

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DE BLIDA 1
FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE MECANIQUE



Projet de Fin D'études
Pour l'obtention de diplôme de
Master en Matériaux et Traitements de Surface

Titre :

**SOUDAGE TIG DES ACIERS INOXYDABLES
TRAITES
(MICROSTRUCTURES ET TRAITEMENTS THERMIQUES)**

Etudié par :
BAITECHE Mohammed

Proposé par :
Mr. ABADA Mourad

Co-promoteur: Pr. HADJI .Mohamed
Co-promoteur: Mr. BENSaid Nabil (CSC)

Année universitaire: 2015/2016

Remerciements

Tout d'abord, nous remercions le bon DIEU le tout puissant de nous avoir donné la volonté et le courage pour accomplir le présent travail, nous tenons à saluer ici les personnes qui, de près ou de loin, ont contribué à la concrétisation de ce travail.

Nos remerciements s'adressent à la personne qui nous a proposé le sujet de ce mémoire: **Dr. Hadji Mohammed** et à **M. Abada Mourad** qui m'a encadré tout au long de cette année d'étude. A travers nos discussions, il nous a apporté une compréhension plus approfondie des divers aspects du sujet pour pouvoir mener à bien ce travail de recherche.

Nous remercions, **M BENS Aid Nabil** et **M BITAHAR Khair-Eddine** ; sans oublier l'ensemble du personnel du laboratoire de CSC qui était très agréable avec nous pendant notre formation au sein du centre.

SOMMAIRE

CHAPITRE I : GENERALITES SUR LES ACIERS INOXYDABLES	2
I.1. Introduction	3
I.2. Historique des aciers inoxydables	3
I.3. Composition et structure des aciers inoxydables	4
I.4. La passivation des aciers inoxydables.....	4
I.4.1. La passivation.....	4
I.4.2. Le film passif des aciers inoxydables.....	5
I.5. Les diagrammes de phases	5
I.5.1. Phases de référence	5
I.5.2. Diagramme Fe-Cr.....	6
I.5.3. Le système Fe-Cr-Ni :	7
I.6. Influence des éléments d'addition :	8
I.6.1. Les éléments alphagènes :	8
I.6.2. Les éléments gammagènes :	9
I.7. Classification des aciers inoxydables.....	10
I.7.1. Les aciers ferritiques (magnétiques).....	10
I.7.2. Les aciers martensitique (magnétique).....	10
I.7.3. Les aciers austénitiques (amagnétiques)	10
I.7.4. Les aciers austénoferritiques (duplex).....	10
I.7.5. Aciers inoxydables à durcissement par précipitation	11
I.8. Les aciers austénitiques :	11
I.8.1. Composition chimique :	11
I.8.2. Classement des aciers inoxydables austénitiques.....	11
I.8.3. Propriétés des aciers inoxydables austénitiques	11
I.8.4. Traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques	12
I.8.5. Traitement thermomécanique des aciers inoxydable austénitique	12
I.9. Conclusion.....	12
CHAPITRE II : SOUDAGE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES.....	14
II.1. Introduction	14
II.1.1. Définition du soudage	14
II.2. Caractéristiques de la soudure.....	14
II.2.1. Caractéristiques métallurgiques	14
II.2.2. Caractéristiques du cycle thermique.....	15
II.3. Problèmes rencontrés lors du soudage des aciers austénitiques.....	16
II.3.1. Fissuration à chaud.....	16

II.3.2.	Formation des soufflures dans le cordon.....	16
II.3.3.	Fragilisation par formation de composés intermétalliques du type sigma	16
II.3.4.	La corrosion.....	17
II.4.	Effet des paramètres de soudage :	17
II.4.1.	Influence de la vitesse de soudage sur la Vitesse de solidification :	17
II.4.2.	Influence de rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} :.....	18
II.5.	Conclusion.....	20
CHAPITRE III : PARTIE EXPERIMENTALE		20
III.1.	Introduction :	21
III.2.	Matériau d'étude :	21
III.3.	Calcul du chrome équivalent et nickel équivalent :	21
III.4.	Description du procédé utilisé (soudage TIG) :	22
III.4.1.	Principe du soudage TIG.....	22
III.4.2.	Matériel utilisé pour le soudage TIG.....	23
III.5.	Préparation des échantillons pour le soudage.....	25
III.5.1.	Etape de découpage de la tôle :	25
III.5.2.	Traitement thermique	25
III.6.	Déroulement de l'opération de soudage :	26
III.6.1.	Calcul des paramètres de soudage :	26
III.7.	Caractérisation métallographique.....	27
III.7.1.	Techniques de préparation.....	28
III.7.2.	Microscopie Optique (MO).....	29
III.7.3.	Microscope Electronique à Balayage MEB	29
III.8.	Caractérisations mécanique.....	30
III.8.1.	Essai de traction	30
	Préparation des éprouvettes.....	30
III.8.2.	Micro dureté Vickers.....	31
III.8.3.	Essai de résilience	32
	Figure III.17. Mouton pendule ou mouton de Charpy.	33
	Figure III.18. Les éprouvettes de résilience (316L-316L /310L-310L / 304L-304L) entaillée.	33
CHAPITRE IV : RESULTATS ET DISCUSSION.....		41
IV.1.	Observations métallographiques	34
IV.1.1.	Examen macrographique.....	34
IV.1.2.	Examen micrographique	35
IV.1.3.	Examen faciès de rupture du traction sous MEB:	41
IV.2.	Détermination des caractéristiques mécaniques.....	49
IV.2.1.	Essai de microdureté	49

