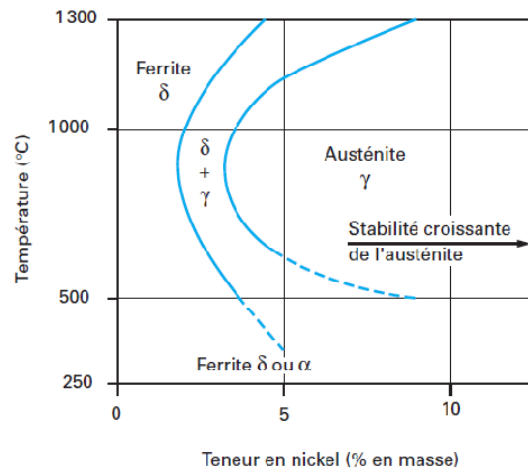


Figure II.12 : Structure à l'équilibre d'un acier à 18 % de chrome et à bas carbone ($C < 0,01 \%$). Influence de la teneur en nickel

II.9. METHODES D'OPTIMISATION STATISTIQUE (TAGUCHI) UTILISEES DANS L'OPTIMISATION DE SOUDAGE HETEROGENE

La méthode des plans d'expériences est utilisée dans notre travail comme un outil de base à la résolution de problème d'optimisation du procédé de soudage hétérogène. Le recours à cette technique implique logiquement d'en exploiter les caractéristiques les plus intéressantes dans le soudage, ainsi que d'en respecter les concepts fondateurs.

Dans les plans d'expériences classiques, l'objectif principal est d'identifier les facteurs qui affectent la réponse moyenne et les contrôler à des niveaux souhaitables. En outre, les plans d'expériences de Taguchi traitent l'optimisation des paramètres des processus en fonction des mesures expérimentales et la variabilité des valeurs des caractéristiques mesurées grâce à l'emploi des ratios Signal/Bruit. L'utilisation de ces indicateurs de performance de Taguchi permet de trouver la combinaison des niveaux des facteurs contrôlés, qui s'avère la plus insensible aux facteurs bruits.

En générale, la qualité des soudeurs TIG dépend du choix des paramètres de soudage (voltage, intensité, vitesse, débit de gaz). Ainsi, la méthode Taguchi permet aussi d'estimer mathématiquement des propriétés mécaniques des soudures (comme : dureté, pénétration) en fonction de plusieurs paramètres de soudage.

Notre travail expérimental propose une méthode expérimentale, peu coûteuse en expériences, qui permettra de mesurer et de maîtriser l'influence de tous les paramètres et d'en déduire les plus influents paramètres qui fournissent une soudure de qualité.

La méthode de Taguchi fait une utilisation spécifique de la technique des plans d'expériences. La méthode classique des plans d'expériences ne considère que les valeurs moyennes des caractéristiques à optimiser. On la complète parfois par une analyse de la variance des différents facteurs testés.

Les plans d'expériences Taguchi traitent conjointement la moyenne et la variabilité des valeurs des caractéristiques mesurées. Donc, La méthode de Taguchi vient pour enrichir les méthodes de plans d'expériences en apportant une amélioration considérable aux plans factoriels complets et fractionnaires. Elle se distingue par une réduction importante du nombre d'essais, tout en gardant une bonne précision.

Une démarche d'amélioration de la qualité nécessite une panoplie d'outils d'aide (méthode, analyse, suivi et contrôle). Pour cela, nous avons utilisé la méthode de Taguchi qui englobe tous ces outils d'aides.

Taguchi considérait l'amélioration de la qualité comme un effort continu. Pour ce faire, il a conçu des expériences en utilisant des tables construites connues sous le nom de « tableaux orthogonaux ». L'utilisation de ces tableaux rend l'achèvement des expériences très simple, cohérent et plus efficace. On trouvera à la fin de ce mémoire, quelques tables standard de Taguchi.

II.10. CONCLUSION

Ce chapitre est consacré à l'étude de soudage et les différents phénomènes liés à ce procédé, on fait une vision générale sur le soudage ainsi les propriétés d'une soudure. Dans le chapitre prochaine, on s'intéresse à présenter les manipes et les différents équipements dont nous ont besoin pour faire ce travail.

CHAPITRE III : PROCEDURES EXPERIMENTALES

III.1. INTRODUCTION

Dans notre travail expérimental, il existe plusieurs techniques pour caractériser et estimer l'évolution des propriétés métallurgiques et mécaniques de différentes soudures.

Dans ce chapitre on présente les techniques expérimentales qu'on a utilisé pour caractériser les joints de soudure homogène et hétérogènes obtenus pour différents paramètres de soudage TIG et SMAW. Commençant par présenter la composition chimique des matériaux, la technique de soudage utilisée, puis la caractérisation métallographique et les tests mécaniques et magnétiques.

III.2. PRESENTATION DES MATERIAUX UTILISES

Les matériaux X70 qu'on a reçus sont construits sous forme de tubes de 28 pouces (711,2 mm) de diamètre et de 11,48 mm d'épaisseur. Un soudage multipasse a été effectué en utilisant un procédé de soudage à l'arc métallique [35-36]. Pour l'analyse de comportement hétérogène d'un acier X70, on a employé un matériau inoxydable austénitique 304L. Le tableau III.1 et le tableau III.2 présentent les compositions chimiques des matériaux de base et des métaux d'apport. Le détail des paramètres de soudage est donné comme suit (dans le tableau 3):

Tableau.III. 1 : Composition chimique des aciers X70 et l'acier austénitique 304L

Element(%)	C	Si	Mn	Al	Cu	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Ni
70-A	0.060	0.34	1.65	0.03	0.02	0.02	0.3	0.08	0.02	0.02	0.012
X70-B	0.082	0.271	1.455	0.026	0.015	0.041	0.03	0.085	0.06	0.02	0.02
X70-C	0.11	0.352	1.498	0.038	0.013	0.034	0.005	0.090	0.02	0.05	0.015
X70-D	0.14	0.37	1.41	0.038	0.012	0.03	0.022	0.09	0.01	0.1	0.01
304L	0.047	0.5	1.85	-	0.15	17.8	0.2	0.08	-	0.01	9.4

Table. III.2 : Composition chimique des métaux d'apport

Element %	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	N	V
E308L	0.022	0.6	1.82	18.5	9.5	-	-	-	-	-	-
E316L	0.023	0.6	1.88	18.5	9.6	2.8	-	-	-	-	-
E2209	0.022	0.6	1.84	23.02	9.5	2.8	-	-	-	-	-
E7010	0.12	0.80	0.90	-	-	0.5					

III.3. PROCEDURE DE SOUDAGE

III.3.1. Les paramètres de soudage SMAW

Avant de passer par la procédure de soudage SMAW, il faut passer par l'étape de chanfreinage selon la norme ASME [36] (fig III .1).

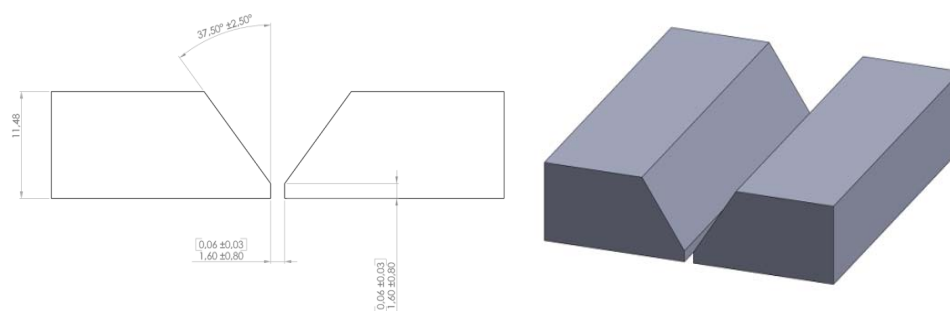


Figure III.1 : Les pièces à assemblés (Chanfreinage)

Ensuite, des opérations de soudage à l'arc (SMAW ou TIG) ont été effectués sur des échantillons surfaciés et découpés des matériaux de base X70 pour les quatre teneurs en Carbone différentes (0,060, 0,082, 0,11 et 0,014).

Le tableau suivant donne les principaux paramètres de SMAW. La source du courant alterné et la vitesse d'avance du fil est constante pour chaque passe.

Tableau III.3 : Paramètres de soudage (SMAW)

Nombre de passe	1	2	3	4	5
Tension moyenne (V)	27	25	24	26	23
Intensité (A)	83	138	144	161	143
Vitesse de soudage (mm/min)	42	96	71	71	120

La caractérisation mécanique et les tests mécaniques de l'acier se font par des essais de traction [36-37] et de résilience normalisés [38], pris dans le sens traversant les tubes (perpendiculairement au sens du soudage). L'essai de dureté Vickers est utilisé par une charge de 200 g. L'observation métallographique et fractographiques sont effectuées en utilisant la microscopie optique et électronique (SEM).

Les éprouvettes de traction ont été testées sur une machine d'essai de traction numérique à commande asservie hydrauliquement. Trois éprouvettes pour chaque assemblage soudé ont été usinées à partir de chaque acier soudé. La taille de chaque éprouvette en traction a été préparée conformément aux normes ASTM E08, comme illustré schématiquement à la Figure 2. La résistance à la traction des joints a été évaluée. Dans chaque échantillon, trois spécimens ont été testés.

Le test Charpy a été réalisé conformément aux méthodes de test standard pour les tests de résistance aux chocs sur entaille de matériaux métalliques. La longueur totale de l'échantillon est de 55 mm et la section transversale rectangulaire est de 10 mm × 7,5 mm. Le spécimen a une encoche en V avec un angle de flanc de 45 ° et une profondeur de 2 mm (Fig. 3) dans la ZAT [38].

III.4. PROCEDURE DES TRAITEMENTS THERMIQUES DE RELAXATION

Après le soudage, l'échantillon qui a le meilleur comportement mécanique et métallurgique subit un traitement thermique de relaxation, ce traitement s'effectue pendant 45min pour des températures: 550°C, 580°C, 620°C, 650°.

III.5. PREPARATION DES ECHANTILLONS

III.5.1. Découpage

La métallographie optique permet d'obtenir des microstructures des zones soudées, telles que la texture, la dimension des grains et les différentes phases présentes.

L'obtention des surfaces pour l'observation métallographique nécessite une suite d'opérations allant du prélèvement des échantillons jusqu'à l'attaque chimique.

Avant de passer à la procédure de soudage, il faut passer par l'étape de préparation des échantillons à souder.

Le découpage automatique des échantillons à étudier s'est effectué à l'aide d'une scie à rubans avec lubrification. On a découpé 4 échantillons de 80mm de longueur, 30mm de largeur et 4mm d'épaisseur pour chaque type d'acier (voir annexe).

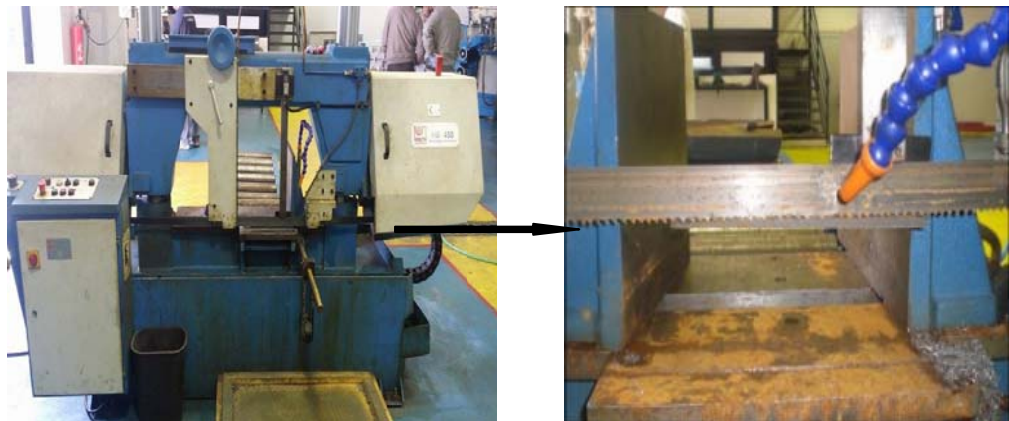


Figure III.2 : Découpage des échantillons



Figure III.4 : Outil de découpage utilisé

Pour faire la caractérisation après soudage, on a prélevé des échantillons à partir de chaque pièce soudée, en utilisant une tronçonneuse du modèle (Struers Discotom).

III.5.2. Rectification

Pour le soudage hétérogène, la rectification des épaisseurs (après découpe) a été faite à l'aide d'une fraiseuse semi-automatique, afin d'obtenir des pièces de même épaisseur de 3mm.



Figure III.3 : Fraiseuse utilisée pour le prélèvement des pièces découpées

III.5.3. Enrobage

Les échantillons sont souvent enrobés dans des cylindres en plastique pour faciliter leurs manipulations. Plusieurs résines sont disponibles pour cela, chacune avec ses avantages et ses inconvénients. Une résine phénolique simple est souvent employée quand la condition unique est de faciliter la manipulation.



Figure II.5 : Appareil de l'enrobage utilisé.

III.5.4. Polissage

Après l'enrobage nous passons les échantillons sur une polisseuse à papier abrasif. C'est une opération mécanique qui permet d'avoir des états de surface semblable à celui d'un miroir. Dans un premier temps, nous faisons un prépolissage qu'il s'effectue en plusieurs étapes avec des papiers à grains abrasif de plus en plus fins (180, 400, 600, 800, 1200 et 2400) qui tourne avec une vitesse de 150 tr/mn, cette opération se fait sous eau pour éviter l'échauffement de l'échantillon. Le polissage de finition est un polissage à grains d'alumine à une granulométrie de 0.5 μm , l'alumine soit répartie sur le papier feutre. Après chaque polissage les échantillons sont nettoyés de tout résidu à l'aide d'un solvant approprié tel que l'éthanol.



Figure III.6 : Polisseuse Struers.

L'examen métallographique a pour but la mise en évidence de la microstructure de l'échantillon. L'analyse micrographique se fait sur des surfaces polies attaquées chimiquement. L'obtention de ces surfaces nécessite une suite d'opérations allant du prélèvement des échantillons à l'attaque chimique. Dans ce qui, nous donnons le détail de chaque opération.

III.5.5. Attaque chimique

Les examens métallographiques nécessitent au préalable une attaque chimique appropriée à chaque nuance et à chaque matériaux d'apport utilisés ou procédés de soudage (HSLA et 304L), pour mettre en évidence les structures. Cette opération donne une différence de couleur entre les différentes phases, car elle est directement liée à la différence de vitesse de réaction des constituants.

Les deux réactifs chimiques utilisés pour notre acier (acier faiblement allié) est le Nital 4 % (4 ml d'acide nitrique et 100 ml d'éthanol) et le (acier austénitique) est le (10 ml d'acide nitrique et 30ml Hcl et 30 gr glycérol).

Les échantillons furent immergés durant 30 à 40 secondes, lavés à l'eau et séchés à l'aide d'un sèche-cheveux ordinaire.

Pour les observations, nous avons utilisés un microscope optique, de type "Leitz" (figure III.2) d'un grossissement allant jusqu'à 1000. Ce microscope est relié à l'ordinateur avec logiciel d'acquisition et de traitement d'image.

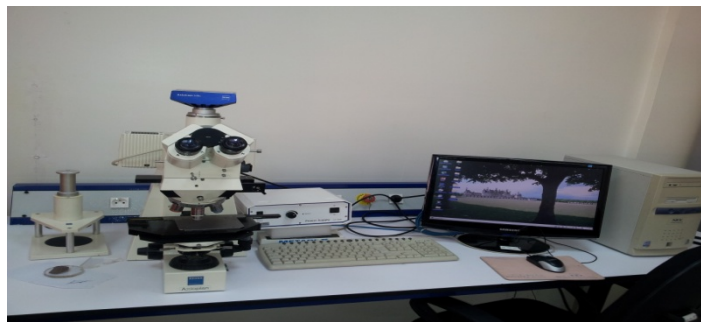


Figure III.7: Microscopie optique de type leitz

III.6. CARACTERISATION METALLOGRAPHIQUE

III.6.1. Microscopie optique

L'examen métallographique a été effectué au niveau du Centre de Recherche en Technologie et Industriel (CRTI).

L'appareillage utilisé pour l'acquisition des images est un microscope optique équipé d'une caméra numérique reliée à un micro-ordinateur, équipée d'un logiciel installé pour l'acquisition et le traitement des images.

Pour l'observation de l'évolution de la microstructure après chaque réparation dans la ZAT, la zone fondue (ZF), la zone de liaison (ZL) et le métal de base (MB), nous avons fait un balayage de ces zones à trois niveaux parallèles quidistants, en commençant par le plus faible grossissement, tel que 100X, suivi progressivement par de plus élevés pour évaluer les caractéristiques de base de la microstructure.

III.6.2. Microscopie électronique

La caractérisation par microscopie électronique a été réalisée à l'aide d'un microscope électronique à balayage de marque (ZEISS GEMINI SEN 300) (Figure III.9). Le microscope électronique à balayage et une analyse plus fine de la microstructure, qui permet de donner une analyse qualitative et quantitative grâce aux électrons rétrodiffusés, et d'observer des surfaces de rupture par des électrons secondaires (fractographie). C'est une technique basée sur le principe des interactions électrons matériel, elle est capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon.

En relation avec le mode de diffusion des électrons par l'échantillon, le MEB fournit des images de manière séquentielle en balayé par la surface du matériau par un faisceau d'électrons. L'impact d'un faisceau d'électrons sur la surface d'un échantillon généré par une émission d'électrons secondaires et rétrodiffusé. L'image électronique est obtenue selon l'intensité du courant électrique produit chaque point de surface. La topographie de l'échantillon est ainsi obtenue. La microscopie électronique performe actuellement la méthode la plus utilisée pour observer la morphologie et les microstructures des couches (en coupe et en travers, pour les rendre plus sensibles, ces observations ont été complétées par des informations complémentaires sur le mode de croissance des précipités qui peuvent se former.



Fig III.8 : Microscope Electronique à Balayage (MEB) utilisé

III.7. ESSAIS MECANIQUES

III.7.1. Profils de dureté/Microdureté Vickers

L'essai de microdureté/dureté des joints soudés est largement utilisé comme mesure rapide des propriétés mécaniques à travers les microstructures variables de la région soudée. Il permet de comparer la résistance des régions locales et différentes des microstructures, sachant que la résistance est corrélée avec la dureté. La dureté a été principalement liée à la résistance à la traction plutôt qu'à la limite d'élasticité ou à la ductilité.

Les échantillons utilisés pour la métallographie sont adéquats pour mesurer la micro dureté car celles-ci exigent une préparation de la surface de l'échantillon et principalement la micro dureté qui requiert des coupes bien polies pour prendre des valeurs de zones bien précises de la ZAT et connaître le début et la fin de chaque zone durant les traversées de micro dureté.

Les essais de micro dureté sont effectués au centre de recherche en technologies industrielles (CRTI) à moyen d'un microduromètre semi-automatique avec un pénétrateur.

Pyramide de diamant, placé entre deux lentilles de microscope. Le microduromètre est aussi équipé d'un afficheur des résultats d'essai avec la dureté équivalente. On a appliqué une charge de 300 grf pendant 20 secondes (HV 0.3/20) dans chaque point de mesure.



Figure III.9 : Micro uromètre semi-automatique

Afin d'évaluer le comportement mécanique des zones affectées thermiquement (ZAT), les plaques soudées ont été caractérisées par un profil de microdureté Vickers. Les profils dans ce cas concernent également le métal de base. Les échantillons prélevés pour ces analyses sont de 100 mm de longueur centrée autour de la ZAT.

L'appareil utilisé est un microduromètre de type « HWDM-1 » relié à un ordinateur avec un logiciel d'acquisition d'image "C.A.M.S".

Les conditions opératoires sont les suivantes :

- La surface à étudier doit être préparée (polissage et attaque chimique).
- La charge appliquée (200 gf) progressivement sans chocs, ni vibrations est maintenue à sa valeur finale pendant 20 secondes.
- En déplaçant la tête avec un pas de 0.5mm lorsque la pointe est située dans la zone affectée thermiquement (ZAT) et 1mm lorsqu'elle se déplace dans le métal de base de part et d'autre de la ZAT.

A noter que pour chaque échantillon trois profils de microdureté de largeur et de pas identique ont été réalisés.

III.7.2. Essai de traction

L'essai de traction constitue un des essais les plus utilisés pour la caractérisation mécanique des matériaux. Etant purement uniaxial, il permet de déterminer de nombreuses grandeurs normalisées, comme la contrainte à la rupture, la contrainte maximale, l'allongement à la rupture, etc. nécessaires dans les calculs de structure. Les essais de traction ont été réalisés au niveau du Laboratoire du centre de recherche en technologie industriel (CRTI) pour vérifier la fiabilité des soudures. Un montage approprié à la détermination de la loi de comportement en traction axiale nécessite des efforts (perpendiculaire à la soudure) et de mise au point des différents éléments composant ce montage (les mors, le réglage ...).

On dispose pour ces essais d'une machine de traction hydraulique de type « MAB » reliée à un logiciel approprié « MERLIN INSTRO ».

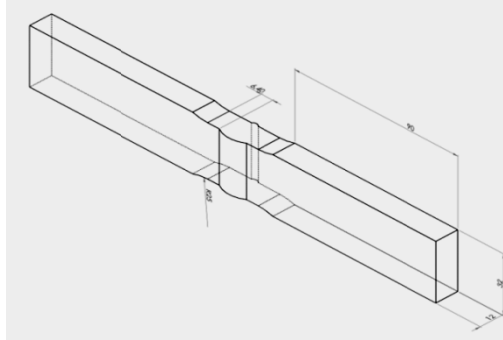


Figure III. 10 : Éprouvettes des essais de traction [36]

III.7.3. Essai de résilience

L'essai qui demeure le plus utilisé pour évaluer la sensibilité à la rupture fragile au niveau des joints soudés est l'essai de résilience. Il présente l'avantage d'être très simple et qui portant sur des éprouvettes un entaille de petites dimensions (figure III.5) offre la moyenne d'une détermination localisée et permet donc d'effectuer des comparaisons en fonction de la position de l'entaille au sein de la soudure essayée [38].