IV.2.2. Essai de traction :	56
IV.2.3. Essai de résilience :	62

LISTE DES FIGURES

Figure I.1.Mécanisme de passivation d'un acier inoxydable.....	4
Figure I.2. Diagrammes de polarisation anodique d'un acier inoxydable [2].....	5
Figure I.3.Variétés allotropiques du fer pur.....	6
Figure I.4.Diagramme de phase fer-chrome [1].....	6
Figure I.5.Diagramme de phase fer-chrome-nickel [1].....	7
Figure I.6.Structure à l'équilibre d'un acier à 18 % de chrome.....	7
Figure II.1.Couplage thermo métallurgique et mécanique mis en jeu au cours d'une opération de soudage [10].....	14
Figure II.2.les trois zones d'une structure soudée.....	14
Figure II.3.cycle thermique de soudage.....	15
Figure II.4. Forme du bain de fusion elliptique [14].....	17
Figure II.5.Principaux structure de solidification en fonction de la vitesse de soudage [15].....	18
Figure III.1. Chanfrein en « V » [20].....	23
Figure III.2. Poste de soudage TIG.....	23
Figure III.3. Gaz d'argon.....	24
Figure III.4. Torche utilise pour le soudage TIG.....	24
Figure III.5. Métal d'apporte ER316LSi.....	25
Figure III.6.Image du four utilisé pur les traitements thermiques.....	26
Figure III.7. Les pièces soudées homogène (304 -304, 310 -310 et 316 -316).....	27
Figure III.8. Les pièces soudées hétérogène (310L-316L, 304L-310L et 304L-316L).....	27
Figure III.9. Machine enrobeuse et les échantillons enrobés par la résine.....	28
Figure III.10. Microscope optique Leica.....	29
Figure III.11. Microscope Electronique à balayage QUANTA 600-FEI.....	30
Figure III.12. Forme et dimensions d'une éprouvette de traction.....	31
Figure III.13. Machine de traction.....	31
Figure III.14 .Indenteur type Vickers et empreinte type laissée par l'Indenteur.....	32
Figure III.15 .Microduromètre type HWDM-1.....	32
Figure III.16. Forme de l'éprouvette de résilience et la position de l'entaille.....	33
Figure III.17. Mouton pendule ou mouton de Charpy.....	33
Figure III.18. Les éprouvettes de résilience (316L-316L /310L-310L / 304L-304L) entaillée.....	33
Figure IV.1. Observation macrographique des cordons des soudures homogènes (X20).....	34
Figure IV.2. Observation macrographique des cordons des soudures hétérogènes (X20).....	34
Figure IV.3. Microstructure du métal de base (316) avec un grossissement de X200.....	35
Figure IV.4. Microstructure du métal de base (304L) avec un grossissement de X200.....	36
Figure IV.5. Microstructure du métal de base 310L avec un grossissement de X200.....	36
Figure IV.6 Microstructures du cordon de soudure 304L-304L.....	37
Figure IV.7. Microstructures du cordon de soudure 310L-310L (Gx200).....	37
Figure IV.8. Microstructures du cordon de soudure 316L-316L.....	38
Figure IV.9. Microstructures du cordon de soudure 304L-310L.....	39
Figure IV.10. Microstructures du cordon de soudure 310L-316L.....	39
Figure IV.11. Microstructures du cordon de soudure 304L-316L.....	40
Figure IV.12. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-304L.....	41
Figure IV.13. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-304L.....	42
Figure IV.14. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 310L-310L.....	43
Figure IV.15 EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 310 L - 310 L.....	43

Figure IV.16. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 316L-316L	44
Figure IV.17. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 316 L - 316 L.....	44
Figure IV.18. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-310L	45
Figure IV.19. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-310L.....	46
Figure IV.20. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-316L	47
Figure IV.21. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-316L.....	47
Figure IV.22. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 310L-316L	48
Figure IV.23. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 310L-316L.....	49
Figure IV.24. Les moyennes de la micro dureté des éprouvettes: 316L, 310L et 304L	50
Figure IV.25. Les résultats de micro dureté de la soudure (304L-304L).....	51
Figure IV.26. Les résultats de micro dureté de la soudure (310L-310L).....	51
Figure IV.27. Les résultats de micro dureté de la soudure (316L-316L).....	52
Figure IV.28. Les résultats de micro dureté des trois soudures homogènes	53
Figure IV.29. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 304L-310L.....	53
Figure IV.30. Les résultats de micro dureté de la soudure (304L-310L).....	54
Figure IV.31. Les résultats de micro dureté de la soudure (304L-316L).....	54
Figure IV.32. Les résultats de micro dureté de la soudure (310L-316L).....	55
Figure IV.33. Les résultats de micro dureté des trois soudures hétérogènes	55
Figure IV.34. Eprouvettes de traction des métaux de base après la rupture.	56
Figure IV.35. Les résultats de traction des métaux de base (304L, 310L et 316L).	56
Figure IV.36. Eprouvettes de traction soudée 304L-304L avant essai et après rupture.....	57
Figure IV.37. Les résultats de traction des éprouvettes 304L MB et 304L-304L Soudée	57
Figure IV.38. Eprouvettes de traction soudée 310L-310L avant essai et après rupture.....	58
Figure IV.39. Les résultats de traction des éprouvettes 310L MB et 310L-310L Soudée	58
Figure IV.40 Eprouvettes de traction soudée 316L-316L avant essai et après rupture.....	58
Figure IV.41. Les résultats de traction des éprouvettes 316L MB et 316L-316L Soudée	59
Figure IV.42. Eprouvettes de traction soudée 304L-316L avant essai et après rupture.....	59
Figure IV.43. Les résultats de traction des éprouvettes 316L, 304L et 304L-316L Soudée	60
Figure IV.44. Eprouvettes de traction soudée 304L-310L avant essai et après rupture.....	60
Figure IV.45. Les résultats de traction des éprouvettes 310L, 304L et 304L-310L Soudée	60
Figure IV.46. Eprouvettes de traction soudée 310L-316L avant essai et après rupture.....	61
Figure IV.47. Les résultats de traction des éprouvettes 310L, 316L et 310L-316L Soudée	61
Figure IV.48 Les éprouvettes de résiliences des métaux de base (304L-310L-316L).....	62
Figure IV.49. Les résultats de résilience 304L, 310L et 316L.	62
Figure IV.50. Les éprouvettes de résiliences soudure 304L-304L.....	62
Figure IV.51. Les résultats de résilience soudage 304L304L.....	63
Figure IV.52. Les éprouvettes de résiliences soudure 310L-310L.....	63
Figure IV.53. Les résultats de résilience soudage 310L-310L.....	64
Figure IV.54. Les éprouvettes de résiliences soudure 316L-316L.....	64
Figure IV.55. Les résultats de résilience soudage 316L-316L.....	64
Figure IV.56. Les éprouvettes de résiliences soudure 304L-310L.....	65
Figure IV.57. Les résultats de résilience soudage 304L-310L.....	65
Figure IV.58. Les résultats de résilience soudage 304L-316L.....	66
Figure IV.59. Les éprouvettes de résiliences soudure 310L-316L.....	66
Figure IV.60. Les résultats de résilience soudage 310L-316L.....	67

LISTE DES TABLEAUX

Tableau III-1. Composition chimique des aciers utilisés et du métal d'apport.....	21
Tableau III-2. Caractéristiques techniques (Equipement).....	26
Tableau III-3 Les résultats des paramètres de soudage homogène.....	27
Tableau III-4. Les résultats des paramètres de soudage hétérogène.....	27
Tableau IV-1. Résultat de micro dureté des éprouvettes 316L, 310L et 304L.....	50
Tableau IV-2. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 304L-304L.....	50
Tableau IV-3. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 310L-310L.....	51
Tableau IV-4. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 316L-316L.....	52
Tableau IV-5. Résultat de micro dureté des éprouvettes soudage homogène.....	52
Tableau IV-6. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 304L-316L.....	54
Tableau IV-7.12. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 310L-316L.....	55
Tableau IV-8. Résultat de micro dureté des éprouvettes soudage hétérogène.....	55
Tableau IV-9. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L, 310L et 316L.....	62
Tableau IV-10. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L-304L.....	63
Tableau IV-11. Résultat de micro dureté des éprouvettes 310L-310L.....	63
Tableau IV-12. Résultat de micro dureté des éprouvettes 316L-316L.....	64
Tableau IV-13. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L-310L.....	65
Tableau IV-14. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L-316L.....	66
Tableau IV-15. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L-316L.....	67

LISTE DES ABBREVIATIONS ET SYMBOLES

TIG	Tungstène Inert Gas
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
MB	Métal de Base
ZL	Zone de Liaison
ZF	Zone Fondu
R_e	Résistance de l'électrolyte
R_b	Résistance de la couche barrière
C_{dc}	capacité de la double couche
M	module de cisaillement
σ_c	Contrainte critique
G	Gradient thermique
Θ	Température
r_h	Rayon de l'hydrogène
V_s	Vitesse de soudage
σ_p	contrainte locale
E	Limite d'élasticité
SIE	Spectroscopie d'Impédance Electrochimique
AISI	American Iron and Steel Institute
ECS	l'Electrode au Calomel Saturé
MO	Microscope Optique
MEB	Microscope Electronique à balayage
R_e	Résistance élastique
R_m	Résistance à la rupture
Z%	Coefficient de striction
A%	Coefficient d'allongement
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
BS	Brouillard Salin
CE	Contre électrode
E_{cor}	Potentiel de corrosion
I_{cor}	Courant de corrosion
ASTM	American Society for Testing and Materials

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

L'intérêt des aciers inoxydables, couramment appelé acier inox ou inox, réside dans leurs nombreuses caractéristiques de résistance mécanique (dureté, résilience, résistance à la déformation). Un avantage majeur de ces aciers est leur résistance à la corrosion et à l'oxydation à chaud, due à la présence en surface de l'alliage d'une couche protectrice de quelques nanomètres d'épaisseur, appelée film passif, constituée majoritairement d'oxydes et d'hydroxydes de fer et de chrome, leur coût d'élaboration reste relativement modéré, du fait de l'abondance naturelle de minerai de fer.

L'utilisation de ces aciers touche beaucoup: les réalisations de l'ingénieur des plus grandes ou plus petites, vie quotidienne, industries mécaniques, agroalimentaires, chimiques, transports, médecine, chirurgie, les industriels de construction métallique etc.

De nos jours, les industriels de construction métallique portent un intérêt croissant à la caractérisation des diverses hétérogénéités, incluses dans les structures et liées en partie aux opérations d'assemblage, telles que le soudage. Ce type de liaisons se révèle être tout particulièrement une zone d'hétérogénéité, tant du point de vue microstructural que mécanique.

Le procédé de soudage TIG a été inventé pendant la Seconde Guerre Mondiale pour répondre aux besoins de l'industrie aéronautique Américaine pour une méthode d'assemblage du Magnésium Aluminium. A la fin des années 1930 ; Russel Meredith a utilisé le premier procédé TIG pour le soudage du Magnésium en utilisant une électrode en Tungstène et l'Hélium comme gaz de protection.

Le procédé de soudage TIG (Tungstène Inert Gas) ou aussi connu sous le nom de GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) aux États-Unis, est un procédé de soudage très connu; utilisé dans des applications tels que le domaine aéronautique et naval, industrie pétrolière et pétrochimique, du fait qu'il est soit un procédé associé à des énergies de soudage importantes et de faibles vitesses d'autant qu'il permet une grande flexibilité d'application.

C'est le procédé le plus souple de soudage à l'arc car il ne nécessite pas obligatoirement de métal d'apport pour transmettre la chaleur à la pièce à souder, contrairement au soudage à l'électrode fusible ou enrobée.

La simplicité technologique du dispositif et l'absence de projection en font un procédé de haute qualité facilement automatisable pour des joints de petites dimensions et faibles d'accès.

Ce procédé est également le plus répandu pour le soudage des alliages à base Ti et à base Ni.