Les échantillons sont des barreaux à section carrée de 10 mm de côté et de 55 mm de long. L'entaille ayant la forme d'un V à 45°, rayon à fond d'entaille 0,25 mm, profondeur 2 mm, figure. Pour chaque réparation on prélève quatre éprouvettes de résiliences, deux entre eux sont entaillées au centre du métal fondu, et les autres sont entaillées dans la zone à gros grains (CGHAZ) de la ZAT.

Les essais de résilience ont été effectués au niveau du laboratoire du centre de recherche en technologie industriel (CRTI).

L'essai est réalisé par la chute d'un mouton-pendule qui percute l'éprouvette fixée sur deux appuis distants de 40 mm et le couteau du mouton-pendule vient frapper le côté opposé à l'entaille, dans la section médiane. Le centre dispose d'un appareil de modèle HOYTOM 750J/D2M qui peut mesurer des énergies d'impact allant jusqu'à 750J, avec une vitesse d'impact de 5.4 m/s. L'énergie consommée par la rupture de l'éprouvette se déduit de la lecture des angles de chute et de remontée du pendule. Elle est rapportée à la section à fond d'entaille pour calculer la résilience [38].

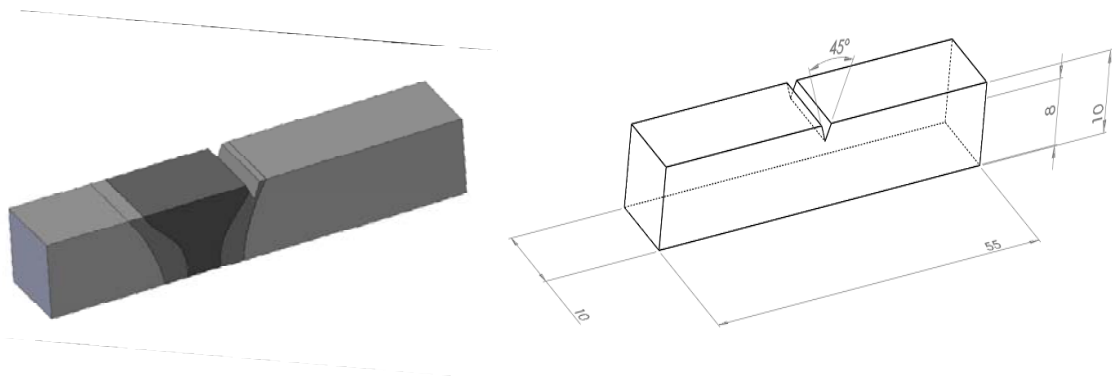


Figure.III.11. Éprouvette avec entaille [38]

L'essai de résilience, effectué sur un appareil appelé mouton pendule ou mouton de Charpy (Figure.III.12), mesure l'énergie consommée lors de la rupture forcée d'une éprouvette avec entaille (Figure III.5). Ceci se fait typiquement en mesurant la perte d'énergie d'un pendule qui est lâché en chute libre et qui casse éprouvette et suivre son chemin, cette perte d'énergie s'appelle « résilience » d'un matériau.

Pour les échantillons soudés par TIG

Elle est définie par :

$$\text{Résilience} = \frac{\text{Energie absorbée par la rupture [Joule]}}{\text{Section au droit de l'entaille [cm}^2\text{]}}$$

La machine d'essai est un mouton pendule de type 'PSW', il sert à conduire des essais de résilience par choc selon CHARPY (Figure.III.6).

Le mouton pendule à une puissance de travail égale à 300 joules avec un angle de levage max (α angle de frappe) égale à 160° , il pèse 20,394 Kg, la longueur du bras de $L= 770\text{mm}$. Le mouton pendule se compose de la cabote en fonte, de roulement à friction réduite pour le pendule et du bras de levage avec déclenchement de sécurité (manœuvré à l'aide des deux mains).

Après rupture de l'éprouvette, le mouton pendule qui n'est pas encore stabilisé est arrêté à l'aide du frein électromagnétique en actionnant le bouton poussoir. L'énergie dépensée pour rompre une éprouvette est donnée par la formule [14] :

$$W=M.g.L.(\cos\alpha -\cos\beta) \quad [J]$$

$$KCV= W/S \quad [J/cm^2]$$

Cette énergie dans notre machine est donnée directement sur un écran gradué.



Figure III.12 : Mouton pendule ou mouton de Charpy

III.7. CARACTERISATION MAGNETIQUE

Cet appareil (figure III.18) permet d'analyser les cycles d'hystérésis d'un matériau. L'aimantation (M) du matériau est exprimée en fonction du champ. Les expériences sont faites à température ambiante 25°C.



Figure III.18 : L'appareil des essais magnétiques utilisés (Modèle MICROSENSE)

Les mesures sont effectuées selon les normes IEC 60404 - 5, ASTM A773, NF EN 10330.

Les options de cet appareil permettent de :

- Description de Cycle d'Hystérésis B-H avec mesure champ magnétique coercitif ;
- Déduire l'induction magnétique résiduelle B_r ;
- Dessiner la cartographie du champ magnétique en surface B (homogénéité) pour aimant ;
- Balayage des températures de 250°C jusqu'à -40°C ;
- Faire des analyses par des différents rotors / vecteurs et angles d'aimantation.

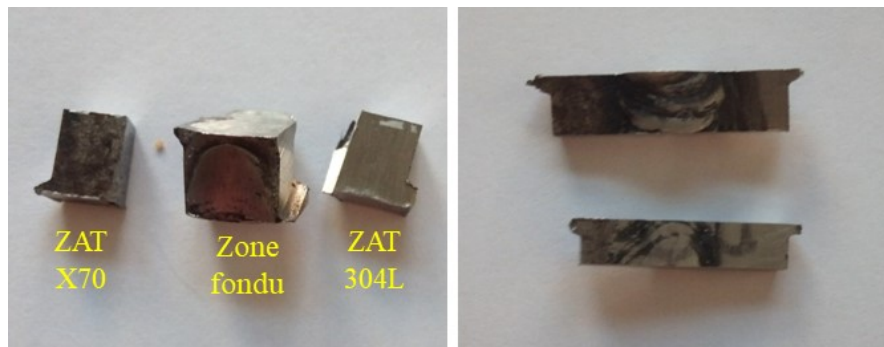


Figure III.19 : Découpage d'échantillons de magnétique utilisés

III.8. CONCLUSION

On a entamé dans ce chapitre la description du dispositif expérimental de soudage et les différentes tests expérimentales (conditions expérimentales, plaquettes à souder, préparation des surfaces) et les différentes techniques de caractérisations employées au cours de cette étude.

Le dernier chapitre est consacré à présenter les différents résultats obtenus dans cette étude.

CHAPITRE IV : SOUDABILITE ET TRAITEMENT

IV.1. INTRODUCTION & PROBLEMATIQUE

Les recherches sur le soudage multipasse des aciers HSLA-X70 a montré qu'il s'agit des évolutions microstructurales très importantes tout au long de la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone de fusion (ZF). ces évolution provoquent un impact direct sur les propriétés mécaniques des soudures qui sont fortement lié aux caractéristiques de la ZAT [39, 40].

Lors du soudage à l'arc, les aciers HSLA-70 sont soumis aux cycles thermiques très importants ce qui résulte des transformations microstructurales très complexes. Dans la ZAT, la microstructure a subisse à la fois des cycles thermiques très rapides de chauffage et de refroidissement, ce qui entraînent des contraintes résiduelles et des composés résiduels d'austénite-martensite qui provoquent une dégradation du comportement mécanique [41]. En outre, la diversité métallurgique de la soudure donne lieu à un comportement mécanique très différencié entre les différentes zones de la soudure. Ainsi, les propriétés métallurgiques de joint soudure en acier X70 sont généralement affectées par des précipitations, nouvelles phases et des composés austénite-martensite lors de soudage [42].

l'un des proposition pour pour améliorer le comportement mécanique des aciers HSLA-X70 est de jouer sur les éléments d'alliage. Cette démarche a été entamé par quelque études depuis les années quatre vingt, elles ont basé sur l'ajout des éléments chimiques pour améliorer les caractéristiques métallurgiques et les propriétés mécaniques des aciers HSLA-X70. Même aujourd'hui, ces éléments restent toujours un facteur principal qui va influencer sur les phénomènes de précipitations dans les soudures, notamment dans la ZAT.

Deux types de précipitation se trouvent dans les aciers HSLA-X70, ils sont la précipitation des phases durcissantes comme les composé M-A, et la précipitation des carbures métallique comme TiN et V (C, N) [43-45]. Ces précipitations peuvent être trouvées aussi bien dans la microstructure que dans les phases métallique comme la perlite, la bainite, la martensite et la ferrite. La fraction

volumique et la taille de la précipitation sont fréquemment en fonction des paramètres de soudage et les pourcentages des éléments d'addition comme N, V et Ti [46-49]. D'autre part, on peut également jouer sur les paramètres de soudage pour évaluer certaines caractéristiques de ZAT comme la taille des grains ferritiques et la nature des précipitations métalliques [50]. Ainsi, on peut optimiser l'influence des éléments d'addition sur la fissuration dans la ZAT par l'addition de certains éléments comme le Ti, Nb qui améliorent le comportement à la fissuration des soudures [51]. Ces éléments on pourrait donc les introduit dans notre étude pour améliorer la soudabilité des aciers HSLA X70.

L'objectif principal de ce travail est d'étudier l'effet de teneur en carbone et des éléments d'alliage sur la soudabilité des aciers de pipeline micro-alliés à faible teneur en carbone X70. Il vise à évaluer le comportement de quatre aciers pour pipeline HSLA X70 utilisés dans des projets de gazoduc en Algérie. Ce projet de thèse, permettra d'évaluer de soudabilité des nuances en acier X70 à haute limite d'élasticité, et donc répondre aux exigences de réduction des coûts d'exploitation d'hydrocarbures dans l'industrie pétrolière en Algérie. Ensuite, on choisit la meilleure nuance X70 pour l'utiliser pour optimiser des paramètres de traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles et pour identifier les paramètres optimale pour obtenir des bonnes soudures hétérogènes en acier X70.

IV.2. EFFET DE C% ET DES ELEMENTS D'ADDITION

IV.2.1. Comportement Métallurgique

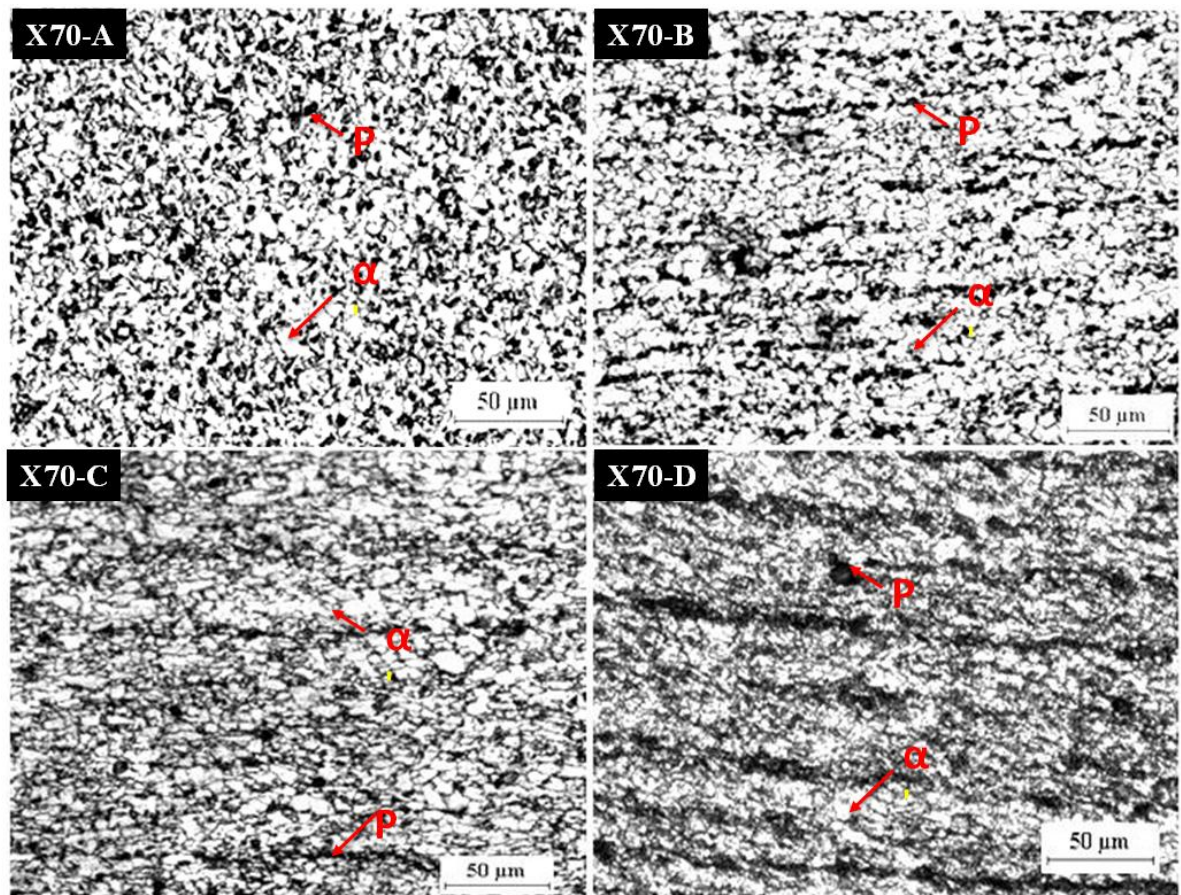


Figure IV. 1 : Microstructures des matériaux de base X70

Figures. IV. 1 présente les microstructures des matériaux de base de X70-A, X70-B, X70-C et X70-D, respectivement. La microstructure X70-A est composée de ferrite aciculaire de perlite, cette microstructure est obtenue par refroidissement accéléré après laminage à chaud d'austénite non recristallisée. À l'état brut, la microstructure de X70-B est formée de ferrite (F) et de perlite (P) disposées en rangées (visibles au grossissement inférieur). La microstructure de l'acier X70-C consiste en une alternance de rangées ferritiques et de perlite formées par ségrégation pendant la phase de solidification à l'état brut. La microstructure de l'acier X70-D est formée de grains de ferrite (F) (ferrite polygonale et un peu de ferrite aciculaire) et de rangées de perlite (P) disposées de manière sensiblement régulière et volumineuse par rapport les aciers précédents.

Lors de soudage (Tableau), la zone ZAT-A, ZAT-B, ZAT-C ZAT-D sont subit une température beaucoup plus élevée par rapport le métal de base sous l'effet des cycles thermique de soudage (Fig. 2.). Lors de ce chauffage à haute température (≤ 900 ° C), les précipite des éléments microalliés (comme Nb (C, N)) qui affine les grains d'austénite [42] vont se former.

ZAT-A composé principalement d'une microstructure bainitique granulaire avec des faibles fractions de ferrite aciculaire et ferrite polygonale (Fig. IV.2 (a)). Dans la ZAT-B (Figure IV.2 (b)), le grossissement du grain de ferrite est limité en dû au teneur élevé de Nb par rapport les autre nuance (voir Tableau.III. 1)). Par conséquent, la formation des grosses quantités de précipités de Nb (C, N) dans la matrice ferritique empêchent le grossissement du grain d'austénite [54]. Le taux de grossissement le plus élevé du grain de ferrite est observé dans la ZAT de X70-D (figure 1 (d)).

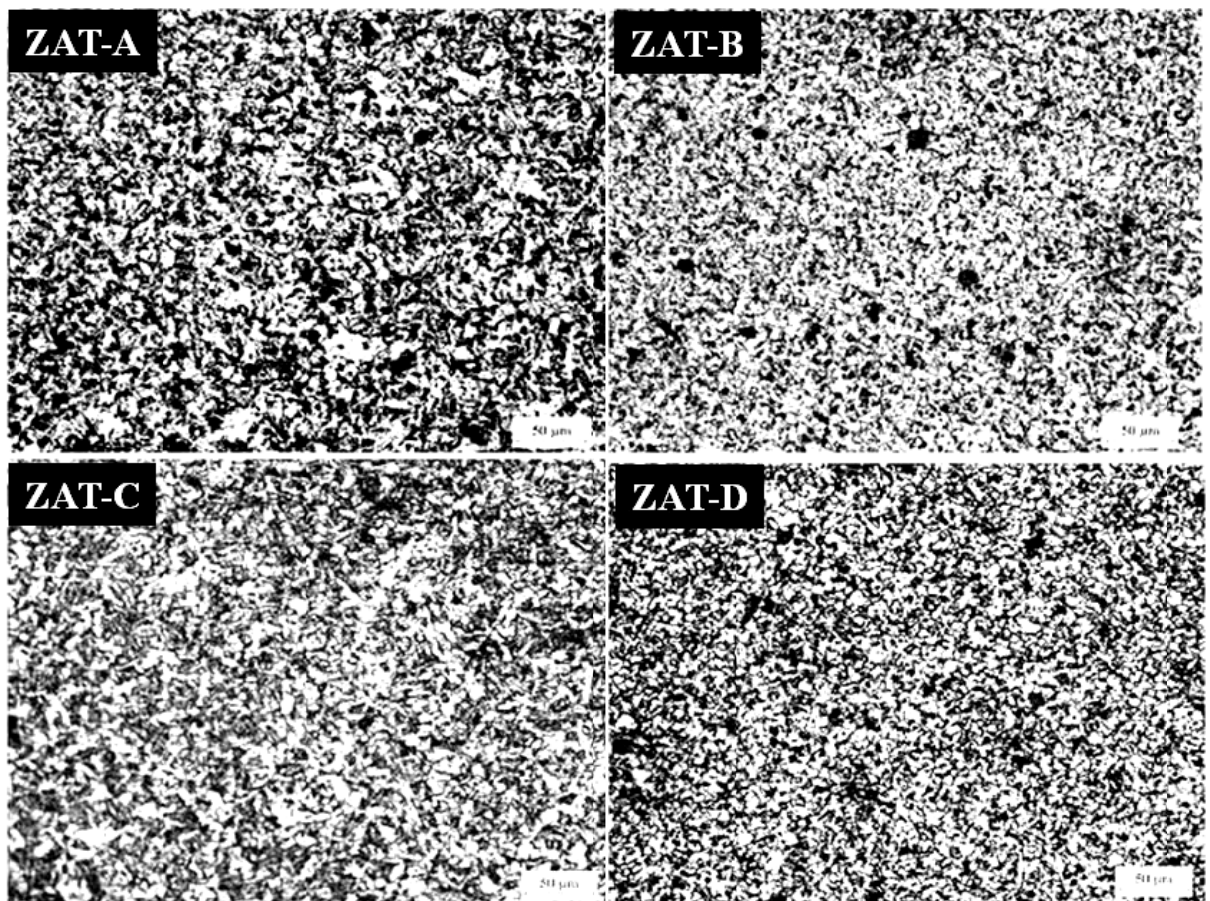


Figure IV.2 : Microstructures de ZAT des quatre nuances X70

La zone de fusion (ZF) est totalement tempérée avec un taux de martensite plus élevé. Cette zone est obtenue par refroidissement rapide de la fonte du métal d'apport, on peut voir ici des lamelles orientées vers la direction de solidification. La coulée continue de la zone de fusion a fournis des structures fines avec des zones brutes de solidification telles que: ferrite proeutectoïde, ferrite aciculaire et martensite lamellaire, et bainite granulaire (Figure IV.3).