Depuis peu, scientifiques et industriels s'intéressent au soudage des métaux et alliages de composition chimique différente ce qu'on appelle soudage hétérogène. Un procédé qui suscite beaucoup d'intérêt tant sur le volet économique que celui des propriétés mécaniques et métallurgiques de la construction. Ce travail a trait à l'étude de joints soudés à l'aide de procédé de soudage TIG ; l'objectif de cette étude est d'évaluer et de caractériser le cordon de soudure des assemblages possibles pour les aciers inoxydables austénitiques (304L ; 310L et 316L). Plus précisément, on cherchera les paramètres mécaniques et structuraux des cordons de soudure. C'est précisément dans ce contexte que se situe notre travail que nous avons organisé de la manière suivante:

Le premier chapitre : Nous détaillons dans ce chapitre les différentes classes des aciers inoxydables en décrivant la structure du film passif.

Dans le deuxième chapitre : On traite la métallurgie de soudage de ces aciers, ainsi que les paramètres qui influent sur les propriétés finales d'un joint soudé et les phénomènes engendrés par le soudage.

Dans le Troisième chapitre : on trouve la description des différentes techniques expérimentales utilisées dans notre travail.

Dans le quatrième chapitre : Les résultats obtenus par observation métallographique, traction et microdureté et résilience seront représentés au quatrième chapitre. Nous pourrons alors discuter, au vu de l'ensemble de nos résultats, les structures des aciers 304L 310L et 316L ainsi les caractéristiques mécaniques obtenu expérimentalement.

Il est à noter que les chapitres finissent par des conclusions intermédiaires, qui seront regroupées à la fin du document dans une conclusion générale et on donnera aussi quelques perspectives.

CHAPITRE I : GENERALITES SUR LES ACIERS
INOXYDABLES

I.1. Introduction

Les principales propriétés des aciers inoxydables est leur excellente résistance à la corrosion. Cette propriété donne au matériau une durée de vie quasi exceptionnelle dans la très grande majorité des milieux. A cette propriété fondamentale, s'ajoutent les caractéristiques mécaniques intéressantes comme la résistance mécanique, la ductilité et la ténacité. L'acier inoxydable est donc considéré comme le matériau de choix dans les domaines alimentaire, médical, ménager, nucléaire ...etc.

I.2. Historique des aciers inoxydables

L'histoire des aciers inoxydables est intimement liée à celle du chrome et aux travaux du chimiste français Nicolas-Louis Vauquelin (1763-1889) qui, en 1797, fut le premier à isoler cet élément. Les premières observations des propriétés « inoxydables » du fer allié au chrome furent faites par Berthier, un autre français. Il montra dès 1821 que l'alliage fer-chrome était d'autant plus résistant à certains acides que sa teneur en chrome était plus élevée. Par contre, la quasi-impossibilité d'abaisser la teneur en carbone de l'alliage constitua un obstacle majeur à son développement. En 1904, Léon Guillet puis Albert Poitevin publièrent une série d'études relatives à la structure et aux propriétés des alliages fer-chrome couvrant les nuances martensitiques à 13 % de chrome et les nuances ferritiques à 17 % de chrome. En 1909, L. Guillet publia une étude sur les aciers inoxydables au chrome-nickel ou aciers inoxydables austénitiques complétant ainsi ses études précédentes sur les alliages fer-chrome et couvrant pratiquement l'ensemble de la famille des aciers inoxydables. Le métallurgiste allemand W. Giesen fit, de son côté, et à la même époque, des recherches comparables. Les études de L. Guillet, A. Poitevin et W. Giesen permirent ainsi, dès 1909, de classer les aciers inoxydables en fonction de leur structure et de définir les trois familles principales: martensitique, ferritique et austénitique. Le passage au stade industriel est attribué à Harry Brearley pour les aciers inoxydables martensitiques. Il serait à l'origine de la première élaboration réalisée à Sheffield en 1913. Un mérite analogue reviendrait aux allemands Benno Strauss et Eduard Maurer pour la production des aciers inoxydables austénitiques et aux américains Frederick Becket et Christian Dantsizen pour celle des aciers inoxydables ferritiques. La première description de la passivité des aciers inoxydables est attribuée à l'allemand Philip Monnartz. Les recherches ultérieures ont notamment porté sur le rôle des éléments d'alliage. Elles ont conduit à la mise au point des nuances à durcissement structural dont les propriétés aux températures élevées ont été mises en évidence par Pierre Chevenard. Enfin, c'est au début des années 1930 que J. Hochmann a découvert les nuances biphasées austénoferritiques appelées de nos jours duplex. Si la période comprise entre 1904 et 1920 a

été riche en travaux de laboratoire, il a fallu attendre presque un demi-siècle pour atteindre un stade véritablement industriel [1].

I.3. Composition et structure des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables ont été mis au point pour résoudre les problèmes de corrosion posés par les alliages ferreux. Ce sont des alliages métalliques à base de fer (fer-carbone à teneur en carbone variant de 0,02 à 1,2% pour éviter la précipitation de carbures aux joints de grains), d'au moins 10,5% de chrome et éventuellement d'autres éléments d'alliage (le nickel, l'azote, le molybdène, le titane,... etc.).

I.4. La passivation des aciers inoxydables

I.4.1. La passivation

Elle représente un état des métaux ou des alliages dans lequel leur vitesse de corrosion est notablement ralentie par la présence d'un film passif naturel ou artificiel, par rapport à ce qu'elle serait en l'absence de ce film. [2].

Dans la plupart des cas (aluminium, acier, acier inoxydable, titane...), ce film passif apparaît spontanément par oxydation, parce que l'oxyde formé sur la surface est insoluble et constitue un obstacle qui ralentit les processus ultérieurs. Dans un milieu aqueux, la formation de ce film est liée à un domaine de potentiel électrochimique ainsi qu'à un domaine de pH dans lesquels l'oxyde est stable.