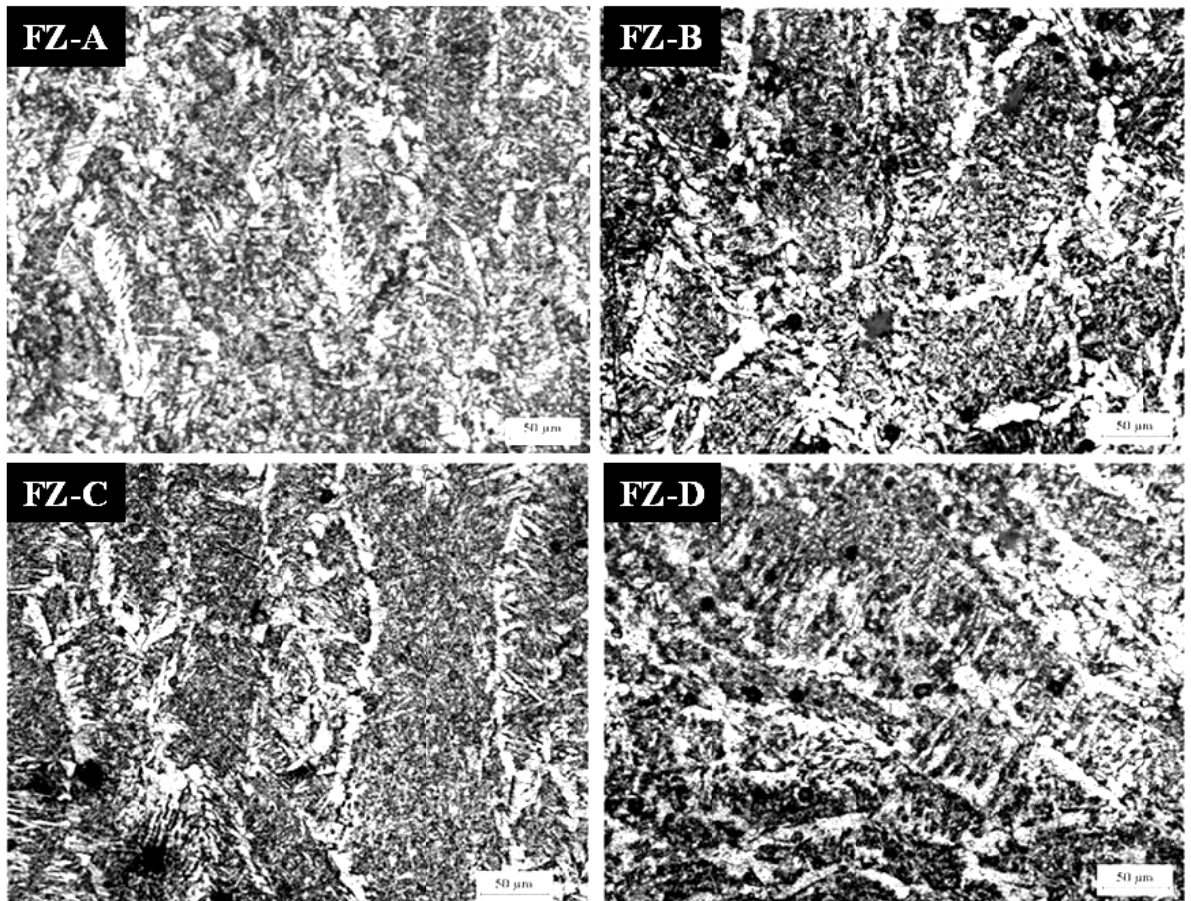


Figure IV. 3 : Microstructures de FZ des quatre nuances X70

IV.3.2. Comportement mécanique

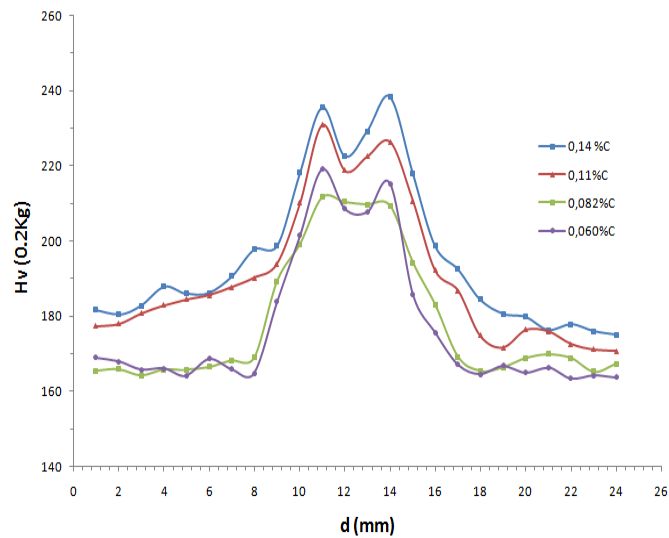


Figure IV.4 : La dureté des joints soudés des quatre nuances X70

La figure IV4 montre la variation de la dureté Vickers mesurée à travers les trois zones de joints soudés (MB, ZAT, ZF) en fonction de la teneur en carbone des aciers HSLA-X70. La dureté de la zone de fusion (ZF) est inférieure à celle de la zone affectée thermiquement (HAZ-FZ). Cette augmentation de dureté de HAZ est due par deux facteurs: la formation des phases dures provoqués par la cinétique de refroidissement aux cours de soudage ; comme la bainite, et la composé MA, le deuxième est l'existence de contrainte résiduelle très élevés. Remarquant que dans la ZAT-B, l'existence des teneur élevés d'éléments microalliés empêche la précipitation de carbures au niveau du joint de grain en formant une précipitation finement dispersée soluble dans les phases ferritiques. Ces micro-alliages permettent l'agrandissement de la taille du grain ferritique. Ainsi, ZAT-B contient peu de composés MA qui est sensibles à la teneur en carbone [55-58].

On observe des pics de la dureté sur lignes de fusion (entre des zones affectées thermiquement (ZAT) et FZ). Ces valeurs de dureté plus élevées dans la ligne de fusion sont liées à une grande quantité de précipitation de carbure et à la présence de la martensite dans cette zone.

La résistance maximale à la traction et les déformations des éprouvettes X70-A, X70-B, X70-C et X70-D sont mentionnées dans le tableau 4. Les

propriétés de résistance à la traction changent de manière significative, ce qui peut être attribué les caractéristiques microstructurale de ZF, HAZ et MB. (Tableau IV1).

Tableau.IV.1. Caractéristiques de traction

Propreté mécanique	X70 -A	X70-B	X70-C	X70-D
Rm (MPa)	412.3	438.5	453.08	465.21
ϵ_p (%)	2.77	2.24	2.1	1.17
ϵ_r (%)	8.66	9,26	7.96	6.36

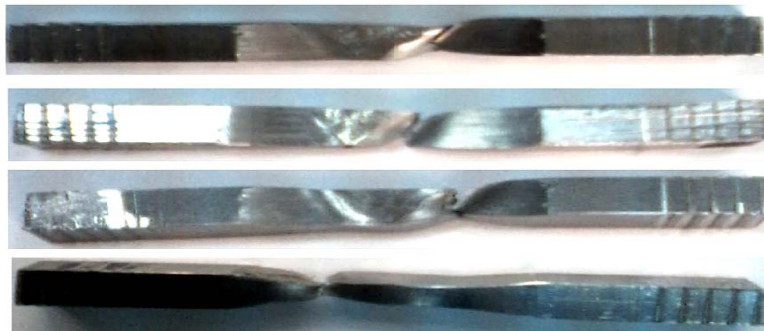


Figure IV.5 : Échantillons fracturés

La variation de la résistance à la traction et les déformations ϵ_p , ϵ_r en fonction de la teneur en carbone, est présentée dans la figure. En déduit que le carbone ayant une grande influence sur les propriétés de traction des soudures. L'influence des éléments micro-alliés manifeste progressivement avec la diminution de teneur en Carbone, où la ZAT est le siège de ces effets des éléments microalliés, principalement le niobium (Tableau 1). On note que la déformation à la rupture diminue avec la diminution de la teneur en niobium.

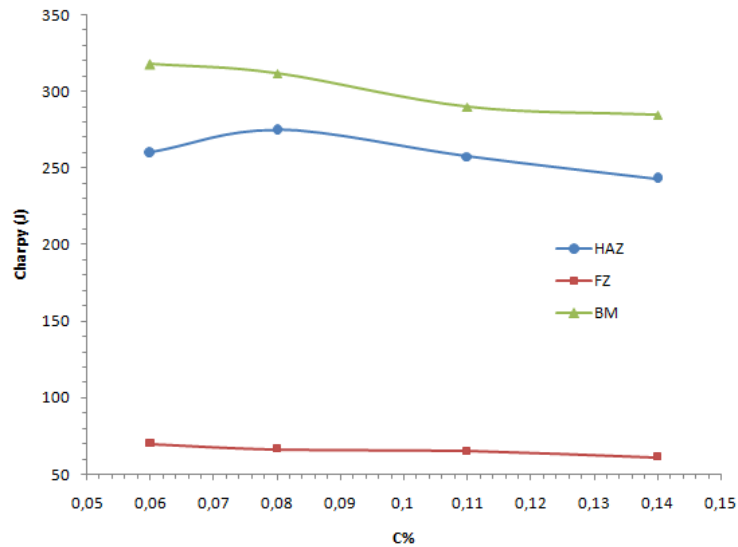


Figure IV.6 : Evolution de résilience des différentes zones de soudure

On observe que les matériaux de base absorbent une grande énergie avant rupture par rapport à les autres zones de soudure. une la haute énergie à été trouvée en X70-A, cela s'explique par sa microstructure constituée de ferrite aciculaire très résilient par rapport les autres microstructures des matériaux de base.

- Les faibles valeurs d'énergie absorbée par le métal de fusion peuvent être liées à sa microstructure qui contient une surface brute de solidification et la phase dure. Cette microstructure offre une faible résistance à la propagation des fissures. Parmi les différentes zone affecté termiquement, La ZAT du X70-B présente une excellente résilience qui caractérise par sa microstructure (ferrite polygnal+perlite) et ses teneurs en C et Nb. La réduction de l'énergie de rupture absorbée par la zone affectée par la chaleur par rapport à celle du métal de base peut être connectée:
- La formation de ferrite polygonale moins résistante à la propagation de fissure que la ferrite aciculaire.
- L'existence du grain grossier fragile qui offre une faible résistance due au grossissement du grain.
- La présence de phases fragiles, la faible résistance à la propagation des fissures sous forme de bainite, composé de martensite-austénite dure (M-A), les îlots de perlite.

IV.3.2. Evolution Fractographique

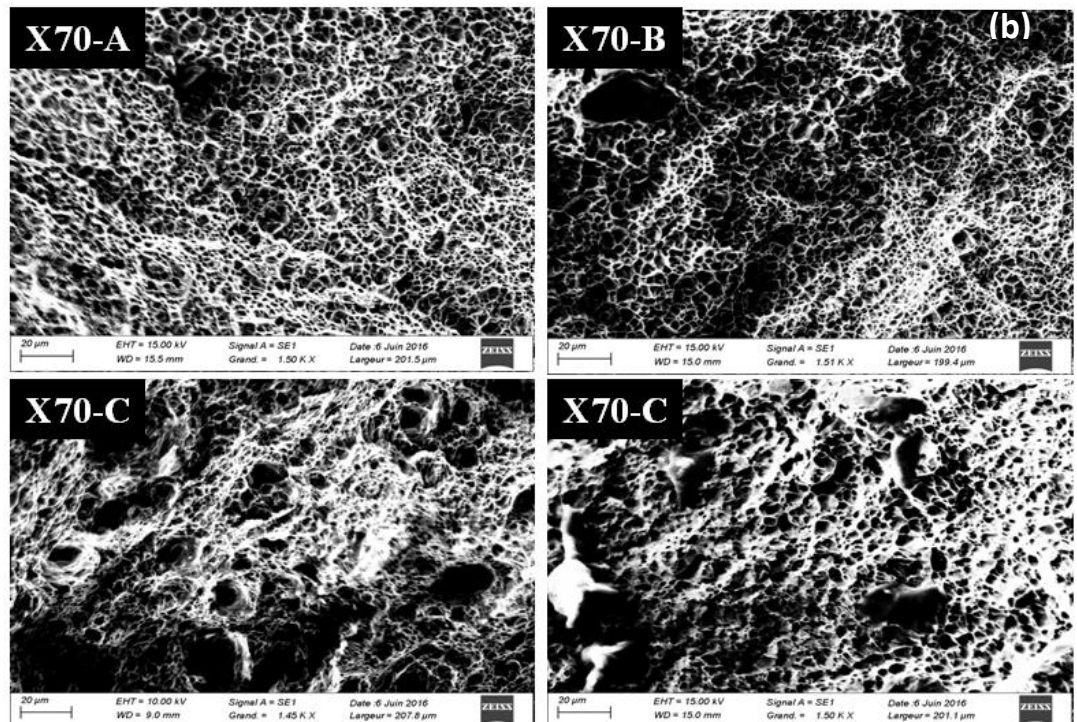


Figure IV.7 : Image des fractures MB des éprouvettes de traction

La rupture des aciers X70 présente des caractéristiques de déformation plastique. Il existe des cupules sphériques isolées ou des zones avec des puits minces sur toute la surface de fractures. La quantité de cupules et des pores de déformation plastique augmentent avec la diminution de teneur en carbone (Figure IV.7). X70-A a une meilleure soudabilité et résistance à la rupture fragile et aux déformations dans la zone de striction supérieure qui persiste avec d'autres atomes interstitiels pour former des bandes de glissement "de Piobert Lüders" posées le long de coins de dislocations.

En remarque que l'X70-B possède une meilleur résistance à la rupture fragile, cela dépend de son teneur énorme de Niobium et sa déformation élevé dans la zone de striction. la fractographie des quartes nuance présente une rupture ductile qui persiste avec d'autres sites interstitiels pour former des bandes de glissement "de Piobert Lüders" posées le long des dislocations, Ces dernières ont

été fortement observé dans les aciers X70-D et X70-C, où l'on constate une vitesse de déformation élevée des grains.

IV.3. EFFET DES TRAITEMENTS DE RELAXATION PWHT

Lors du soudage à l'arc, les aciers HSLA-X70 sont soumis à des cycles thermiques qui induisent un niveau important de contraintes résiduelles (CRs) qui doivent être relaxer afin d'éviter toute rupture brutale. Des travaux ont rapporté que le CR induit par les cycles thermiques de soudage dans les aciers HSLA pourrait atteindre des niveaux critiques conduisant à une dégradation du joint de soudure [60-61]. Par conséquent, le niveau CRs subit par soudage est un facteur important dans la détermination de la fiabilité du joint de soudure. Le CR dans les soudures en acier HSLA est évalué et prévu à l'aide de modèles mathématiques, méthodes numériques et de techniques non destructives [61-62]. Houman et al. [60] ont étudié l'influence du procédé de soudage sur l'acier HSLA-X70 en CR, ils ont constaté que la zone affectée thermiquement (HAZ) présente un niveau de CR élevé lors du processus de soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW) par rapport le matériau de base et la zone de fusion. Ishigami et al. [63] ont décrit la répartition du CR dans les différentes régions d'un joint soudé en acier HSLA-X70. Pour abaisser les niveaux de CR dans les soudures HSLA, un traitement thermique adéquat après le soudage est favorable pour obtenir un compromis entre microstructure et comportement mécanique [64]. En pratique, les joints en acier HSLA sont généralement soumis à un traitement thermique post-soudage (PWHT) [65-66]. Le choix de la température appropriée dépend des paramètres de soudage, ainsi que des matériaux de base et de métaux d'apport [67]. Cependant, la PWHT nécessite une température élevée pendant plusieurs heures, ce qui affecte négativement la ZAT et entraîne une perte de performance de soudure. La relaxation du joint de soudure peut être détectée par des variations de ses propriétés mécaniques et de caractéristiques magnétiques suivies par l'évolution microstructurale [68]. Dans les aciers HSLA, les morphologies de la phase ferritique a fait l'objet d'une grande attention en raison de son effet sur les propriétés mécaniques. Il a été rapporté que les basses températures de recuit augmentent la fraction de ferrite et améliorent la ductilité [69]. De plus, il a été observé que les microstructures en acier HSLA pouvaient subir des phénomènes

de durcissement par précipitation en phase ferrite lors de traitements de recuit entre 760 et 800 ° C [69-71].

Le PWHT des soudures en acier HSLA réduit le niveau de CR et améliore les performances en fatigue des joints soudés [60, 71]. La littérature montre que le PWHT donne des propriétés mécaniques satisfaisantes, même si aucun changement microstructural n'est observé à travers le joint de soudure [60, 66, 72, 73]. la modification des propriétés magnétiques a été couramment utilisée pour caractériser la déformation plastique des matériaux, les traitements de recuit dans les aciers HSLA, la morphologie et les transformations de phase dans les aciers [74-79]. Au cours des traitements de recuit, le comportement magnétique des aciers HSLA pourrait être examiné à travers leur évolution microstructurale. Cela a été prouvé par les travaux de Mohapatra et al. [70]. ils ont rapporté que le changement de fraction volumique de la martensite régissait le changement de coercivité (Hc). Ul'yanov et Chulkina [71] ont rapporté que la force coercitive (Hc) de la perlite est fortement liée à sa microstructure. De plus, ils ont constaté que le recuit à 500 °C augmente le Hc de la cémentite. Il a également confirmé que, dans les aciers au carbone, l'augmentation du temps de recuit de 120 à 300 min entraîne une augmentation du Hc et une diminution de la perméabilité magnétique Ms [77]. Byeon et Kwun ont conclu que la coercivité Hc et la rémanence M. décrivent linéairement avec l'augmentation de la phase perlitique [78-79].

La littérature donne de nombreux travaux traitant du PWHT en acier HSLA X70 réalisé à une température inférieure à 600° C. Cependant, peu d'informations sont disponibles concernant le température au-dessus de 600° C. Ainsi, ce travail traite l'effet des PWHT conduits à des températures variant de 550 ° C à 710 ° C sur la microstructure et le comportement mécanique des soudures X70. En plus de l'examen microstructural, un examen mécanique détaillé a été réalisé pour révéler l'effet du traitement de relaxation sur les propriétés du joint de soudure. Des essais magnétiques pour essais non destructifs ont été effectués et les résultats ont été corrélés aux propriétés mécaniques des joints de soudure.

IV.3.1. Comportement Métallurgique

L'évolution de la microstructural le joint soudé après la procédé de soudage, est illustrée à la Fig.IV.8. La micrographie de métal de base X70 (FigureIV.8 a)

comprend une matrice de ferrite (F) et de la perlite, ce dernier est composé d'une ferrite secondaire et de carbures métalliques (MxC) superposé avec les grains ferritiques. L'étude du joint de soudure X70 a montré des modifications microstructurales très importantes dans les zones FZ et HAZ par rapport au BM (Fig. IV.8 (a-c)). Pendant le soudage à l'arc, le matériau de base a été soumis à une série de cycles thermiques qui reflètent des transformations microstructurales complexes à travers le joint de soudure. L'analyse microstructurale de la ZAT (Fig. 1b) a révélé la présence de deux régions: la zone affectée thermiquement par les grains grossiers (CGHAZ) et la zone affectée par la chaleur des grains fins (FGHAZ). La CGHAZ, qui a subi des transformations métallurgiques due aux cycles thermiques élevés; elle est composée de grains grossiers de ferrite, de perlite et d'une faible teneur en phases martensite-austénite. Le FGHAZ, proche du BM, présente une augmentation de la taille du grain ferritique par rapport au matériau de base et se caractérise par une microstructure ferrito-perlitique.

En raison des cycles thermiques de soudage qui dépassent la ligne Ac3, la ZAT (proche de la ligne de fusion) a subi principalement une transformation austénitique. Cette région a subi une succession de cycles thermiques générés par le soudage multipass. Ces cycles thermiques ont créé des zones fragiles dans les parties HAZ telles que le composé intermétallique martensite-austénitique (MA).

La ZF était partiellement trempée et contient un taux élevé de martensite et d'austénite résiduelle (Fig. IV.8c). Cette zone contient une proportion de ferrite aciculaire et une partie de ferrite pro-eutectique avec une petite portion de perlite.

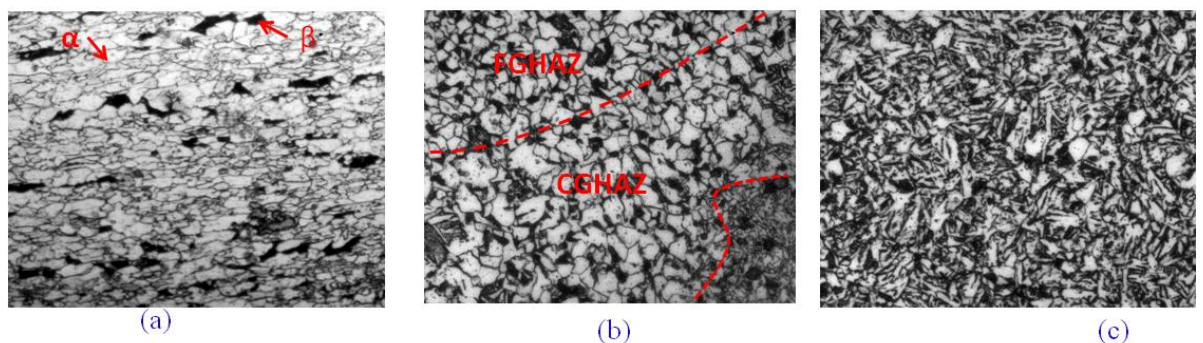


Figure IV.8 : Évolution microstructural dans les joints de soudure, a)MB, b) ZAT, ZF, c) Zone de fusion, FZ.

La Figure IV.9 montre les microstructures des BM, HAZ et FZ après le traitement thermique de recuit. Le domaine des températures de recuit inférieures à 650 ° C n'a entraîné aucune modification visible dans la microstructure. Cependant, le recuit à 680 ° C a entraîné une légère croissance des grains de la ferrite (α), cette croissance se développe avec l'augmentation du traitement de recuit jusqu'à 710 ° C (Fig. IV.9 (a, b)). Dans la ZAT, l'évolution de la microstructure avec traitement de recuit est plus claire. En effet, une augmentation de la taille des grains de ferrite et une précipitation du carbure métallique aux limites des grains de ferrite sont observées à la Fig. IV.9 (c, d). Cela mentionne le début d'une transformation austénitique qui pourrait être liée à la transformation $\gamma \rightarrow \alpha + \text{MxC}$ lors du recuit. En dessous de 710 ° C, la transformation austénitique AC1 n'a pas encore eu lieu. La phase mère de la ferrite et la phase secondaire de la ferrite ont des compositions chimiques similaires. Dans cette transformation sans diffusion, les interfaces (entre le carbure et la phase ferrite) peuvent migrer par certains mouvements de dislocations. Un changement de structure des cristaux pourrait se produire en coordonnant le mouvement des atomes, ce qui se traduirait par un grossissement des grains ferritiques et une nouvelle redistribution de la cémentite [81]. Les éléments d'alliage jouent un rôle important dans le début d'austénitisation. Ils peuvent ralentir ou accélérer la croissance des grains de ferrite, principalement en fonction de leur vitesse de diffusion [82]. De plus, les éléments d'alliage pourraient affecter le début et la fin Ac1 de la transformation de la perlite à l'austénite et affecter aussi l'Ac3 de la transformation de ferrite à l'austénite [82]. La formule empirique d'Andrews [82] peut être utilisée pour estimer la température de transformation en fonction de la composition chimique des aciers faiblement alliés. Cette formule est valable pour les aciers à faible teneur en carbone.

En plus de la taille des grains ferritiques, le processus de recuit augmente la distance entre les particules de cémentite, lesquelles forment ensuite les premiers grains austénitiques [26], tandis que la température de recuit et le processus de refroidissement empêchent la création de grains austénitiques.