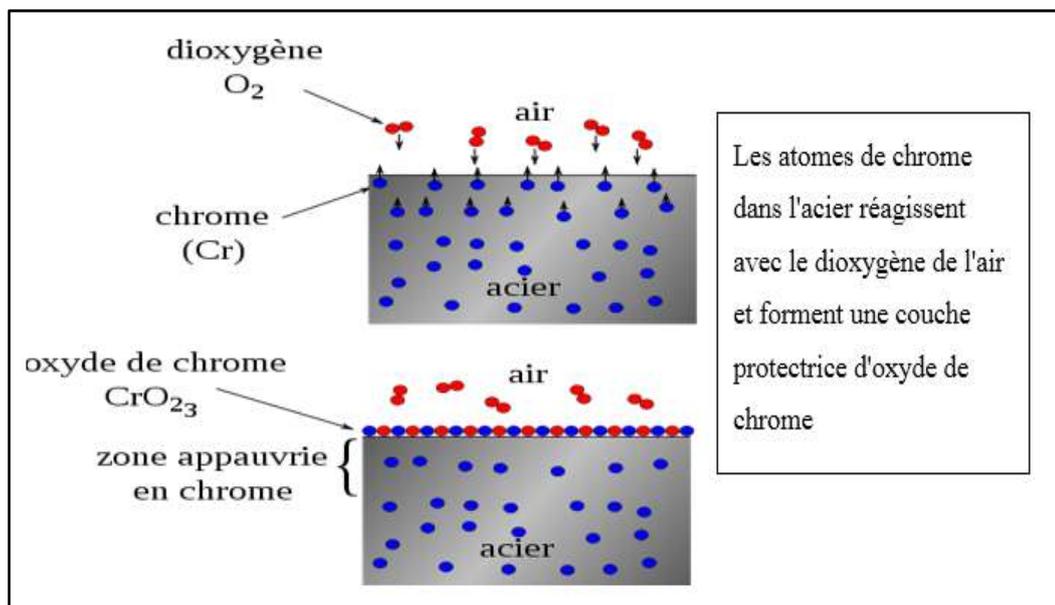


Figure I.1. Mécanisme de passivation d'un acier inoxydable.

I.4.2. Le film passif des aciers inoxydables

L'oxyde de Chrome formé à l'interface est suffisamment bien organisé pour constituer un film protecteur vis-à-vis de la dissolution anodique, grâce à la résistance qu'il offre au passage des cations, ce qui confère une bonne résistance à la corrosion. Le chrome est le principal constituant du film passif formé, l'existence de ces formes oxydées superficielles peut être prévue par les diagrammes de polarisation anodique d'un acier inoxydable [2].

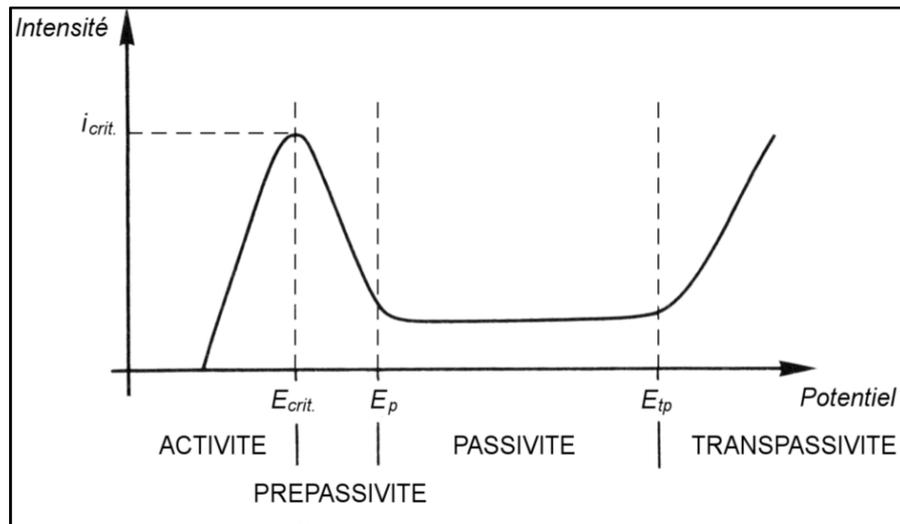


Figure I.2. Diagrammes de polarisation anodique d'un acier inoxydable [2].

I.5. Les diagrammes de phases

Les aciers sont composés de plusieurs éléments dont chacun joue un rôle sur leurs structures et leurs propriétés. Etant donné le nombre important d'éléments qui interviennent dans la composition des aciers, il n'est pas possible d'établir des diagrammes de phases. Toutefois, il est utile de connaître les diagrammes de phases binaires entre le fer et les autres éléments.

I.5.1. Phases de référence

Avant d'examiner les différents diagrammes d'équilibre, il est nécessaire de rappeler les variétés allotropiques du fer pur, schématisées sur la figure I-3. Il possède trois variétés de structure cristalline. Entre la température ambiante et 910°C ; le fer a une structure cubique centrée, c'est la ferrite α . A partir de 910 °C, il se transforme en austénite γ dont la structure est cubique à faces centrées et une nouvelle transformation intervient à 1400°C jusqu'à 1538°C pour donner la ferrite δ dont la structure est cubique centrée [1].

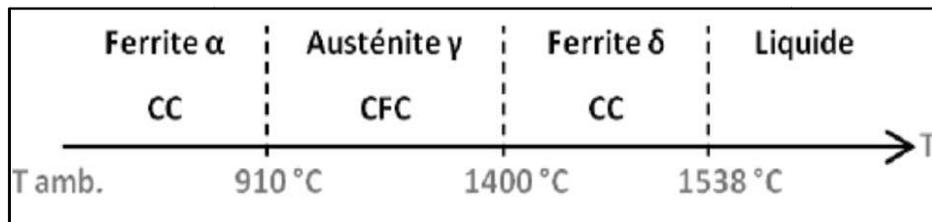


Figure I.3. Variétés allotropiques du fer pur.