L'évaluation de la fraction de phase ferrite après refroidissement a montré que la taille des grains de ferritique augmentait rapidement lorsque la température de recuit atteignait 680 ° C (Fig. IV.9 (c-d) et Fig. IV.10). On peut voir que les

éléments d'alliage dans le matériau de base peuvent conduire à un grossissement des grains de ferrite et du précipité de carbure [80, 83]. Dans l'étape de chauffage du recuit, les phases ferritiques du BM est proches de l'équilibre thermodynamique et commencent à se regrouper pour former les premiers germes de l'austénite. Au cours de la seconde étape (refroidissement lent), la phase ferritique grossière s'était séparée de la cémentite au moment du reformage de la perlite, mais les quantités de grain de ferrite grossière ont diminué. Enfin, la microstructure globale est dominée par les constituants de la perlite et de la ferrite à gros grain ferritique.

En conséquence, la taille moyenne de la ferrite est devenue supérieure à celle obtenue après un recuit sous 650°C, en grande partie attribuable à la cinétique du refroidissement et de la précipitation en phase ferritique. Ceci génère une microstructure composée d'un mélange de particules grossières de fer et les îles reformées en perlite [84].

En général, la ZAT avait la même microstructure que la BM lorsqu'elle était recuite de manière adéquate. La croissance des grains de ferrite dans la ZAT se produit à une température supérieure à 650 ° C et une vitesse de dissolution plus élevée de la cémentite dans la ferrite se produit à 710 ° C par rapport à la BM. La FZ est composée principalement de lattes de martensite et de résidus d'austénite et de carbures non dissous dans la solution de traitement thermique. À une température de recuit supérieure, la phase martensitique pauvre en carbone favorise la précipitation des carbures (Fig. IV.9 (e, f)).

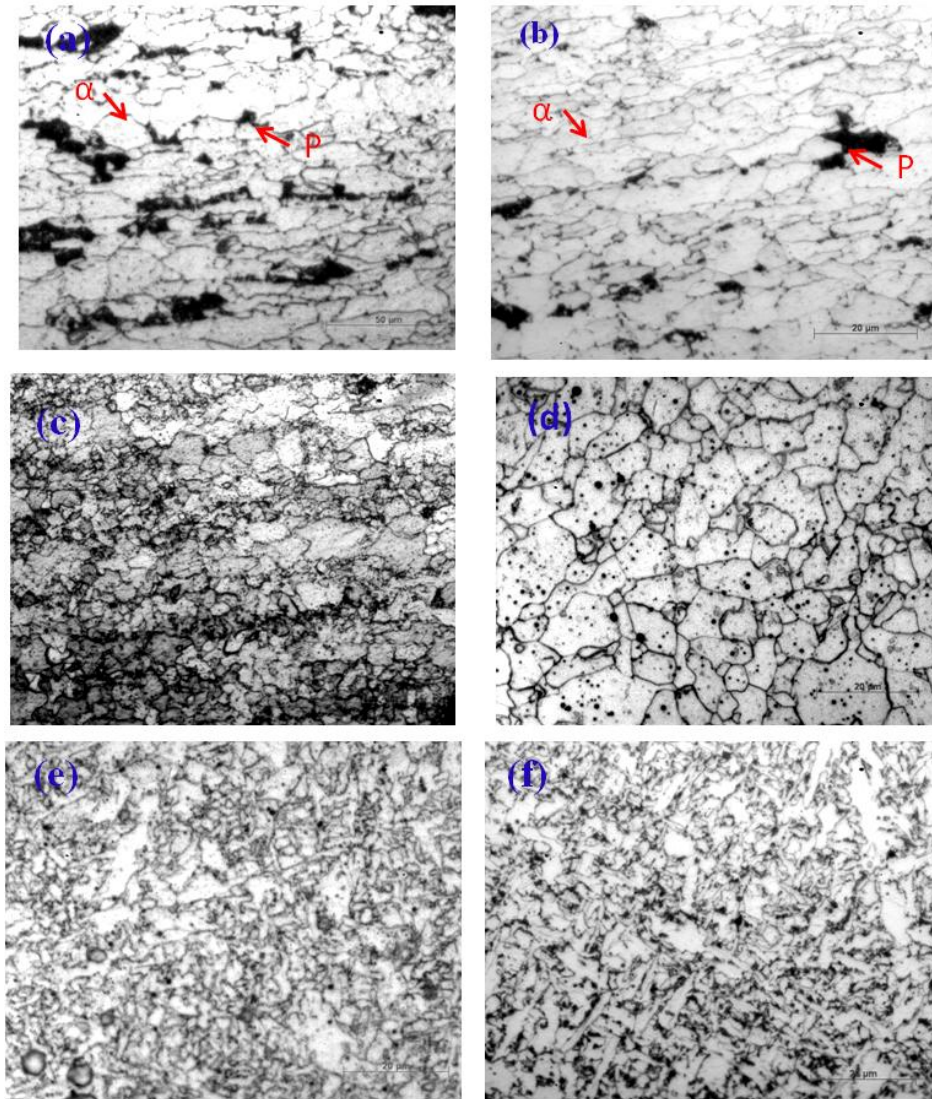


Figure IV.9 : Evolution de la microstructure lors des traitements de recuit ;
 (a) BM à 680 °C, (b) BM à 710 °C, (c) HAZ à 680 °C, (d) HAZ à 710 °C (e) FZ
 à 680 °C, (f) FZ à 710. °C

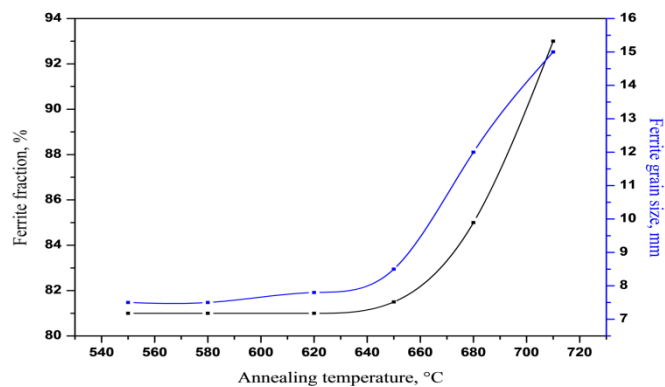


Figure IV.10 : Evolution de la fraction volumique de ferrite et de la taille des grains de ferrite dans HAZ en fonction de la température de recuit

IV.3.2. Comportement mécanique

Les profils de dureté pour les différents traitements de recuit sont illustrés dans la Figure VI.11. On a observé que le processus de soudage a augmenté la dureté dans les lignes de fusion et dans la ZAT. Les valeurs élevées de dureté dans la ligne de fusion entre HAZ et FZ, sont dues à sa fraction de composé martensite- bainitique plus élevée et à sa grande quantité de carbures.

Il est constaté que la déformation plastique locale associée au procédé de soudage était accompagnée d'une croissance de grains de ferrite (HAZ) [70-85] entraînant une augmentation de la dureté de la HAZ par rapport à la FZ et au matériau de base (Fig VI.12).

Le recuit à différentes températures a entraîné des évolutions des propriétés de traction, montrées sur la figure 5a.

Pour des températures de recuit inférieures à 580° C, les valeurs de Rm sont similaires à celles des échantillons non traités. Au-dessous de 650° C, on a observé une diminution de Rm. ceci est dû aux phénomènes de relaxation sous l'effet de la température qui rendent la structure plus adouci, moins résistante et plus tenace. Cependant, une légère augmentation des valeurs de Rm au-dessus de la température de recuit de 650° C est due à la nouvelle répartition de la cémentite dans la microstructure (Fig VI.12).

En dessous de la température de recuit 620, on constate également que la déformation (ϵ %) est inversement proportionnelle à la température de recuit en raison de deux facteurs: la taille de grains de ferrite fixe ou légèrement grossi et l'état de relaxation obtenu après traitement de recuit. Cependant, les températures de recuit supérieures à 650 ° C entraînent une diminution de la déformation due au grossissement des grains, le nouvel état de relaxation et de la nouvelle microstructure obtenu.

L'évolution de l'énergie de Charpy avec la température de recuit est donnée dans la figure IV.13. On peut remarquer que le traitement de recuit améliore l'énergie des Charpy du joint de soudure par rapport à l'état tel que soudé.

On peut remarquer que les traitements de recuit amélioraient l'énergie de la ZAT et de la ZF. De plus, les valeurs optimales de l'énergie Charpy pour les différentes zones du joint de soudure sont obtenues lorsque les températures du recuit sont dans la plage de températures de 650 à 680 ° C.

Cela peut s'expliquer par l'augmentation de la température au cours du traitement de recuit, ce qui conduit à des modifications graduelles du niveau de contrainte de la diminution de la fraction des phases dures dans les microstructures de la soudure traitée.

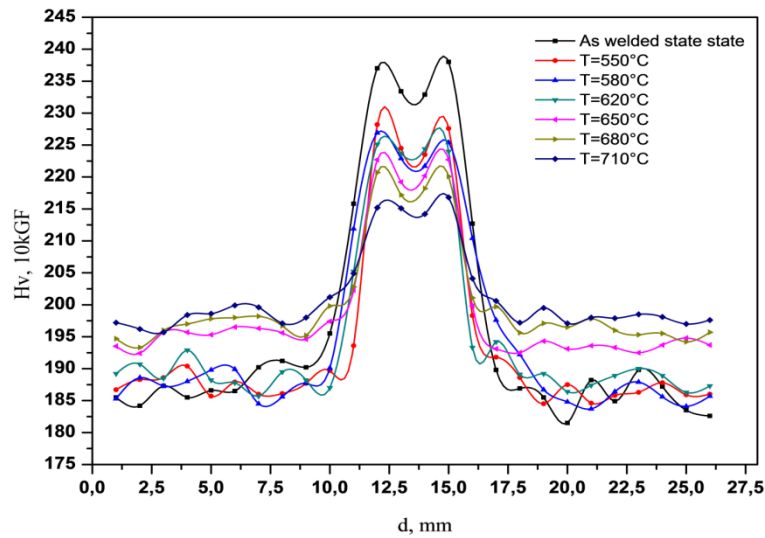


Figure IV.11 : Evolution de la dureté dans le joint de soudure après traitement de recuit

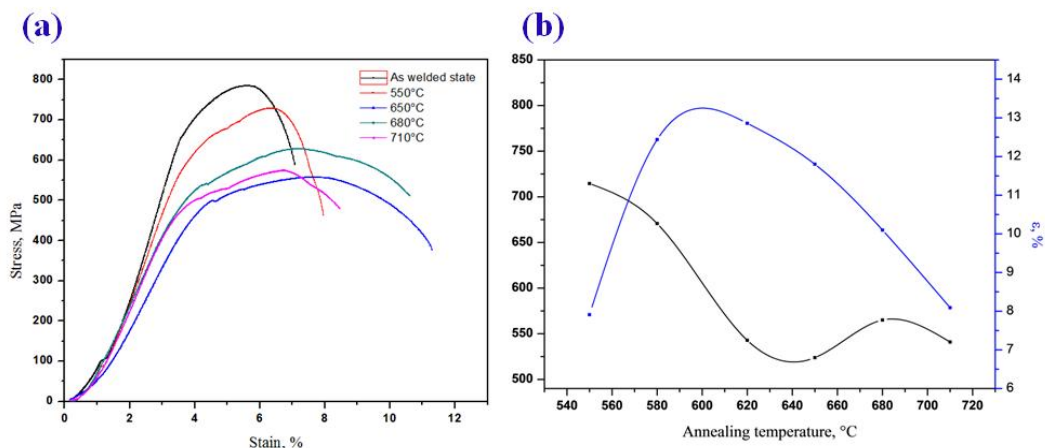


Figure IV.12 : (a) Courbes de contrainte-déformation en fonction la température de recuit, (b) Evolution de la résistance à la traction et de la déformation avec la température de recuit

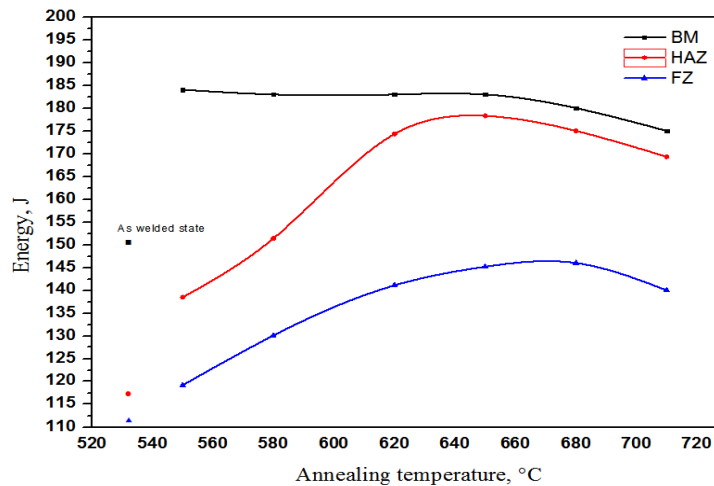


Figure IV.13 : Evolution de l'énergie Charpy en fonction de la température de recuit

IV.3.3. Comportement magnétique

L'effet des traitements de relaxation sur les paramètres de la boucle d'hystérésis est présenté à la Figure IV.14. Il est montré que les traitements de recuit qui ont une influence majeure sur l'état magnétique du joint de soudure se situent dans la plage de 550 à 650 ° C bien qu'aucun changement microstructural n'ait été observé. Ces mesures prouvent que la boucle d'hystérésis fournit des informations importantes sur l'effet de relaxation du traitement de recuit (Fig. IV.14). Ce phénomène a été décrit par le mouvement des parois de Bloch et la rotation des domaines de Weiss lors des traitements de recuit. Ces mouvements dépendent de la dislocation et de son agencement à l'échelle nanométrique de la microstructure. Du point de vue magnétique, la relation entre les propriétés mécaniques et le comportement en relaxation peut être expliquée comme suit:

Le traitement de recuit a entraîné une perte de polarisation dans le Ms (Fig. IV.14b) avec un taux de convergence accru entre les paramètres magnétiques à travers les différentes régions du joint de soudure. Ainsi, pour une température de recuit inférieure à 650 ° C, Ms a chuté de manière significative en raison d'une forte diminution de la densité de dislocations. Ce phénomène a déjà été observé et rapporté par Mohapatra et al. [74]

L'apparition de contraintes internes dans le matériau au cours du processus de soudage entraîne une augmentation du gradient d'énergie de la paroi de Bloch. En conséquence, lorsque l'amplitude de la relaxation des contraintes internes

augmente, le champ magnétique critique nécessaire pour qu'un mur quitte sa position d'équilibre augmente, Ainsi il entraîne une diminution de M_s (figure IV.14b).

Il a été montré que, la densité de dislocations induite pendant le processus de soudage a généré des sites d'ancrage [86]. En raison de la densité de dislocations accrue, les parois du gradient d'énergie ont été modifiées. En revanche, un recuit à la température de la plage (550 - 650 ° C) pourrait réduire l'ancrage des sites. Cependant, le recuit à des températures supérieures à 680 ° C provoque une nouvelle densité de dislocations et une modification de la microstructure, principalement dans la ZAT et la ZF.

On peut observer que l'application des traitements de recuit aux soudures modifie les propriétés de traction; Alors, la charge uniaxiale favorise les domaines magnétiques longitudinaux, conduisant à un allongement supplémentaire de l'échantillon. De même, la déformation a favorisé les zones transversales, induisant une contraction supplémentaire de la microstructure jusqu'à la disparition des zones longitudinales (fracture). Le traitement de recuit dans la plage (550-650 ° C) réduit les contraintes dans les zones longitudinales et favorise l'augmentation des champs transversaux dans la striction, donnant une plasticité très importante. Les échantillons examinés traités à 650 ° C ont présenté une surface rugueuse constituée de creux et de bosses, relativement sphériques et similaires, alors que dans les cas non traités, des reliefs moins perturbés ont été observés. La figure IV.14 montre que les cycles d'hystérésis (Exemple en ZAT), le rapport R et la saturation magnétique (M_s) sont très sensibles au taux de relaxation. Dans la plage de température de 550-650 ° C, il est montré que le M_s diminue avec l'augmentation de la température de recuit, alors que la figure IV.15 montre que H_c augmente avec l'augmentation de la température de recuit. À l'inverse, la caractéristique magnétique (M_r) était légèrement influencée par le traitement de recuit, mais elle était plus significative dans la ZAT (figure IV.15).

Le processus de soudage a réduit les contraintes internes intrinsèques des différentes régions du joint de soudure. Cela a conduit à une augmentation de l'énergie de gradient de la paroi de Bloch; il en résulte que le champ magnétique critique nécessaire pour qu'un mur quitte sa position d'équilibre augmente

également. Le traitement de recuit rétablit la stabilisation magnétique naturelle de la soudure et produit un champ cohésif à 650 ° C (Fig. IV.15a). Figure. La figure IV.16 montre l'évolution de l'impédance en fonction de la température de recuit. Elle a constaté que le traitement de recuit entraînait une perte de l'impédance (Z) dans la ZAT. Il donne un état magnétique très stable à 650 ° C, ainsi le recuit à 680 et 710 ° C génère un durcissement microstructural du BM avec une augmentation de Hv et Z (Fig. IV.11 et IV.16).

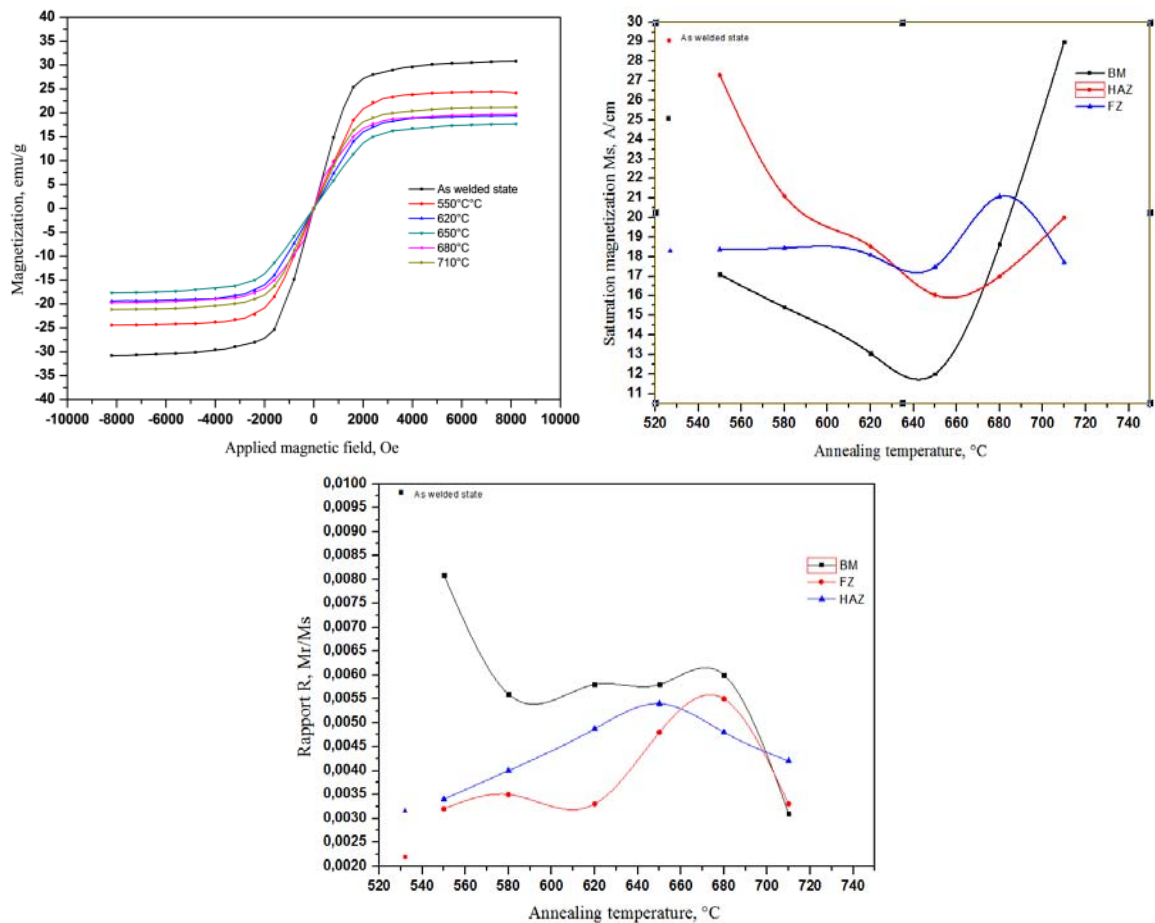


Figure IV.14 : (A) Exemple de courbe HC de HAZ en fonction de la température de recuit ; (B) Evolution de l'aimantation à saturation Ms en fonction de la température de recuit ; (C) Evolution du rapport R en fonction de la température de recuit

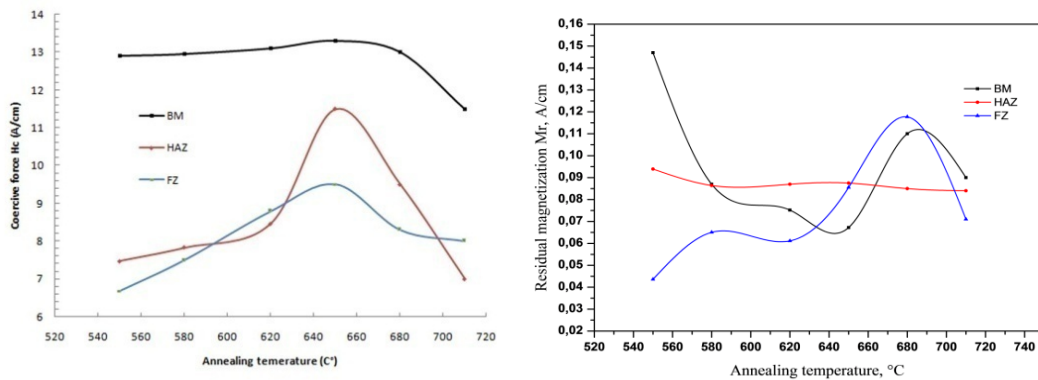


Figure IV.15 : (a) Evolution de la force coercitive H_c en fonction de la température de recuit, b) Evolution de l'aimantation résiduelle M_r en fonction de la température de recuit

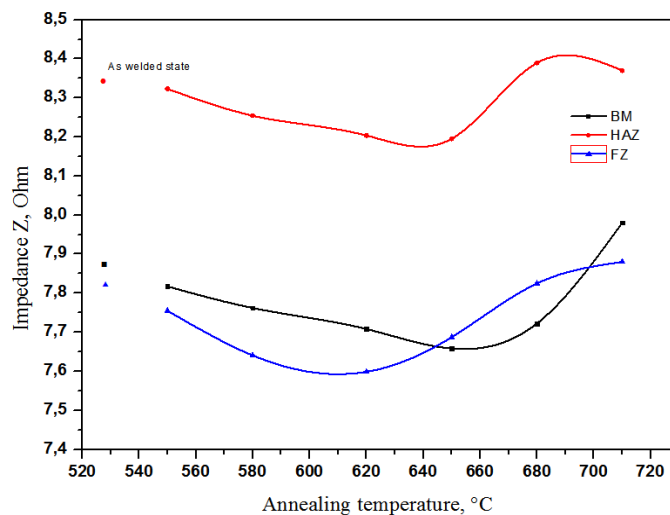


Figure IV.16 : Evolution de l'impédance en fonction de la température de recuit

IV.4. Conclusion

Quatre aciers nuancés micro-alliés commerciaux API 5L X70 ont été analysés et comparés en termes de microstructure et de propriétés mécaniques. Les conclusions suivantes peuvent être tirées de l'enquête.

Parmi les différentes nuances, un X70-B offre clairement une meilleure combinaison de résistance, de ductilité et de soudabilité par rapport aux autres nuances, où l'on trouve un grossissement limité du grain de ferrite en raison d'une faible teneur en carbone et de l'existence de Nb (C, N) précipité dans une matrice ferritique.

L'effet du traitement de relaxation sur la microstructure et le comportement mécanique du joint en acier X70 a été étudié. Les principales conclusions de ce travail peuvent être données comme suit:

- Les traitements de relaxation effectués à des températures supérieures à 650 ° C ont entraîné une légère croissance des grains de ferrite et la formation de précipités dans les différentes régions du joint de soudure. Ces phénomènes deviennent plus importants lors du recuit à une température supérieure à 680 ° C.

Les traitements de relaxation effectués à des températures supérieures à 680 ° C ont entraîné une chute des caractéristiques mécaniques du joint de soudure par rapport à l'état non traité.

- L'étude magnétique des joints de soudure recuits a révélé la sensibilité des propriétés magnétiques à l'état de microstructure du joint de soudure.
- Les traitements de recuit dans la plage de températures allant de 550 à 680 °C améliorent la ductilité, la ténacité et la plasticité du joint soudé avec une diminution de la dureté, de l'impédance Z et de la magnétisation de saturation. Cependant, une augmentation de la dureté est observée au dessus de 680 ° C dans le BM, en raison de la dissolution de carbure précipité dans les phases ferritiques.
- L'investigation microstructurale, mécanique et magnétique des joints en acier X70 dans une plage de températures allant de 550 ° C à 710 ° C a permis de conclure que des traitements de recuit optimaux peuvent être réalisés pour ces joints dans une plage de températures allant de 650 à 680 ° C, ce qui donne des valeurs maximales de la force coercitive Hc.

CHAPITRE V : SOUDAGE HETEROGENE & OPTIMISATION

V.1. INTRODUCTION & PROBLEMATIQUE (SOUDAGE HETEROGENE & OPTIMISATION)

Les aciers faiblement alliés (HSLA) et les aciers inoxydables austénitiques (ASS) sont utilisés dans nombreuses industries dû aux leurs résistances à la corrosion combinée à d'excellentes propriétés mécaniques [87-88]. Parmi les applications largement utilisées de ces aciers, il existe des soudures hétérogènes (SH) composées d'acier HSLA et acier Inoxydable. Actuellement, SH est utilisé pour assembler deux matériaux différents qui n'ont pas la même composition chimique. Ces soudures sont trouvées dans nombreux domaines tels que les centrales électriques, l'industrie des pipelines et l'industrie automobile [89-91]. Les propriétés mécaniques de SH se varient énormément entre la zone de fusion et les matériaux de base, dû à l'hétérogénéité des microstructures à travers le SH. Cela peut provoquer la dégradation des performances de SH [92-93]. Plusieurs recherches ont été entamées pour améliorer les performances de SH. L'une consiste à éliminer les défauts de soudage en évaluant des paramètres de soudage tels que le courant et le débit de gaz [94]; l'autre consiste à améliorer le comportement métallurgique du SH par jouer sur la vitesse de refroidissement et le traitement thermique post-soudure [95-96]. Malgré ces propositions, le SH entre HSLA et ASS constitue un défi majeur pour les chercheurs [91], en particulier pour résoudre les problèmes métallurgiques de la zone de fusion (ZF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT).

Ces problèmes sont concentrés autour de la ligne de fusion, en raison de la réduction de la taille des microstructures, du durcissement des précipités et de la formation de phases fragiles au cours du processus de soudage [95-96]. En vue de l'application du procédé de soudage, les cycles de soudage thermique provoquent la diffusion de certains éléments d'alliage tels que C, Fe, Cr et Ni [96-97].

Par conséquent, les précipitations de carbure se trouvent principalement dans les interfaces de soudure en raison de la teneur en carbone de HSLA supérieure à celle de l'ASS [97]. On observe également que le Cr et le Ni se diffusent d'acier austénitique vers l'acier Carbone; cependant, la diffusion Fe suit

une direction inverse [98-99]. Ce phénomène s'accompagne de la présence de précipitation de carbures de chrome, de phases intermétalliques et d'un grossissement des grains dans ZAT [93-96]. Il est important de noter que la formation de précipitations en phase intermétallique est principalement dominée par la phase sigma (σ) dans les soudures ASS [99]. Plusieurs études ont été menées sur le soudage à l'arc au tungstène (TIG) pour l'assemblage de l'ASS et de l'acier faiblement allié. Beaucoup d'entre eux se concentrent sur les défauts de soudage et le mode de solidification de la zone de fusion [97]. Cette étude vise à améliorer les caractéristiques du joint de soudure grâce à différentes compositions chimiques de métal d'apport. Ensuite, on choisit la meilleure composition chimique de métal d'apport pour l'utiliser à optimiser les paramètres de soudage hétérogène par la méthode de Taguchi

Le procédé de soudage TIG ont été performé en utilisant des fils d'apport ASS (E308L, E316L), un fils d'apport HSLA (E7010) et un métal d'apport inoxydable (DSS / E2209). Donc, on doit traiter l'effet des principaux éléments d'alliage de différents métaux d'apport (C, Cr et Mo) sur le comportement métallurgique des soudures 304L-X70 afin de satisfaire la fiabilité mécanique du SH pour des applications industrielles.

V.2. COMPORTEMENT METALLURGIQUE

La figure V.1 montre la microstructure des aciers X70 et 304L à l'état brut. La microstructure de roulement du matériau de base X70 est composée de ferrite polygonale (couleur blanche) et de perlite (couleur noire), contenant environ 75% de ferrite avec une gamme de tailles de grains de ferrite comprises entre 14 et 18 μm . Acier inoxydable austénitique 304L composé principalement de phase austénitique (diamètre moyen d'environ 24 μm) avec une petite quantité de précipitation de phase ferrite dans le joint de grain de l'austénite. D'après les observations macrographiques de SH (Figure V.2), on peut distinguer que les joints de soudure sont exempts de défauts de soudure tels que la porosité, la contre-dépouille et les fissures. On observe clairement la zone de fusion ZF et les interfaces de soudure sur les deux parties des matériaux de base (Figure V.2). En plus, les microstructures du joint de soudure peuvent être divisées en trois

sections: zone de fusion (ZF) et zones affectées thermiquement (ZAT-304L, ZAT-X70).

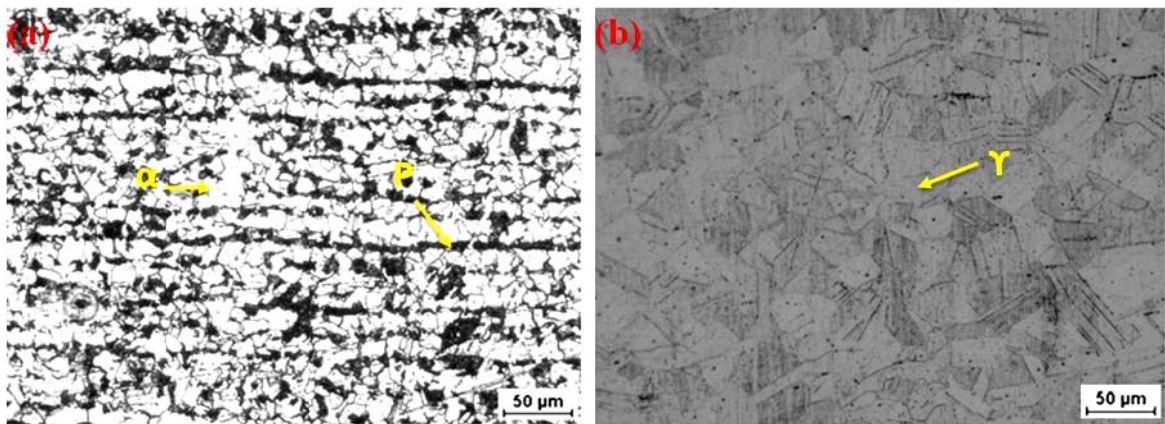


Figure V.1 : Microstructure des matériaux de base, (a) X70, (b) 304L

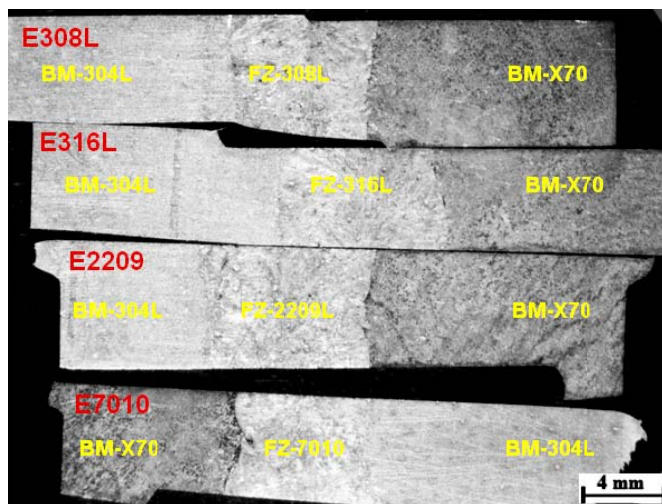


Figure V.2 : SH (X 70-304L) à différents métaux d'apport

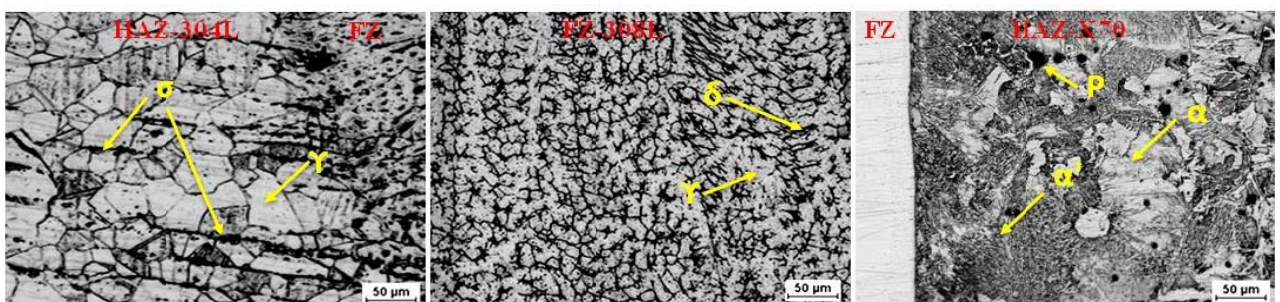


Figure V.3: Microstructure de la soudure E308L

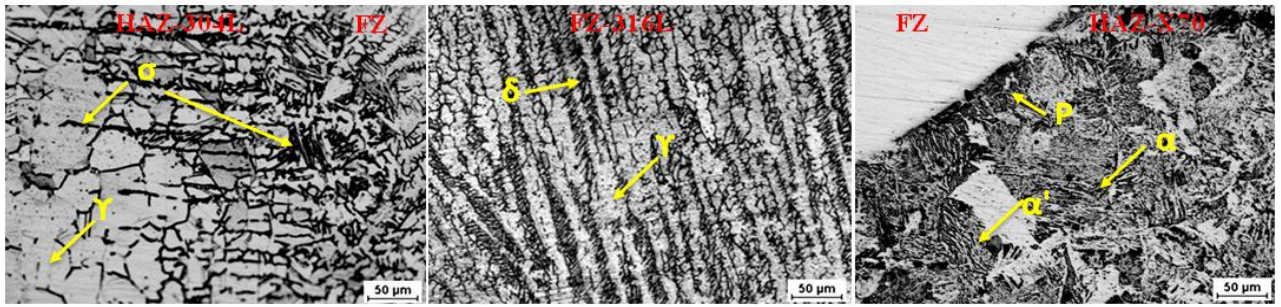


Figure V.4 : Microstructure de la soudure E316L

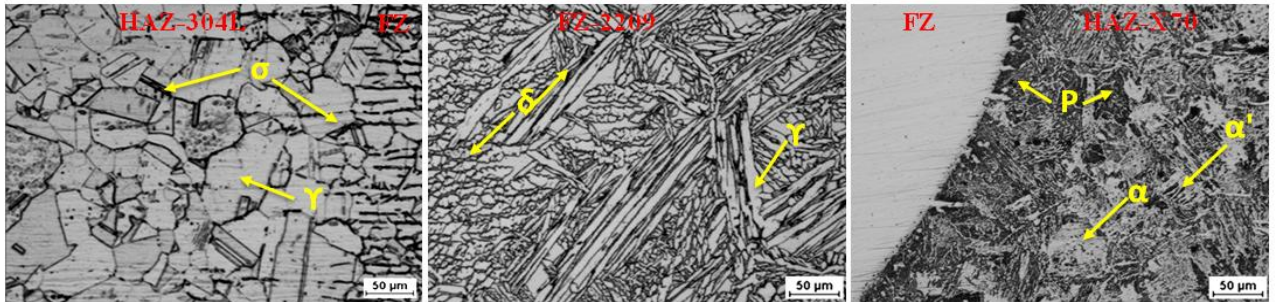


Figure V.5 : Microstructure de la soudure E2209

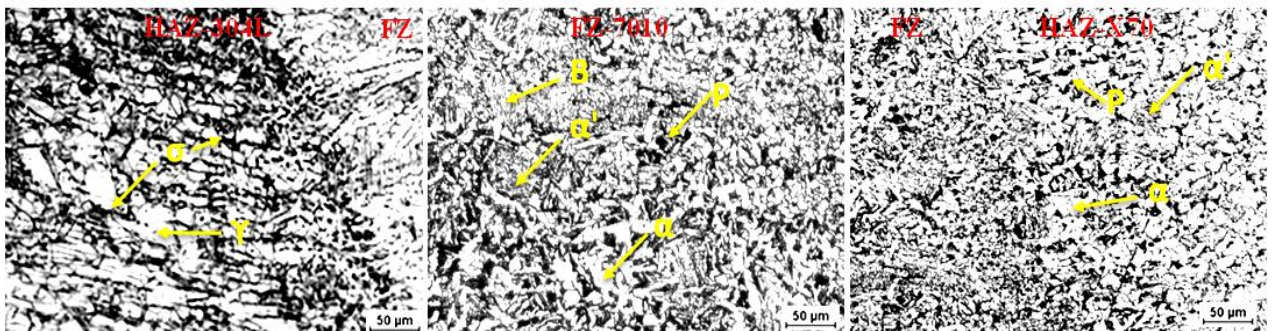


Figure V.6 : Microstructure de la soudure E7010

Au cours du procédé de soudage TIG, la SH subit des transformations métallurgiques dues au cycle thermique de soudage dû au fort gradient d'apport thermique. La ZAT est réparties sur des deux côtés des matériaux de base adjacents à la zone de fusion (ZAT-X70, ZAT-304L). ZAT-304L subit une augmentation de la taille des grains d'austénite lorsqu'il se rapproche de ZF (Figures V. 3-6). Ce grossissement devient énorme lorsqu'on utilise 308 L (Figure V.3).

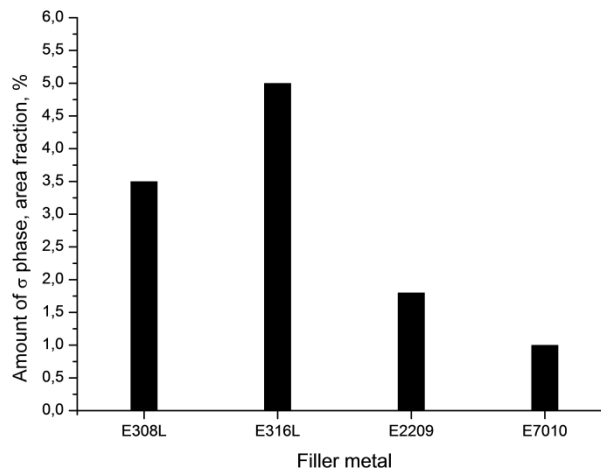


Figure V.7 : Évaluation de la fraction de la phase σ dans les ZAT-304L

De plus, le précédés de soudage hétérogène s'accompagne de la formation d'une phase sigma dans la ZAT-304L. Cette phase intermétallique résulte de la décomposition de la phase delta-ferrite en phase sigma par une transformation ferritique. Il est indiqué par des lignes épaisses et intermittentes, et identifié à la morphologie lamellaire organisée en structure cristalline tétragonale [106-96]. De plus, l'évolution de phase sigma peut être attribuée aux cycles thermiques de soudage et aux variations d'éléments d'alliage du métal d'apport dans le matériau de base 304L. Ainsi, les compositions de métal d'apport contribuent à une variation de la proportion de phase précipitée sigma à haute température [96]. Cette variation est principalement liée aux teneurs en C, Cr, Ni et Mo vis-à-vis des métaux de base utilisés. Dans les SH étudiées, le molybdène de 316L provoque une augmentation de la proportion de phase sigma dans ZAT-304L (Figure V.4, V.3) par rapport à 308L (tableau III.2), tandis que le taux de chrome plus élevé de E2209 (tableau III.2) entraîne une diminution de la proportion de phase sigma, qui est plus proche de 1,8% pour le ZAT-304L (Figure V.5, V.7). La teneur en carbone du métal d'apport E7010 a également un effet principal sur le comportement métallurgique du SH. Ceci induit une légère diminution du taux de phase sigma et une augmentation de la précipitation du carbure par rapport aux autres métaux d'apport (Figure V.6, V.7). De plus, cette précipitation de carbure apparaît sous la forme de points sombres sur la limite de ZAT-304L / ZF (Figure V.6).

Les microstructures ZAT-X70 sont principalement composées de ferrite aciculaire et de perlite, contenant une teneur importante en ferrite par rapport au matériau de base X70 (Figure V.3, V.6). Ces microstructures se distinguent par la

formation de lamelles de martensite; la fraction de la martensite est encore plus grande dans les échantillons soudés avec E7010 (Fig. 8).

Dans les ZF inoxydables (E308L, E304L, E2209), il se produit une transformation ferritique due aux cycles thermiques de soudage [97] afin d'obtenir une matrice austénitique avec des précipitations de ferrite dont elles se varient en morphologie selon la composition en métal d'apport. Par conséquent, la zone de fusion E308L (ZF-308L) comprend une phase austénitique et de la ferrite (δ), elle est caractérisée par une morphologie vermiculaire et une fraction de ferrite δ de 7,5% (Figure V.3). Le ZF-316L est représenté par une morphologie de moussée avec une quantité δ de 11,5% (Figure V.4). La ZF-2209 présente une morphologie des aiguilles dans laquelle la ferrite δ est d'environ 22,5% (Figure V.5). La ZF-7010 est partiellement trempé, il est obtenu par un refroidissement rapide du métal d'apport, contient un taux plus élevé de martensite (α'), de bainite (B), de ferrite aciculaire, de perlite et des précipitations de carbures (Figure V.6).