I.5.2. Diagramme Fe-Cr:

Le diagramme de phase fer-chrome est représenté sur la figure I-4. Le chrome est un élément dit alphasène. Il favorise fortement la forme ferritique. Sur le diagramme de phase Fe-Cr, le domaine austénitique est assez réduit et est représenté par un domaine limité appelé boucle γ .

Pour des teneurs supérieures à 11,5% de chrome, l'alliage reste ferritique dans toute la plage de température. Il y a disparition de la transformation allotropique α - γ . Entre 10,5 et 11,5% de chrome, l'alliage est biphasé (ferrite+austénite) dans certaines plages de température. Il subit une transformation ferrite/austénite pour des teneurs inférieures à 10,5%.

On notera que le chrome jusqu'à 8% abaisse la température A_3 et se comporte comme un élément gammagène. Ce comportement s'inverse pour des teneurs supérieures à 8%, point à partir duquel cette température augmente.

Pour certaines teneurs de chrome, dans le cadre d'un refroidissement lent, il peut y avoir formation de phase intermétallique sigma (σ) à des températures inférieures à 820°C. Elle précipite au joint de grain ou dans la matrice ferritique entraînant une fragilité.

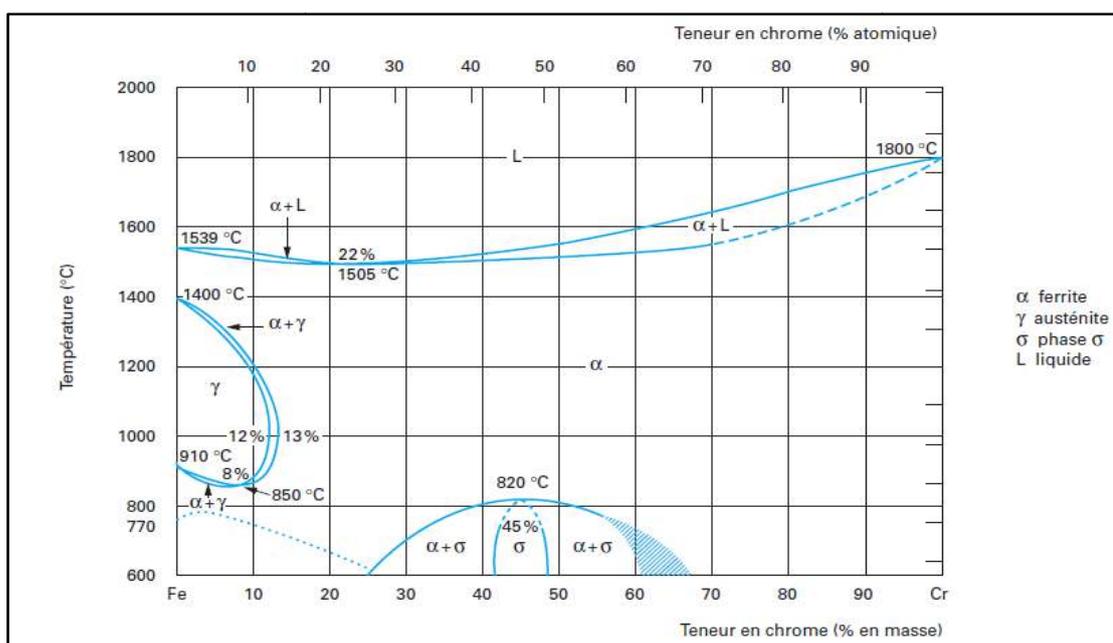


Figure I.4. Diagramme de phase fer-chrome [1].

I.5.3. Le système Fe-Cr-Ni :

Le nickel, élément gammagène, élargit le domaine d'existence de la phase austénitique. La figure I-5 qui est une coupe du diagramme de phase ternaire Fe-Cr-Ni montrant l'évolution du domaine austénitique γ en fonction de la teneur en nickel.

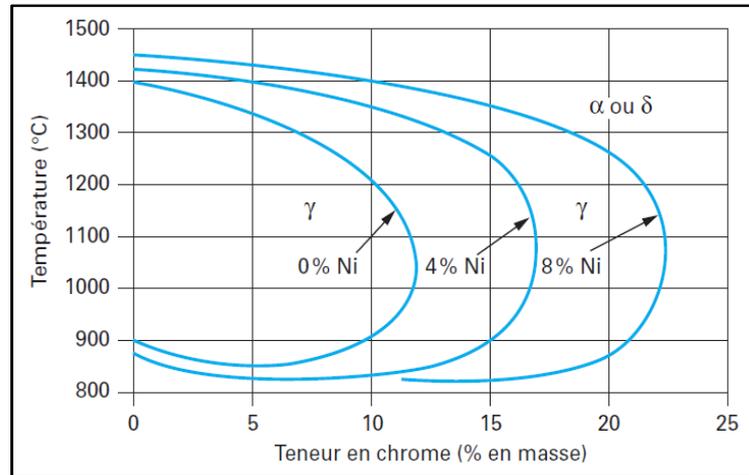


Figure I.5. Diagramme de phase fer-chrome-nickel [1].

I.5.3.1. Structure à l'équilibre d'un acier à 18 % de chrome :

La figure I-6 représente la structure à l'équilibre d'un acier à 18 % de chrome (le plus représentatif des nuances austénitiques), on montre que si la teneur en nickel reste inférieure à environ 2%, la structure demeure ferritique dans tout l'intervalle de température. Au-delà d'une teneur en nickel de 2%, on observe l'apparition d'une structure biphasée $\alpha + \gamma$ dite austénoferritique. Au-delà d'environ 4% de nickel, le domaine d'existence de l'austénite γ s'élargit depuis la température de fusion jusqu'à environ 500 °C pour des teneurs en nickel de l'ordre de 8 à 10 % [2].