V.3. COMPORTEMENT MECANIQUE

V.3.1. Dureté

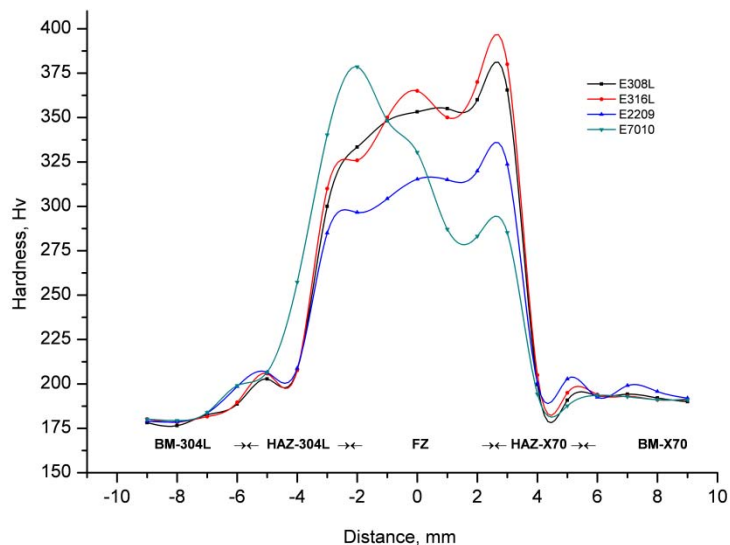


Figure V.8 : Profil de dureté

La figure V.8 montre la dureté Vickers des soudures SH où elle se stabilise lorsque on arrive aux matériaux de base (MB-X70, MB-304L). La dureté du MB-X70 est relativement supérieure à celle du MB-304L, comme le prévoient la

microstructure et la composition chimique des matériaux de base (tableau III.1). On observe une augmentation de la dureté dans la zone affectée thermiquement des deux matériaux de base dû à la présence de phase intermétallique (σ) dans ZAT-304L et la formation de phase dure (α') dans les matériaux de base X70. Des augmentations plus importantes des pics de dureté ont été observées entre ZAT's et ZF en raison de la forte précipitation de carbure produite en la ligne de fusion (Figures V.3-V6). Les valeurs de dureté sont sérieusement instables dans le ZF-7010, ce phénomène peut être expliqué par leur microstructure complexe constituée principalement de réseaux de ferrite, perlite et de martensite. On constate que les ZF-308L et ZF-316L donnent des valeurs proche de dureté dues à des microstructures similaires formées par ces deux métaux d'apport austénitiques. Le ZF-2209 présente des valeurs équilibrées de dureté par rapport aux autres métaux d'apport en absence des pics de dureté, ce qui contribue à résister les fractures brutales dans la zone de fusion ZF-2209.

V.3.2. Energie d'impact

La figure V.9 présente l'énergie d'impact des ZAT et ZF des de soudures SH. il indique que E2209 donne la meilleure combinaison entre les résistances aux chocs (K) de trois régions de soudure par rapport aux autres métaux d'apport. Cependant, l'énergie la plus faible a été trouvée dans le ZAT-304L soudé par le E7010 (ZAT-304L / 7010) et dans ZAT-X70 soudé par des métaux d'apport inoxydables. Ceci peut s'expliquer par la forte hétérogénéité entre le côté inox (ZAT-304L, ZF-308L, ZF-3016L, ZF-2209) et le côté HSLA (ZAT-X70, E7010). Ainsi, les joints homogènes ont d'excellentes propriétés d'impact (zone de fusion à faible teneur en carbone avec des matériaux de base X70 et zones de fusion en acier inoxydable à base de 304 litres) par rapport aux joints hétérogènes.

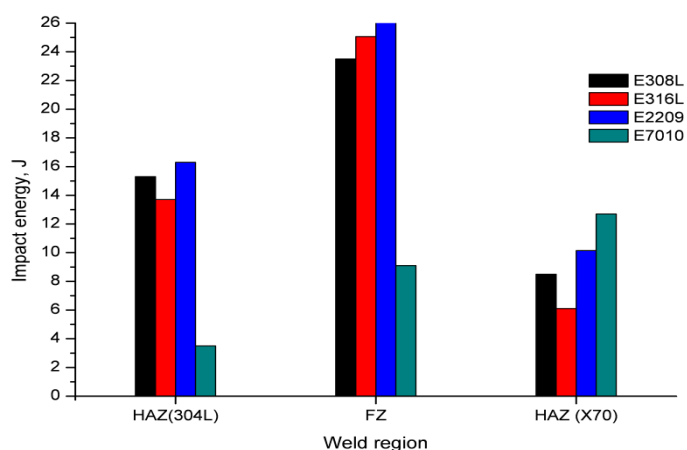


Figure V.9 : Energie d'impact de la région de soudure

V.3.3. Essai de traction

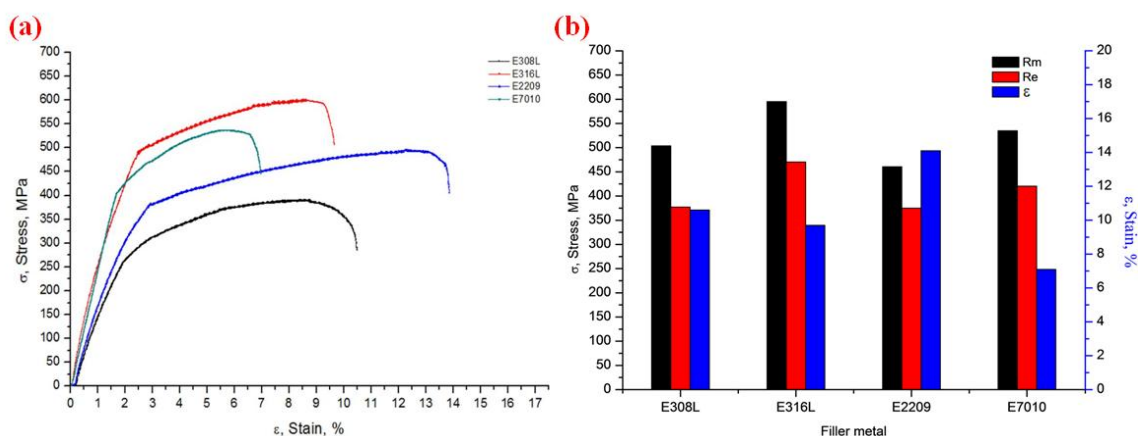


Figure V.10 : Essai de traction du joint de soudure, (a) courbes de traction, (b) caractéristiques de traction

La figure V.10 montre la résistance maximale à la traction des éprouvettes soudées. Il est observé que les propriétés de traction se change de manière significative en termes de composition chimique du métal d'apport. Ceci est attribué à la fois à la fraction et à la nature de la phase dans les régions de soudure (ZF, ZAT). Ainsi, la mesure de la contrainte et la déformation est principalement influencée par la morphologie de la ZF, la quantité de phases précipitées (δ , γ), les phases métastables (α' , P) et la croissance du grain austénitique et ferritique dans la ZAT. Parmi les différents essais de traction (figure 12), le métal d'apport E2209 offre clairement une meilleure combinaison de résistance maximale la traction et de ductilité par rapport aux autres métaux d'apport.

IV.3.4. Evolution de la fractographie

L'examen des surfaces de fracture par un essai de traction est illustré à la Figure V.11. Notant que la rupture par traction est située dans la ZAT de telle sorte que E308L, E316L et 2209 provoquent la rupture dans ZAT-X70. Cependant, dans le cas de E7010, la fracture est apparue dans ZAT-304L. Ce phénomène est fortement lié à la fois à la dureté plus élevée de la région fracturée et à l'homogénéité des compositions chimiques entre le métal de base et le métal d'apport. Dans la soudure E308L, la ZAT-X70 (ZAT-X70/308L) présente deux types de surfaces : des surfaces lisses indiquant une propagation rapide de la fissuration avec un aspect fragile, et des surfaces rugueuses indiquant une propagation lente. Cependant, la fracture de ZAT-X70/316L a montré une morphologie transgranulaire, qui contient des fentes et des formes de rivières, avec la présence de plusieurs arrêts de fissure. La ZAT-X70/2209 se distingue par une fracture ductile avec un aspect granulaire, ce qui correspond à un rapport important de micro-vides et un taux élevé de déformation plastique. Des processus de clivage fragile sont observés dans ZAT-304L/7010 dû aux déformations plastiques les plus petites ($\epsilon\%$) (Figure V.10), où il se produit par décohésion entre les plans cristallins, et les surfaces produisent des stries lisses caractérisées par des fissures développées en lignes parallèles.

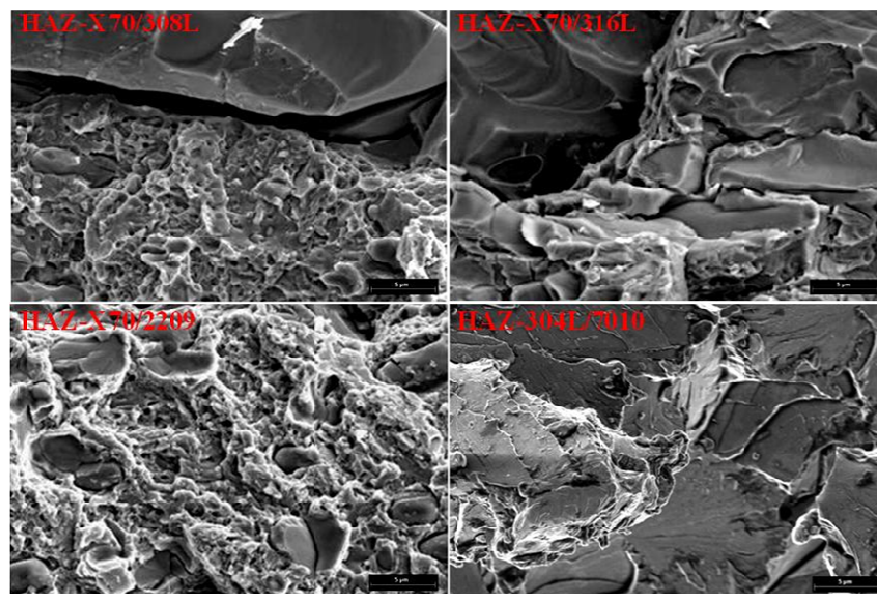


Figure V.11 : les images Fractographique MEB de ZAT des différents métaux d'apport

V.4. Optimisation des paramètres de soudage hétérogène de L'X70

Avec la multiplication des applications de SH, les paramètres de soudage ont déjà été testés pour améliorer les performances de soudage des assemblages industriels [100-101]. Une grande variété de méthodes techniques ont été développées pour améliorer les performances de soudage, telles que l'application des logiciels, de simulation et de modèles dans le processus de soudage [102-103]. Ainsi, des études ont été menées sur les méthodes d'optimisation statistique du procédé de soudage à l'arc [103-104].

Ces méthodes constituent un outil puissant qui utilise une conception spéciale pour étudier l'espace paramétrique avec un petit nombre d'expériences [104-105]. L'objectif principal de cette technique est de fournir un produit de haute qualité à un coût d'expérimentation très bas. Il s'est avéré un outil efficace pour optimiser de nombreux problèmes de fabrication [106]. L'approche de Taguchi en matière de conception est utilisée pour étudier l'effet des paramètres de processus sur la réponse de sortie en faisant varier les paramètres d'entrée. Cette conception peut offrir un excellent outil d'analyse pour déterminer quelles variables ont un effet sur le résultat. Par conséquent, chaque fois qu'une variable supplémentaire doit être étudiée selon le plan de Taguchi, il faut effectuer deux fois plus d'expériences pour compléter le plan factoriel à n niveaux [107-108].

Plusieurs recherches ont été menées sur l'optimisation des paramètres optimaux pour le soudage TIG de l'acier inoxydable à l'aide des sélections de Taguchi. Il a été constaté qu'une intensité de courant plus élevée et une vitesse de soudage plus faible ont tendance à augmenter la pénétration en profondeur [105]. En outre, une étude a été menée pour déterminer l'influence des paramètres de soudage sur la résistance à la traction et la résistance à la flexion des soudures en acier inoxydable [108, 109].

Cette étude porte sur l'optimisation des paramètres de soudage par les méthodes de Taguchi à l'aide de caractéristiques mécaniques dans les soudures hétérogènes HSLA / SS. Des tests mécaniques ont été réalisés afin d'analyser avec précision la dureté et la résistance à la traction dans les zones de soudure et plus particulièrement dans les zones affectées thermiquement (ZAT), qui comprennent les valeurs maximales de dureté dans ces types de joints soudés

[100]. Les résultats sont discutés et interprétés dans le comportement statistique et mécanique en utilisant l'évolution de la microstructure des joints de soudure. Selon la méthode de Taguchi, les expériences ont été conduites selon la matrice orthogonale L9 afin d'optimiser les paramètres de soudage TIG de soudures hétérogène entre X70.

V.5. LA SELECTION DES PARAMETRES DE SOUDAGE

Afin d'obtenir la combinaison de Taguchi (tableau 2), le procédé de soudage a été réalisé en utilisant le soudage à l'arc au tungstène (TIG) automatique en deux passes, conformément à la norme ASME [19] (tableau 3). Les matériaux de base (MB) sont utilisés sous la forme de plaques laminées d'une épaisseur de 3 mm. Ces plaques sont assemblées à un angle de 60 ° en utilisant un joint en coin en V et un diamètre de métal d'apport de 1,5 mm, où les paramètres de soudage TIG changeants, c'est-à-dire le courant, le suivi de l'argon et la vitesse d'alimentation, ont été modifiés à travers des plaques métalliques de même forme.

Tableau V.1 : Matrice de Taguchi L9

Experiment no.	Tension (Te)	Vitesse de soudage (V)	Début de gaz (D)
1	1	1	1
2	2	2	2
3	3	3	3
4	3	2	1
5	1	3	2
6	2	1	3
7	2	3	1
8	3	1	2
9	1	2	3

Tableau V.2. Paramètres de soudage et les Paramètres des Niveaux

Paramètre	Niveau		
	1	2	3
Te [A]	130	90	70
V [mm/min]	70	60	50
D [l/min]	14	8	5

Cette recherche étudie l'influence de divers paramètres d'entrée sur la réponse en sortie de soudage hétérogène X70-304L. Ainsi, l'analyse des données expérimentales de la conception des soudures différentes est effectuée à l'aide des statistiques de performance, définies comme le rapport signal sur bruit de chaque valeur mesurée. Dans la méthode de Taguchi, le rapport signal sur bruit (S / N) a été utilisé pour représenter la caractéristique de qualité et la plus grande valeur du rapport S / N est requise. Ce rapport S / N peut être caractérisé en trois catégories, à savoir nominal - le meilleur, inférieur-le meilleur, grand-le meilleur [15-17]. Dans cette recherche, on choisit le plus grand choix, qui peut être calculé comme suit:

$$S / N = - 10 \log \left[\frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \frac{1}{y_k^2} \right] \quad (\text{Eq. 1})$$

Où S / N sont le rapport signal sur bruit, n est le nombre de répétitions pour une combinaison expérimentale, k-ième est la valeur de performance de l'expérience.

Les expériences ont été conçues selon la méthode de Taguchi en utilisant un tableau orthogonal L9 composé de trois colonnes et de neuf rangées. Cette conception a été sélectionnée sur la base des trois paramètres de soudage avec trois niveaux chacun. Les paramètres de soudage choisis pour cette étude étaient: le flux de gaz de protection, la vitesse de soudage et l'intensité du courant. Comme les valeurs des paramètres de soudage TIG sélectionnés n'étaient pas utilisés auparavant dans les études. C'est donc sur la base de notre expérience que ces paramètres de soudage innovants ont été choisis de façon que les soudures hétérogènes soit exempts des défauts de soudage. On a choisi un modèle expérimental de la méthode de Taguchi afin de montrer l'effet des paramètres de soudage sur les caractéristiques mécaniques des soudures hétérogène X70-304L à l'aide de métal d'apport en acier inoxydable 2209L.

Dans cette étude, le problème consiste à identifier les conditions les plus favorables de soudage. Les réponses désirées sont: la dureté et la résistance à la traction dans chaque zone du cordon de soudage.

Il y a donc huit degrés de liberté des trois facteurs. Une table orthogonale pour la conception robuste avec trois facteurs sur trois niveaux L9 (3x3) a été choisie, comme indiqué dans le tableau 4. L'ordre des expériences est renvoyé de manière aléatoire afin de réduire au minimum les sources de bruit. Le nombre d'expériences nécessaires est minimisé jusqu'à 9. Ainsi, 9 expériences de soudage sont réalisées selon les différentes configurations Taguchi, tel que et les paramètres de soudage présentés dans le tableau V.2.

Pour les tests mécaniques, on a prélevé des échantillons/éprouvettes de test sur chaque plaque soudée. Parmi les différents échantillons, deux échantillons seront choisis pour caractériser l'évolution de la métallurgie de sorte que l'un de deux échantillons possède le meilleur comportement mécanique et l'autre présente le comportement le plus dégradé.

Donc, Le comportement mécanique et la caractérisation métallurgique comprennent:

- Observation métallographique de la microstructure des matériaux de base avant soudage;
- Observations de la microstructure des joints de soudure après le processus de soudage;
- Analyses SEM par les techniques EDS pour obtenir une cartographie linéaire des soudures;
- Test de dureté Vickers (Hv) dans chaque zone du joint soudé;
- Essai de traction de joints de soudure hétérogène.

Pour étudier les propriétés mécaniques, au moins dix tests de chaque échantillon ont été mesurés et la valeur moyenne a été définie comme résultat final. Ensuite, pour optimiser les paramètres de soudage, nous avons choisi les étapes suivantes:

- ΔH (304L): différence de dureté entre l'acier de fusion 304 et le ZAT;
- ΔH (X70): différence de dureté entre l'acier à faible teneur en carbone X70 et le ZAT;
- Résistance à la traction (max).

Dans ce travail, les paramètres de sortie sont définis comme la dureté et la résistance à la traction, sachant que le principal aspect de l'analyse de Taguchi est la maximisation des paramètres de sortie [14-17]. Cependant, la maximisation de la dureté a fréquemment présenté des zones de ZAT durcies dans le joint de soudure [5-6]; cela peut provoquer une défaillance mécanique des soudures et, plus tard, une rupture fragile. Ainsi, il doit s'attacher à minimiser les valeurs de dureté en abaissant les pics de dureté dans les joints de soudure hétérogène X70 / 304L entre ZAT et MB.

Pour établir la cohérence entre la maximisation des sorties de Taguchi et l'amélioration des propriétés mécaniques des joints hétérogène, cette étude examine l'optimisation des paramètres de soudage des joints hétérogènes en utilisant des différences inversées de dureté entre la zone affectée thermiquement et le matériau de base (ΔH^{-1} (304L), ΔH^{-1} (X70)). Ainsi, il existe une correspondance étroite entre la maximisation des valeurs inversées de la dureté, la minimisation des valeurs de la dureté et l'amélioration des propriétés mécaniques des soudures hétérogènes, sachant que:

$$\Delta H^{-1} (304L) = [(Hv (ZAT 304L) - (Hv (304L))]^{-1}; Hv (X304L) = 165,1$$

$\Delta H^{-1} (X70L) = [(Hv (ZAT-X70) - (Hv (X70))]^{-1}; Hv (X70) = 140$ Il est nécessaire de noter que ΔH (304L) et ΔH (X70) doivent être différents de zéro.

Tableau V.3 : Données expérimentales

Trial no.	Te [A]	V [mm/min]	D [L/min]	Réponse		
				$\Delta H^{-1}(304L)$	$\Delta H^{-1}(X70)$	σ_{max} [MPa]
1	130	70	14	0,039	0,028	426,58
2	90	60	8	0,037	0,022	268,12
3	70	50	5	0,057	0,030	276,21
4	70	60	14	0,053	0,047	492,77
5	130	50	8	0,069	0,040	464,26
6	90	70	5	0,094	0,028	503,79
7	90	50	14	0,033	0,023	245,32
8	70	70	8	0,031	0,019	503,17
9	130	60	5	0,029	0,022	320,79

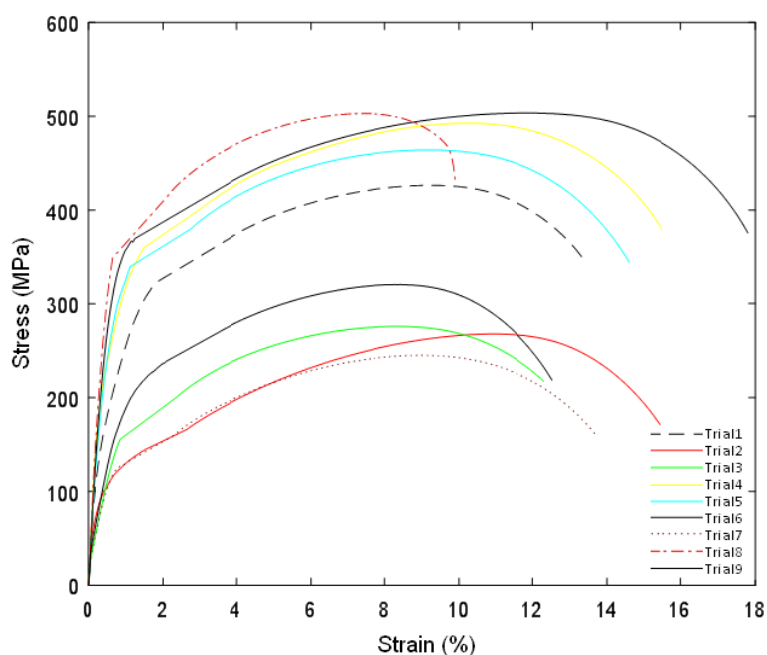


Figure V.12 : Courbes d'essai de traction

L'essai de traction des joints de soudure est représenté à la figure **V.12** . Dans cette figure, on s'intéresse à la propriété de résistance à la traction, qui est représentée par la contrainte maximale obtenue d'éprouvettes soudées.

V.6. ANALYSE DES VARIATIONS (ANOVA)

L'analyse de variance (ANOVA) a pour principal objectif de déduire quels paramètres de processus qui ont une incidence significative sur les performances de soudage. Cette analyse est mesurée par la somme des écarts au carré de la moyenne totale de l'indice de performance multi-réponses, en contributions de chacun des paramètres de processus et de l'erreur. En fonction de la valeur F de la table ANOVA, l'analyse de variance a été réalisée avec un niveau de confiance de 95%. Par conséquent, on suppose que la valeur de P inférieure à 0,05 pour qu'elle s'avère être un paramètre significatif.