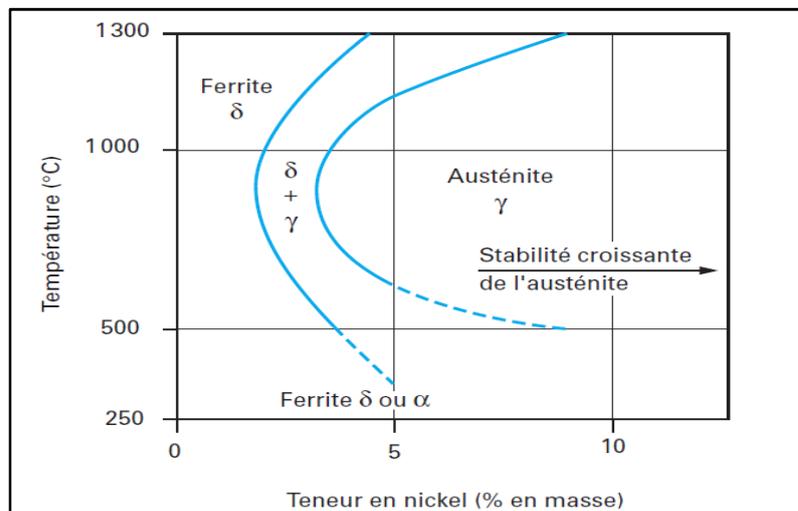


Figure I.6. Structure à l'équilibre d'un acier à 18 % de chrome

I.6. Influence des éléments d'addition :

Partant du constat que certains éléments d'alliages ont un effet alphagène, c'est-à-dire qu'ils favorisent la formation d'une structure cristallographique cubique centrée comme le chrome et que d'autres ont un effet gammagène, c'est-à-dire qu'ils favorisent la formation d'une structure cristallographique cubique à faces centrées comme le nickel, ces éléments sont regroupé en deux familles.

I.6.1. Les éléments alphagènes :

Le chrome (Cr) :

Élément de base de tous les aciers inoxydables qui offre la résistance à la corrosion par la formation d'un film passif en se combinant avec l'oxygène et augmente la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique) et la résistance à l'oxydation à chaud lorsqu'il est associé avec le molybdène et le nickel, il confère de bonnes propriétés mécaniques à des températures allant jusqu'à 500°C [3].

Le comportement à la transformation est expliqué par la notion de Cr_{eq} [17] ont trouvé pour l'acier de type 316L que la ferrite (δ) se transforme plus rapidement dans les métaux soudés à des équivalents élevés.

Le molybdène (Mo) :

Il améliore la qualité du film passif, en particulier en milieux chlorures et acides donc il améliore sensiblement la résistance à la corrosion par piqure. Le molybdène augmente la résistance au fluage des aciers au chrome. Il diminue la fragilité au revenu. [4].

Les différences de cinétiques de transformations sont attribuées à la microségrégation du Cr et du Mo de l'état soudé. Les dépôts contenant du Mo possèdent une plus grande tendance à former la phase (σ) à partir de la phase (δ) suivant W, le V et le Nb en ordre décroissant.

Le silicium (Si) :

Des travaux montrent que l'accroissement des teneurs en Si à 0.3 jusqu'à 0.4% favorise la formation d'intermétallique [18]. D'autre. Utilisant un cordon contenant des teneurs de 0.26 à 0.8% montrent que l'élévation de la teneur en silicium (Si) provoque un accroissement dramatique de la teneur à la formation d'intermétalliques au vieillissement 600°C. L'effet du Si sur les aciers austénitiques soudés est particulièrement insidieux du fait de sa concentration dans la ferrite (δ).

Le silicium augmente la résistance à la corrosion et améliore les propriétés d'emploi à haute température ce qui lui confère une bonne résistance à l'oxydation à chaud dans le cas de l'acide nitrique mais diminue la résistance à la fissuration lors soudage.

I.6.2. Les éléments gammagènes :

Le nickel (Ni) :

Au-delà de 6 % à 8 %, sa présence se traduit par un effet gammagène et l'acier devient austénitique à toutes températures. Il élargit ainsi le domaine d'existence de l'austénite. Il favorise la mise en œuvre par déformation plastique. Améliore la résistance à la corrosion, en particulier la résistance à la corrosion sous contrainte, il affine le grain et améliore la ductilité. Le nickel a une influence favorable sur la trempabilité et la résistance au choc.

Le carbone (C) :

LETNAKER a trouvé que la formation d'intermétalliques peut être prévenue par le contrôle de la teneur en carbone. Ceci est dû à la formation de carbure $M_{23}C_6$ aux joints de grains (δ/γ) qui facilite l'appauvrissement en Cr et en Mo de la ferrite (δ) [16].

Le carbone stabilise la structure austénitique introduit pour accroître les propriétés mécaniques de Palier (dureté, fluage...). Particulièrement sous reflet des traitements thermiques. Le carbone joue cependant un rôle néfaste vis-à-vis à la résistance à la corrosion (précipitations de carbures de chrome lorsque la teneur en carbone dépasse 0.03 % conduisant à la corrosion intergranulaire). Ceci a encouragé le développement de nuances d'aciers inoxydables à très faible teneur en carbone (inférieur à 0.03%) [5].

L'azote (N) :

Stabilisateur d'austénite. Associé à une basse teneur de carbone. L'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire. Il a une influence bénéfique sur la résistance à la corrosion par piqûres. L'azote augmente aussi la résistance à la traction et diminue la ductilité des aciers inoxydables austénitiques

Le soufre (S) :

A des teneurs de l'ordre de 0,2 %, il améliore considérablement l'usinabilité (tournage, fraisage, perçage, etc.) mais cela se fait à la perte de la résistance à la corrosion par piqûres.

Manganèse (Mn):

Il stabilise le fer gamma et n'a pas d'influence reconnue sur la résistance à la corrosion.