Tableau V.4 : Résultat ANOVA de ($\Delta HV^{-1} X70$)

Source	DL	Somme des carrés	Moyenne des carrés	Valeur F	Valeur P
Regression	3	0,007325	0,002442	19,61	0,002
A	1	0,000040	0,000040	0,32	0,593
B	1	0,000078	0,000078	0,63	0,458
C	1	0,000144	0,000144	1,16	0,323
Error	6	0,000747	0,000125		
Total	9	0,008072			

Tableau V.5 : Résultat ANOVA de (ΔHV^{-1} 304L SS)

Source	DL	Somme des carrés	Moyenne des carrés	F value	P value
Régression	3	0,021775	0,007258	11,45	0,007
A	1	0,000046	0,000046	0,07	0,796
B	1	0,001595	0,001595	2,52	0,164
C	1	0,000241	0,000241	0,38	0,560
Erreur	6	0,003804	0,000634		
Total	9	0,025580			

Tableau V.6 : Résultat ANOVA σ_{\max}

Source	DL	Somme des carrés	Moyenne des carrés	F value	P value
Regression	3	1395074	465025	43,93	0,000
A	1	260	260	0,02	0,881
B	1	92902	92902	8,78	0,025
C	1	111	111	0,01	0,922
Erreur	6	63508	10585		
Total	9	1458583			

V.7. MODELISATION MATHEMATIQUE

Des modèles de régression linéaire ont été développés pour la valeur de dureté inversée et la résistance à la traction à l'aide du logiciel Minitab18. Les variables responsables sont le courant, la vitesse et le débit de gaz. Les équations du modèle ajusté pour la dureté inversée de l'acier X70 et de l'acier inoxydable 304L sont données ci-dessous:

$$\Delta H^{-1}(304L) = 82 * 10^{-6} + 874 * 10^{-6} B - 133 * 10^{-5} C \quad \text{[Vickers-1]} \quad \text{(Eq. 2)}$$

$$\Delta H^{-1}(X70) = 75 * 10^{-6} A + 194 * 10^{-6} B + 1028 * 10^{-6} C \quad \text{[Vickers-1]} \quad \text{(Eq. 3)}$$

$$\sigma_{\max} = -19 * 10^{-2} A + 6.67 B + 0.9 C \quad \text{[MPa]} \quad \text{(Eq4)}$$

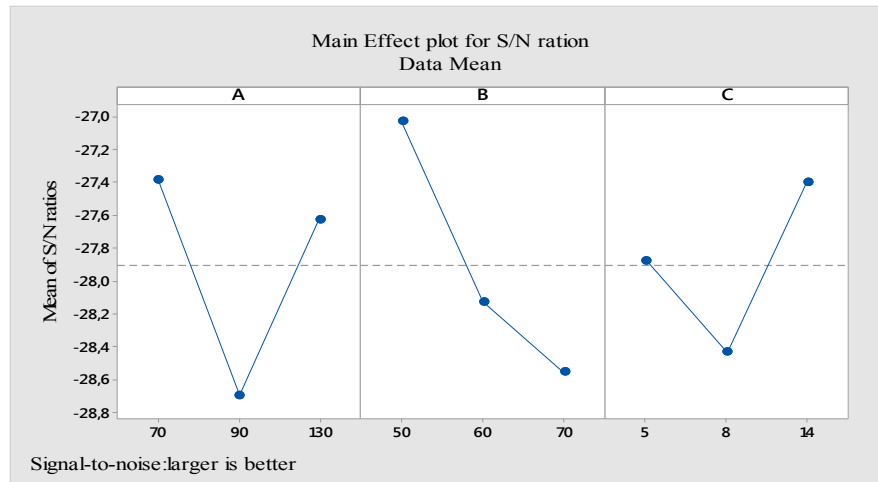


Figure V.13 : Evolution du ratio SN

Table IV.6. Les valeurs de SN

Trial.	1	2	3	4	5	6	7	8	9
N ratio	-28,119	-29,798	-26,828	-24,321	-24,499	-26,537	-29,753	-31,004	-30,257

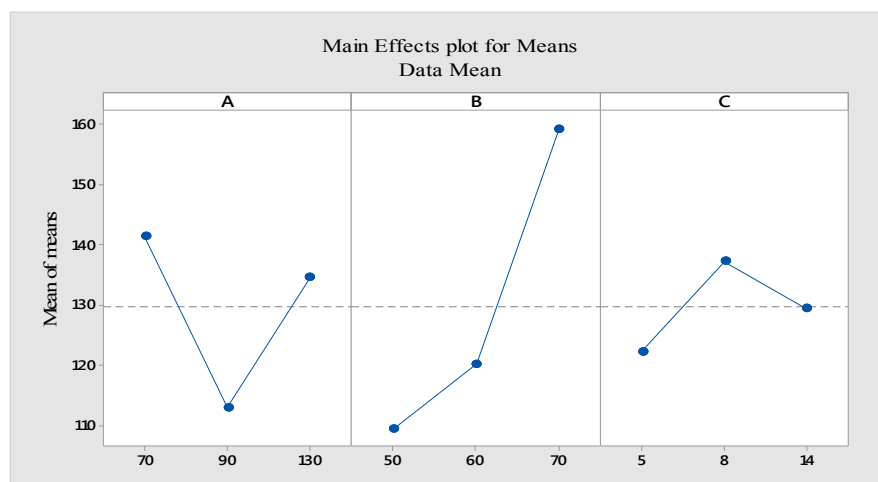


Figure V.14 : Evolution des valeurs moyennes

Tableau 9. Résultats des paramètres optimaux

Niveau	Tension	Vitesse de soudage	Gaz de proection
1	141,4	109,6	122,3
2	113,1	120,2	137,3
3	134,7	159,3	129,4
Delta	28,3	49,7	15,0
Rank	2	1	3

Dans le tableau ci-dessus, nous avons observé que la réponse de l'échantillon prélevé sera plus élevée lorsque le courant est maintenu à 70A, la

vitesse de soudage à 70 mm / min et le débit de protection du gaz à 8 l / min. Nous trouvons donc ces paramètres optimaux pour cette expérience.

V.8. Analyse métallurgique

Afin d'examiner plus en détail l'effet des processus de soudage sur la métallurgie des soudures différentes, nous utilisons des micrographies optiques et une cartographie SEM. Par conséquent, les deuxième et sixième échantillons sont choisis en fonction de leurs différences significatives dans le comportement mécanique. Dans les figures V.16 et V17, les microstructures des joints de soudure ont été divisées en trois sections: zone de fusion (ZF) et zones de connexion (304L- ZF, X70-ZF). Au cours du procédé de soudage TIG, les zones affectées thermiquement (ZAT) subissent des transformations métallurgiques dues au cycle thermique de soudage. Dans l'échantillon 2, ZAT-304L est caractérisé par un ratio élevé de phases de précipitation telles que la phase sigma (σ), la ferrite résiduelle (δ) par rapport au sixième échantillon (Fig.6, Fig.7). De l'autre côté, ZAT-X70 présente une grande quantité de tours de martensite (α'), ce qui explique la dureté plus élevée de l'échantillon par rapport au sixième échantillon.

Durant les cycles thermiques de soudage, le métal d'apport 2209L provoque une transformation ferritique ($\alpha \rightarrow \gamma + \delta$) en ZF qui est représentée par la morphologie des mousses de la matrice austénitique, avec une quantité élevée de ferrite résiduelle (δ) en ZF dans le sixième échantillon

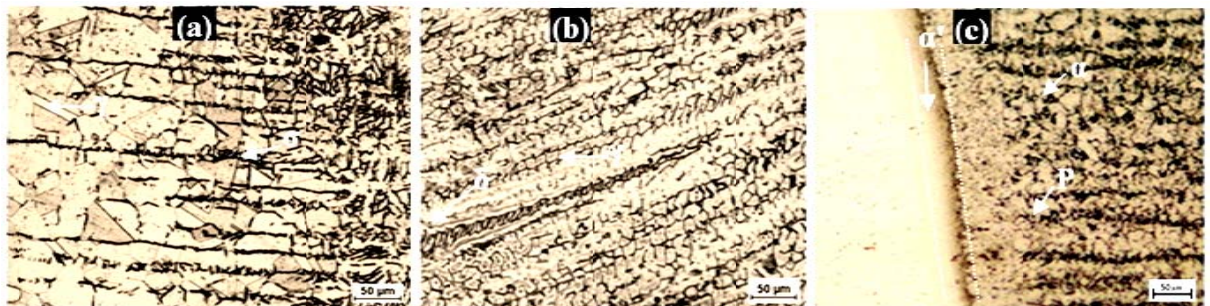


Figure V.15 : Micrographie optique de l'échantillon soudé 2: (a) interface ZF- ZAT 304L, (b) ZF, (c) interface ZF-ZAT X70

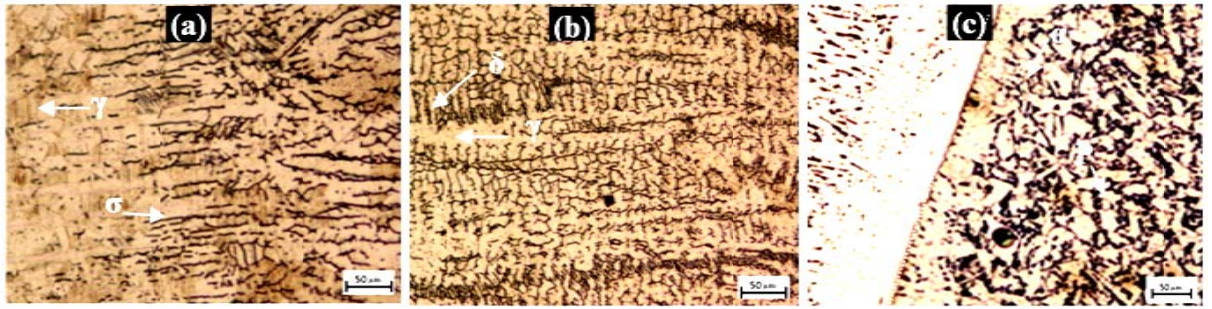


Figure V.16: Optical micrograph of the welded sample 6: (a) ZF- ZAT 304L interface, (b) ZF, (c) ZF- ZAT X70 interface

Les figures (V.15, V.16) montrent les résultats de l'analyse cartographique électronique effectuée sur la ligne de fusion entre les joints ZAT et ZF, en utilisant la technique EDS dans le deuxième et sixième échantillon.

Lors des cycles thermiques de soudage, les joints de soudure sont des sites de transformations métallurgiques. Il est bien connu que le nickel et le carbone, le manganèse, le chrome et les éléments en fer ont un effet métallurgique important sur la précipitation du carbure et la transformation de phase dans les alliages à faible teneur en carbone et les aciers inoxydables [5, 6]. Par conséquent, l'effet de ces éléments sur la transformation de phase peut être estimé en diminuant ou en augmentant les pourcentages de Cr et de Ni dans l'acier inoxydable [6, 8, 14].

Par conséquent, la variation des taux d'éléments d'alliage tels que Ni, Cr donne une indication de la formation de précipitations de carbure dans les interfaces de soudure. Ces précipitations sont trouvées avec un taux plus élevé sur l'acier à faible teneur en carbone (X70) par rapport à celui observé sur le côté en acier inoxydable (304L) (Figure V.17, Figure V.18). De plus, il semble que les paramètres de soudage de l'échantillon 2 donnent une forte précipitation de carbures par rapport à l'échantillon 6. Cela s'explique par la dureté plus élevée du deuxième échantillon par rapport au sixième échantillon (Tableau V.3) en raison de la présence de précipitations durcissantes.

Sur les figures V.17 et V.18, la distribution des éléments d'alliage présente une légère variation le long de l'interface en acier inoxydable, car le métal de base de 304L a une composition proche de celle du métal d'apport 2209L.

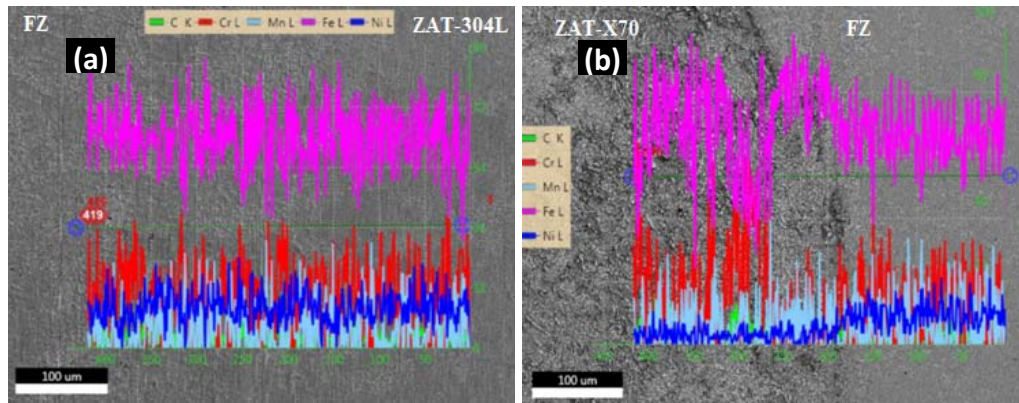


Figure V.17 : EDX de l'échantillon 2, (a) interface inoxydable, (b) Interface HSLA

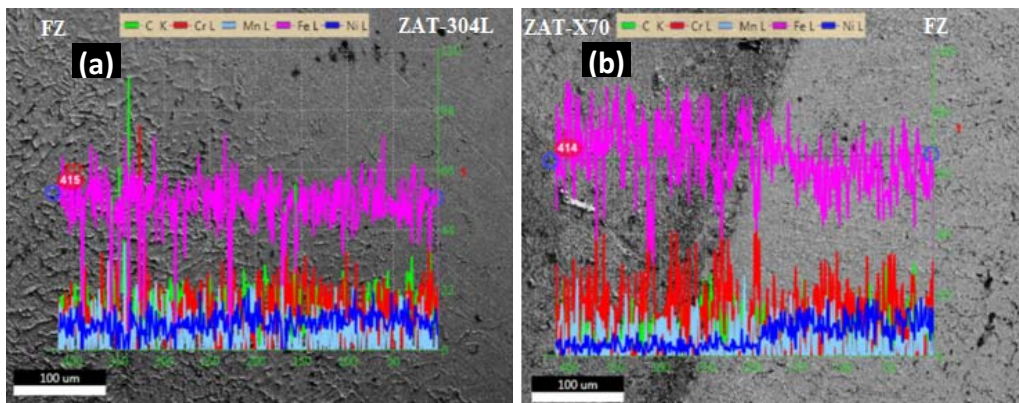


Figure V.18 : EDX de l'échantillon 6, (a) interface inoxydable, (b) Interface HSLA

V.9. Conclusion

Dans ce chapitre, on a examiné les effets des types de métaux d'apport sur la soudabilité d'un acier X70 avec un matériau austénitique 304L en utilisant différents métaux d'apport. Sur la base des résultats obtenus. Puis, les paramètres de soudage TIG sur le comportement mécanique des soudures hétérogènes entre l'acier X70 et l'acier inoxydable 304L ont été optimisés et modélisés en utilisant la méthode Taguchi.

On peut tirer les notes suivantes:

- Les propriétés mécaniques des joints de soudure hétérogène dépendent fortement de la composition du métal d'apport.
- Dans les joints de soudure, la dureté de ZF et de ZAT-X70 a augmenté par rapport au ZAT-304L. Cela correspond à une diminution significative des propriétés mécaniques de ZF et de ZAT-X70 par rapport au ZAT-304L.

- Dans le cas des E316L et E308L, il existe une relation proportionnelle entre le pourcentage de sigma et la teneur en molybdène. Ce pourcentage est diminué lorsque on ajoute le Cr dans le E2209.
- Le SH de 304L SS / HSLA-X70 présente une bonne soudabilité lorsque on utilise le métal d'apport duplex E2209 dont il donne une meilleure combinaison entre propriétés de traction et résistance aux chocs. Ainsi, les soudures soudées par E2209 présentent le meilleur raffinement du grain dans la zone affectée thermiquement, qui contient une quantité minimale de phases de précipitation σ dans une zone affectée thermiquement de 304 L qui provoque une rupture ductile par l'essai de traction.
- En fonction de la valeur F de la table ANOVA, l'analyse de variance de Taguchi a été réalisée pour un niveau de confiance de 95%. Par conséquent, on suppose que la valeur de P inférieure à 0,05 pour un paramètre significatif de Taguchi.
- Le début de gaz est le paramètre significatif le plus important qui affecte les caractéristiques mécaniques des soudures SH.
- Les paramètres optimisés TIG sont les suivants: vitesse de soudage à 70 m / min, courant de soudage à 70 A et débit de gaz Argon de 8 l / min.

Pour comprendre de manière plus profonde l'utilisation des soudures SH dans l'industrie, les tests électrochimiques seront très importants pour évaluer la résistance des soudures à la dégradation par la corrosion dans l'environnement.

CONCLUSION GENERALE

Cette étude s'inscrit dans un projet de compréhension globale des différents phénomènes rencontrés lors du soudage de des aciers X70. Elle a été conduite selon une démarche purement expérimentale pour comprendre les principaux phénomènes, en tenir en compte l'effet de carbone et les éléments d'addition sur la soudabilité des aciers X70 par les opérations de soudage SMAW et TIG. Nous nous sommes proposé d'étudier la microstructure, tenue mécanique d'interfaces soudées.

Après la réalisation des jonctions moyennant le soudage à l'arc avec des métaux d'apport, en bout à bout, notre travail visait en premier lieu la caractérisation métallurgique des interfaces soudées et l'étude de comportement mécanique. L'objectif étant de proposer à l'industrie l'acier X70 le plus convenable les à souder. Pour ce faire, la mise en œuvre d'une large gamme de techniques de caractérisation par analyse métallographie optique, profils de microdureté/dureté Vickers, les essais de traction et la résilience a été indispensable.

En deuxième lieu, cet acier optimal fait l'objet à une étude de l'effet des PWHT conduits à des températures variant de 550 ° C à 710 ° C sur la microstructure et le comportement mécanique des soudures X70. En plus, le comportement métallurgique et mécanique ont été étudié pour révéler l'effet du traitement de relaxation sur les propriétés du joint de soudure. Des essais magnétiques pour essais non destructifs ont été effectués et les résultats ont été corrélés aux propriétés mécaniques des joints de soudure.

Enfin l'acier X70 choisis (qui porte le meilleur comportement mécanique à partir les quatre nuances d'acier X70) a été utilisé pour étudier le comportement de soudage hétérogène acier-inox et optimisé le comportement de ce soudage hétérogène par méthode statistique numérique, cette étude a visé à améliorer les caractéristiques du joint de soudure grâce à différentes compositions chimiques de métal d'apport. le processus ont été préparés en utilisant des fils d'apport ASS (E308L, E316L), une fils d'apport HSLA (E7010) et un métal d'apport inoxydable (DSS / E2209) par procédé TIG. En conséquence, une enquête est menée pour montrer l'effet des principaux éléments d'alliage sur différents métaux d'addition

(C, Cr et Mo) dans le comportement métallurgique des soudures 304L-X70 afin de satisfaire la fiabilité mécanique de la soudure hétérogène pour les applications industrielles.

Nos études menées par les différentes analyses ont confirmé que :

Parmi les différentes nuances X70, l'acier X70-B offre clairement une meilleure combinaison de résistance, de ductilité et de soudabilité par rapport aux autres nuances : l'acier X70-A, l'acier X70-C et l'acier X70-D, où l'on trouve un grossissement limité du grain de ferrite en raison d'une faible teneur en carbone et de l'existence de précipitation de Nb (C, N) dans une matrice ferritique.

Dans les soudures X70 étudiées, il y a des niveaux des contraintes résiduelles très importantes liées à l'opération de soudage. Ces contraintes résiduelles ont toujours besoin des traitements thermiques de relaxation des contraintes résiduelles. On a choisi X70-B pour exécuter ces traitement thermique de relaxation car il porte le meilleur comportement mécanique à partir les quatre nuances d'acier X70.

- Les traitements de relaxation effectués à des températures supérieures à 650 ° C ont entraîné une légère croissance des grains de ferrite et la formation de précipités dans les différentes régions du joint de soudure. Ces phénomènes deviennent plus importants lors du recuit à une température supérieure à 680 ° C. Alors que les traitements de relaxation effectués à des températures supérieures à 680 ° C ont entraîné une chute des caractéristiques mécaniques du joint de soudure par rapport à l'état non traité.
- Les traitements de recuit dans la plage de températures allant de 550 à 680 °C améliorent la ductilité, la ténacité et la plasticité du joint soudé avec une diminution de la dureté, de l'impédance Z et de la magnétisation de saturation. Cependant, une augmentation de la dureté est observée au dessus de 680 ° C dans le MB, en raison de la dissolution de carbure précipite dans les phases ferritiques.
- L'investigation microstructurale, mécanique et magnétique des joints en acier X70 dans une plage de températures allant de 550 ° C à 710 ° C a permis de conclure que des traitements de recuit optimaux peuvent être réalisés pour

ces joints dans une plage de températures allant de 650 à 680 ° C, ce qui correspond à aux valeurs maximales de la force coercitive H_c .

L'analyse du comportement hétérogène de l'acier X70 optimal a conduit à confirmer que Les propriétés mécaniques des joints de soudure hétérogène X70-304L sont fortement liées aux compositions chimiques du métal d'apport. La soudure hétérogène de 304L SS / HSLA-X70 présente une bonne soudabilité avec le métal d'apport duplex E2209 par rapport aux métaux d'apport austénitiques et au métal d'apport faiblement carboné aux moyennes énergies du procédé TIG. Il donne une combinaison de beurre entre propriétés de traction et résistance aux chocs. Ainsi, les soudures E2209 présentent le meilleur raffinage du grain dans la zone affectée par la chaleur, qui contient une quantité infime de phases de précipitation σ dans une zone affectée par la chaleur de 304 L, provoquant une rupture ductile par un essai de traction.

Et afin d'optimiser ce comportement hétérogène par la méthode de Taguchi, on suggère l'optimisation des propriétés mécaniques des soudures hétérogènes en utilisant la résistance à la traction et les différences inversées de dureté entre les zones affectées thermiquement et les matériaux de base ($\Delta H-1$ (304L), $\Delta H-1$ (X70)). Et, en fonction de la valeur F de la table ANOVA, l'analyse de variance a été réalisée pour un niveau de confiance de 95%. Par conséquent, nous supposons que la valeur de P inférieure à 0,05 s'avère être un paramètre significatif. Le flux de gaz est le principal paramètre important affectant les caractéristiques de performance de la résistance à la traction et de la dureté en utilisant le procédé de soudage TIG. Les paramètres optimisés TIG sont les suivants: vitesse de soudage à 70 m / min, courant de soudage à 70 A et débit de gaz Argon de 8 l / m.

Ce travail ne constitue qu'une modeste contribution à la compréhension des différents phénomènes rencontrés lors du soudage des aciers X70. Afin de compléter nos résultats, plusieurs directions d'études pourraient être suivies. A ce jour, deux principales voies peuvent être envisagées:

- Travailler à l'échelle microscopique moyennant des caractérisations plus fines (Microsonde et MET) afin d'identifier avec précision les différentes phases en présence et corrélérer la structure métallurgique au comportement vis à vis de

la corrosion des interfaces soudées. L'utilisation des traitements thermiques à des temps de maintien plus élevés sera souhaitable afin de quantifier l'influence de ce paramètre sur la morphologie et la structure cristalline des cordons de soudure.

- Etudier le comportement électrochimique des cordons de soudure dans des milieux assez agressifs et corrélérer la structure métallurgique au comportement vis à vis de la corrosion des interfaces soudées surtout dans les soudures hétérogène X70.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] Metals handbook Vol .1 «Properties and Selection: Irons, steels, and High performance Alloys», ASM International, USA 2005.
- [2] Ministère de L'énergie. Bilan des réalisations du secteur. Année 2016, Algerie
- [3] K. HULKA. «HSLA large diameter pipe plate from standard production to X80/X100», Niobium Information 13/39, 1997
- [4] F. RIVALIN, « Développement d'aciers pour gazoducs à haute limite d'élasticité et ténacité élevée : mécanique et mécanismes de la rupture ductile à grande vitesse, (voir en particulier l'historique et la rupture ductile dans les pipelines en acier TMCP) », these de doctorat, Ecole des Mines de paris, 2006.
- [4] F. HEISTERKAMP and T. CARNEIRO, NIOBIUM; « Future Possibilities-technology and the market place», 2001
- [5] S. LEE, D. KWON, Y.K LEE, O. KWON, metall. Mater. Trans, vol. 26A 1093,1995
- [6] Marc GRUMBACH, «Aciers microalliés»,Technique de l'ingénieur M4 525.
- [7] BERNARD (G.), BRUYERE (R.) et GRUMBACH (M .). «Evaluation des aciers a haute limite d'élasticité pour utilisation en chaudronnerie». Rev. De métallurgie CIT, Avril 1980.
- [8] KIKUMA (T.) et TAMEHIRO (H.). «Improvment of toughness in weld heat-affected zone of pipe-line steel. Nippon Steel». Seminar on wel-ding of steel products KIEV , sept. 1991.
- [9] M.O.AZZOUG "caractérisation et étude électrochimique des interfaces Zy4-Zy4 et Zy4-acier obtenues par soudage laser", thèse magister, Université USTHB Alger, 2008
- [10] Petch, N. J.: The cleavage strength of polycrystals. J. of Iron Steel Institute, vol. 173, pp. 25–28, 1953.
- [11]API Recommended Practice 5L3. API, 1996.
- [12]Wilson, D. V.: Reversible work hardening in alloys of cubic metals. Acta Metallurgica, vol. 13, pp. 807–814, 1965.
- [13] Bhadeshia, H. K. D. H.: Diffusional formation of ferrite in iron and its alloys, Progress in Materials Science, vol. 29, pp. 321–385, 1985.

- [14] Bhadeshia, H. K. D. H.: Bainite in Steels. 2nd ed., The Institute of Materials, London, 2001.
- [15] Bhadeshia, H. K. D. H. and Honeycombe, R. W. K.: Steels. 3rd ed., Elsevier Ltd., 2006.
- [16] Ikawa, H., Oshige, H. and Tanoue, T.: Effect of Martensite-Austenite Constituent on the HAZ Toughness of a High Strength Steel. IIW Doc. IX-1156-80, International Institute of Welding, London, 1980.
- [17] P. F. Mendez, T. W. Eagar, "Welding Processes in Aeronautics", Advanced Materials & Processes, May 2001, p.39-43.
- [18] R. Blondeau, "Procédés et applications industrielles du soudage", Hermès Science publication, Paris (2001).
- [19] Z. Li, S. L. Gobbi, "Laser Welding techniques for lightweight structures", Journal of Materials Processing Technology 70, 1997, p.137-144.
- [20] Comité de la fabrication métallique industrielle "PROCÉDÉS DE SOUDAGE (MANUELS ET SEMI-AUTOMATIQUES) " Chapitre2, 2009
- [21] M. A. TOUFIK, "Influence des traitements thermiques sur la rupture fragile des cordons de soudure", Thèse Doctorat, Université Med Boudiaf de M'sila, 2004
- [22] E. KEEHAN, "Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals ", Department of Experimental Physics, Göteborg University-Sweden, 2004.
- [23] K. EASTERLING, "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding", Editions Butterworths, 1983.
- [24] R. Le gouic Précis de soudage brassage et techniques connexes, Eyroles, (1978).
- [25] W. CHAPEAU, R. BAUS. "Application du soudage aux constructions" Editions Sciences et Lettres. (1977).
- [26] R.Cazes Soudage à l'arc, Techniques de l'ingénieur, B7730, Août 1995.
- [27] A.Rabey. Les aciers spéciaux, SEMAS Paris-ed, 1978.

- [28] V.Calonne. Propagation de fissure par fatigue dans les aciers austéno-ferritiques moulés: Influence de la microstructure, du vieillissement et de la température d'essai, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 13 Juillet 2001.
- [29] P.Lacombe, B.Baroux, G.Béranger. Les aciers inoxydables, Editions Physique, 1990.
- [31] P.Gympel, N.Arlt. Les aciers inoxydables, Editeur Tec et Doc, Paris, 1990.
- [32] P.J.Cunat. Aciers inoxydables: Propriétés. Résistance à la corrosion, Techniques de l'ingénieur, M4541, Juin 2000.
- [33] P.J.Cunat. Aciers inoxydables : Critères de choix et structure, Techniques de l'ingénieur, M4540, Mars 2000.
- [34] P.Lefèvre, M.Poupard, L.Primot, Y.Vendeville, A.Vieu. Choix et mise en oeuvre des aciers inoxydables dans les industries agro-alimentaires et connexes, principes généraux (Vol 1), Publications CETIM, 1996.
- [35] Precision Tube Technology, INC, (Coiled Line Pipe applications), ISO 9001.USA, 2001
- [36] ASME (Qualification Standard for Welding and Brazing), An International Code of ASME Boiler and Pressure Vessel Committee on welding and Brazing, USA, 2010
- [37] ASTM International E08-03, Standard test methods for tension testing of metallic materials, American National Standard, E8/E8M, 2010
- [38] ISO 148: Acier «teste d'impact sur échantillons iso en V» NF EN ISO 148-2 avril 2009.
- [39] T. Mohandas et al. Journal of Materials Processing Technology 88 (1999) 284–294.
- [40] A. LAMBERT-PERLADE et al. Metallurgical and Materials Transactions A. 35A, MARCH 2004—1039
- [41] Kioumars Poorhaydari, Douglas G. Ivey. J Mater Sci (2011) 46:4953–4963
- [42] G. Pimenta, F. Bastian, J of Mater Eng and Perf. 192(2010)—Volume 10(2),
- [43] Hai-lian Wei, Guo-quan Liu, Materials and Design 56 (2014) 437–444,
- [44] C. Roucoules, S. Yue, J. J. Jonas, Metallurgical and Materials Transactions A (January 1995), Volume 26, Issue 1, pp 181-190
- [45] Adem Bakkalog˘lu, Materials Letters 56 (2002) 200–209

- [46] F. FANG, Q. YONG, C. YANG, H. SU . Microstructure and Precipitation Behavior in HAZ of V and Ti Microalloyed Steel. *J. Of Iron And Steel Research, International*. 2009, 16(3): 68-72, 77
- [47] B.K. Showl, R. Veerababu, R. Balamuralikrishnan, G. Malakondaiah. Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 1595–1604
- [47] B. Beidokhti, A.H. Koukabi, A. Dolati. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel. *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009) 4027–4035
- [48] W.W. Bose-Filho, A.L.M. Carvalho, M. Strangwood. Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds. *Materials Characterization* 58 (2007) 29–39
- [49] Y. ZHANG, H. ZHANG, I. LI , W. LIU . Effect of Heat Input on Microstructure and Toughness of Coarse Grain Heat Affected Zone in Nb Microalloyed HSLA Steels. *J. Of Iron And Steel Research, International*. 2009. 16(5): 73-80.
- [50] B. Beidokhti, A. Dolati, A.H. Koukabi. Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking. *Materials Science and Engineering A* 507 (2009) 167–173
- [51] CAO Jian-chun et al. Effect of Niobium on Isothermal Transformation of Austenite to Ferrite in HSLA Low-Carbon Steel. *J Iron & Steel Res.*, 14(3): 51-55, 2007
- [52] QIAO Gui-ying et al, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 19(2009) 1395-1399
- [53] FENG Chun , FANG Hong-sheng, ZHENG Yan-kang , BAI Bing-zhe. *J Iron & Steel Res.*, 17(4): 53-58, 2010
- [54] S.G.Hong, K.B.Kang, C.G.Park, Strain-induced precipitation of NbC in Nb and Nb–Ti microalloyed HSLA steels, *Scripta Materialia*, Vol. 46(2), 2002, pp. 163-168
- [55] F. FANG, Q. YONG, C. YANG, H. SU . Microstructure and Precipitation Behavior in HAZ of V and Ti Microalloyed Steel. *J. Of Iron And Steel Research, International*. 2009, 16(3): 68-72, 77
- [56] B.K. Showl, R. Veerababu, R. Balamuralikrishnan, G. Malakondaiah. Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 1595–1604

- [57] B. Beidokhti, A.H. Koukabi, A. Dolati. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel. *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009) 4027–4035
- [58] W.W. Bose-Filho, A.L.M. Carvalho, M. Strangwood. Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds. *Materials Characterization* 58 (2007) 29–39.
- [60] M. Ouadah, O. Touhami, R. Ibtouen, M.F. Benlamouar, M. Zergoug. Corrosive effects of the electromagnetic induction caused by the high voltage power lines on buried X70 steel pipelines. *Electrical Power and Energy Systems* 91 (2017) 34–41.
- [61] H. Alipooramirabad, A. Paradowska, R. Ghomashchi, M. Reid. Investigating the effects of welding process on residual stresses, microstructure and mechanical properties in HSLA steel welds. *Journal of Manufacturing Processes* 28 (2017) 70–81.
- [62] Jian-Guo Gong, Tian-Ye Niu, Haofeng Chen, Fu-Zhen Xuan, Shakedown analysis of pressure pipeline with an oblique nozzle at elevated temperatures using the linear matching method, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 159 (2018) 55–66.
- [62] H. Ilker Yelbay, Ibrahim Cam, C. Hakan Gur, Non-destructive determination of residual stress state in steel weldment sby Magnetic Barkhausen Noise technique, *NDT&E International* 43 (2010) 29–33.
- [63] A. Ishigami, M. J. Roy, J. N. Walsh, P. J. Withers, The effect of the weld fusion zone shape on residual stress in submerged arc welding, *Int J Adv Manuf Technol* (2017) 90:3451–3464.
- [64] M. Alizadeh, S. Bordbar. Applying a novel heat treatment cycle to modify the microstructure of welded API X70 pipeline steel. *Materials Letters*. MLBLUE14910.
- [65] S. Ravi, V. Balasubramanian, S. Nemat Nasser. Influences of post weld heat treatment on fatigue life prediction of strength mis-matched HSLA steel welds. *Fatigue*. 27 (2005) 547–553.
- [66] P.C. Chung et al. Effects of post-weld heat treatment cycles on microstructure and mechanical properties of electric resistance welded pipe welds. *Materials and Design* 34 (2012) 685–690.
- [67] American Petroleum Institute. API 1104: Standard for welding pipeline and related facilities.
- [68] N.S. Rossini, M. Dassisti, K.Y. Benyounis, A.G. Olabi. Methods of measuring residual stresses in components. *Materials and Design* 35 (2012) 572–588.
- [69] Jae-Myeong Jang, Sung-Joon Kim, Nam Hyun Kang, Kyung-Mox Ch, and Dong-Woo Suh. Effects of Annealing Conditions on Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon,

Manganese Transformation-Induced Plasticity Steel. *Met. Mater. Int.*, Vol. 15, No. 6 (2009), pp. 909-916

[70] M. Militzer, E.B. Hawbolt, T.R. Meadowcroft. Microstructural Model for Hot Strip Rolling of High-Strength Low-Alloy Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Volume 31A, April 2000—1247

[71] H. Alipooramirabada, R. Ghomashchi, A. Paradowska, M. Reid. Residual stress-microstructure- mechanical property interrelationships in multipass HSLA steel welds. *Journal of Materials Processing Technology* 231 (2016) 456–467.

[72] M. Masoumi, L.F.G. Herculano, A.A. Almeida, M. Be Res, H.F.G. De Abreu. Texture Study Across Thickness of API X70 Steel After Hot Deformation and Different Post treatments. *Minerals, Metals & Materials Society. JOM*, Vol. 68, No. 1, 2016.

[73] M.A. Mostafaei, M.Kazeminezhad. Microstructure and mechanical properties improvement by ultra-rapid annealing of severely deformed low-carbon steel. *Materials Science &Engineering A*655(2016)229–236.

[74] M. Kupferling, C. Appino, V. Basso, G. Bertotti, F. Fiorillo, P. Meiland. Magnetic hysteresis in plastically deformed low-carbon steel laminations. *Journal of Mag. & Magnetic Mater.* 316 (2007) e854–e857.

[75] J.N. Mohapatra, S. Kumar, A.K. Akela, S. Rao, M. Kaza. Magnetic Hysteresis Loop as a Tool for the Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties of DP Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol.25 (2016), Issue 6, pp 2318–2325.

[76] A. I. Ul'yanov, A. A. Chulkina. Magnetic Properties of Cementite and the Coercive Force of Carbon Steels after Plastic Deformation and Annealing. *The Physics of Metals and Metallography*ISSN 0031-918X,, 2009, Vol. 107, No. 5, pp. 439–448.

[77] A. V. Makarove et al. Magnetic and Electromagnetic Inspection of Mechanical Properties of High-Carbon Steel with an Initial Fine-Pearlite Structure Subjected to High-Temperature Annealing. ISSN 1061-8309, *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2008, Vol. 44, No. 2, pp. 117–131.

[78] K. V. Kostin et al. Measurement of the Hysteresis Characteristics of Pipe Steels under Elastic and Plastic Tensile Strain. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, ISSN 1061_8309, 2011, Vol. 47, No. 9, pp. 593–602.

- [79] J. W. Byeon, S.I. Kwun. Magnetic Evaluation of Microstructures and Strength of Eutectoid Steel. *Materials Transactions*, Vol. 44, No. 10 (2003) pp. 2184 to 2190.
- [80] M. Zhao, T. Hanamura, H. Qiu, K. Nagai, K. Yang. Grain growth and Hall–Petch relation in dual-sized ferrite/cementite steel with nano-sized cementite particles in a heterogeneous and dense distribution. *Scripta Materialia* 54 (2006) 1193–1197.
- [81] L. Rothleutner, R. Cryderman, and C. V. Tyne. Influence of Temperature and Holding Time on the Interaction of V, Al, and N in Microalloyed Forging Steels. *Minerals, Metals & Materials Society and ASM International* 2014.10.1007/s11661-014-2375-1.
- [82] Wei You, Weihong Xu, Bingzhe Bai, Hongsheng Fang. Materialometrical approach of predicting the austenite formation temperatures. *Materials Science and Engineering A* 419 (2006) 276–282.
- [83] S. Nag, P. Sardar, A. Jain, A. Himanshu, D. K. Mondal. Correlation between ferrite grain size, microstructure and tensile properties of 0.17 wt % carbon steel with traces of microalloying elements. *Materials Science & Engineering A* 597 (2014) 253–263.
- [84] ASM International. *Fundamentals of the Heat Treating of Steel. Practical Heat Treating, Second Edition* 2006.
- [85] A. Mirzaee-Sisan, A. Bastola. Redistribution of welding residual stress following high plastic deformation in seamless pipes. *Volume 158, December 2017, Pages 37-50*
- [86] Jianwei Li, Minqiang Xu. Influence of uniaxial plastic deformation on surface magnetic field in steel. *Meccanica* (2012) 47:135–139.
- [87] M. Ouadah, O. Touhami, R. Ibtouen, M.F. Benlamnour, M. Zergoug. *Electrical Power and Energy Systems*, Vol. 91, 2017, p. 34–41.
- [88] N. Naveen Kumar, G. D. Janaki Ram, S. S. Bhattacharya¹, H. C. Dey, S. K. Albert. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 68, No. 2, 2015, p 289-S297.
- [89] S. Ningshem, M. Sakairi. *Journal of Solid State Electrochemistry*, Vol. 19, No. 2015, p. 3533-3542.
- [90] M.F. Benlamnour, M. Hadji, R. Badji, N. Bensaid, T. Saadi, Y. Laib dit Laksir, S. Senouci: *Solid State Phenomena*, Vol. 297, 2019, p. 51-61.
- [91] N. Bensaid, M. Hadji, R. Badji, M.F. Benlamnour, T. Saadi, Y. Laib dit Laksir, S. Senouci: *Solid State Phenomena*, Vol. 297, 2019, p. 195-203.
- [92] K. Fan, G.Z. Wang, F.Z. Xuan, S.T. Tu: *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 136, 2015, p. 279-291.

- [93] M. R. A. Shawon , F. Gulshan, A. S. W. Kurny: Journal of The Institution of Engineers (India): Series B. Vol. 96, No. 01, 2015, p. 29-36.
- [94] N. Ghosh, P. K. Pal, G. Nandi: Engineering Science and Technology, Vol. 20, No. 04, 2017, p. 1334-1341.
- [95] Le Thi Nhung, Pham Mai Khanh, Le Minh Hai, Nguyen Duong Nam: Acta Metallurgica Slovaca, Vol. 23, No. 4, 2017, p. 363-370.
- [96] Fanny Mas, et al: Materials Science & Engineering, Vol. 667, 2016, p. 156-170.
- [97] H. Tasalloti, P. Kah, J. Martikainen: International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol. 71, 2017, p. 363-370.
- [98] N. Arivazhagan, Surendra Singh, Satya Prakash, G.M. Reddy: Materials and Design, Vol. 32, 2011, p. 3036-3050.
- [99] N. Venkateswara Rao, G. Madhusudhan Reddy, S. Nagarjuna: Materials and Design, Vol. 32, 2011, p. 2496-2506
- [100] J. Wang, M. Lu, L. Zhang, W. Chang, L. Xu, L. Hu, Effect of welding process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low alloy steel and duplex stainless steel, International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, Vol. 19 (2012), pp. 518.
- [101] G. Wang, H. Wang, F. Xuan, et al., Local fracture properties and dissimilar weld integrity in nuclear power plants. Front. Mech. Eng., Vol. 8, No. 3(2013), pp. 283-290.
- [102] M. Ragavendran, N. Chandrasekhar, R. Ravikumar, R. Saxena, M. Vasudevan, A.K. Bhaduri, Optimization of hybrid laser-TIG welding of 316LN steel using response surface methodology (RSM), Optics and Lasers in Engineering, Vol. 94 (2017), pp. 27-36.
- [103] P.S. Effertz, L. Quintino, V. Infante, The optimization of process parameters for friction spot welded 7050-T76 aluminium alloy using a Taguchi orthogonal array, Int J Adv Manuf Technol., Vol. 91 (2017), pp. 3683-3695.
- [104] Y.S. Tarng, W.H. Yang, S.C. Juang, The Use of Fuzzy Logic in the Taguchi Method for the Optimization of the Submerged Arc Welding Process, Int J Adv Manuf Technol., Vol. 16 (2000), pp. 688-694.
- [105] H. Bang, H.S. Bang, M.J. Na, G.H. Jeon, G.S. Kim, B.R. Kim, Application of Taguchi approach to optimize laser-arc hybrid welding parameters of galvanized steel, Strength of Materials, Vol. 48, No. 1 (2016), pp.146-151
- [106] K. Devendranath Ramkumar, Debidutta Mishra, B. Ganesh Raj, M.K. Vignesh, G. Thiruvengatam, S.P. Sudharshan, N. Arivazhagan, N. Sivashanmugam, Arul Maximus Rabel, Effect of optimal weld parameters in the microstructure and mechanical properties of autogeneous gas tungsten arc weldments of super-duplex stainless steel UNS S32750, Materials and Design, Vol. 66 (2015), pp. 356-365.
- [107] S.J.A. Ghani, I.A. Choudhury, H.H. Hassan, Application of Taguchi method in the optimization of end milling parameters, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 145 (2004), pp. 84-92.

- [108] M.A. Mohamed, Y.H. Manurung, M.N. Berhan, Model development for mechanical properties and weld quality class of friction stir welding using multi-objective Taguchi method and response surface methodology, *Journal of Mechanical Science and Technology*, Vol. 29, No. 6 (2015), pp. 2323-2331.
- [109] P. Bharath, V.G. Sridhar, M.S. kumar, Optimization of 316 Stainless Steel Weld Joint Characteristics using Taguchi Technique. *Procedia Engineering*, Vol. 97 (2014), pp. 881-891.
- [110] K.Y. Benjounis, A.G. Olabi, M.S.J. Hasmi, Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile, *J Mater Process Technol.*, Vol. 164-165 (2005), pp. 978-985.