I.7. Classification des aciers inoxydables

La classification des aciers inoxydables est basée sur la composition chimique et la structure cristalline :

- **Les aciers ferritiques** (structure cubique centrée).
- **Les aciers martensitiques** (structure quadratique).
- **Les aciers austénitiques** (structure cubique face centrée).
- **Les aciers austénoferritiques** (duplex).
- **Les aciers inoxydables à durcissement par précipitation**

I.7.1. Les aciers ferritiques (magnétiques)

Ce sont appelés ferritiques parce que leur structure cristalline est la même que celle du fer à température ambiante. Ils possèdent une teneur en carbone très faible (de l'ordre de 0,07% de carbone). La teneur en chrome est comprise entre 11 et 29%. Ils ne contiennent pas de nickel. Les aciers ferritiques sont magnétiques à température ambiante. Ils sont moyennement ductiles.

I.7.2. Les aciers martensitique (magnétique)

Comme pour tous les aciers non ou faiblement alliés, le carbone joue un rôle fondamental. Pour ces aciers, la teneur maximale en carbone est limitée à 1,2 %. Leur teneur en chrome est comprise entre 11,5 et 18 %, et ils peuvent contenir jusqu'à 6 % de nickel et jusqu'à 1,5 % de molybdène. Les aciers martensitiques sont en général moins résistants à la corrosion que les aciers ferritiques [6].

I.7.3. Les aciers austénitiques (amagnétiques)

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages très résistants à la corrosion grâce à la présence du chrome. Ils sont aussi très ductiles. Ces aciers ont une structure cubique à faces centrées à température ambiante. Cette structure est peut être conservée à température ambiante grâce à des éléments d'alliage appropriés dont le plus connu est le nickel [7], Nous allons plus tard étudier cette famille en détail.

I.7.4. Les aciers austénoferritiques (duplex)

Des alliages avec la composition en (Cr, Ni, Mo, et Si) sont équilibrés pour obtenir par un traitement thermique une structure mixte constituée de ferrite (50 à 70%) et d'austénite (30 à 50%). Cet état confère à ces aciers d'excellentes performances comme la ductilité, la

ténacité et la résistance à la corrosion. Ces aciers sont utilisés dans des conditions relativement agressives: industries chimique, pétrolière et maritime.

I.7.5. Aciers inoxydables à durcissement par précipitation

Les caractéristiques mécaniques de cette famille d'aciers inoxydables sont obtenues à l'issue d'un traitement de durcissement secondaire suivi d'un traitement thermique de trempe ou d'hypertrempe.

I.8. Les aciers austénitiques :

I.8.1. Composition chimique :

En principe, les aciers inoxydables austénitiques contiennent généralement entre **0,02** et **0,10%** de carbone, **17 à 20 %** de Chrome, **7 à 25 %** de Nickel et **2 à 5 %** de Molybdène [2]. De plus il contient des éléments de stabilisation gammagène tel que le carbone, manganèse, azote...etc.

I.8.2. Classement des aciers inoxydables austénitiques

Les aciers austénitiques se classent de la façon suivante :

- Aciers austénitiques sans molybdène: ces nuances sont très utilisées car elles assurent une bonne résistance à la corrosion.
- Aciers austénitiques au molybdène: le molybdène améliore la résistance à la corrosion par piqûres (en présence de chlorures).
- Aciers austénitiques à très bas teneur en carbone: une teneur en carbone inférieure à 0,03% permet d'éviter la corrosion intergranulaire car le carbone reste en solution solide et ne se combine pas avec le chrome pour former des carbures de chrome.
- Aciers super austénitiques: des teneurs enrichies en nickel et azote procurent une structure entièrement austénitique à ces aciers initialement enrichis en chrome et molybdène, ce qui leur confère une excellente résistance à la corrosion dans un environnement agressif.

I.8.3. Propriétés des aciers inoxydables austénitiques

Les principales propriétés des aciers inoxydables austénitiques sont : ductilité et résilience importantes, acier facilement écrouissable sans fragilité, léger fluage à température ambiante, bonne résistance mécanique à chaud, bonne soudabilité, faible conductivité thermique, coefficient de dilatation élevé.

I.8.4. Traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques

I.8.4.1. Traitement d'hypertrempe

Ce type de traitement peut être classé dans les traitements d'homogénéisation. Il consiste en un maintien à haute température (de 1000 à 1150°C) suivi d'un refroidissement rapide. Ce traitement a pour but d'obtenir à température ambiante une phase austénitique homogène où tous les éléments se trouvent en solution solide. Lors du chauffage de ces aciers permettant d'obtenir une phase homogène, on cherche à mettre en solution les carbures. Cette dissolution exige un couple temps-température minimal qui ne doit pas être franchi car cela pourrait générer une croissance des grains non souhaitable. Le refroidissement suffisamment rapide du métal permet de garder la phase austénitique à l'ambiante. Pourtant cette phase n'est pas stable thermodynamiquement: l'austénite est dans un état dit métastable et peut se transformer en phase martensitique sous l'action d'une déformation plastique, et/ou d'un simple maintien à basse température [8].

I.8.4.2. Traitement anti-ferrite

Certaines nuances d'acier austénitique sont sujettes à une solidification partielle en phase ferritique. Le traitement anti-ferrite a pour but de limiter la teneur en ferrite hors équilibre due aux surconcentrations locales en éléments alphagènes, qui se manifestent pendant la solidification (ségrégation). Cette phase est généralement préjudiciable à la tenue à la corrosion et cause une fragilité de l'acier [9].

Pour éliminer ce type de ségrégation, on utilise un traitement d'homogénéisation à une température entre 1150 et 1200 °C pendant lequel la diffusion achève son activité, suivi d'un refroidissement suffisamment lent jusqu'à la température d'hypertrempe pour transformer en austénite toute la ferrite mise hors d'équilibre par la baisse de température.

I.8.5. Traitement thermomécanique des aciers inoxydable austénitique

On peut augmenter les propriétés mécaniques à l'ambiante d'un acier inoxydable austénitique par laminage. Durant le laminage à chaud, On affine le grain par des cycles écrouissage-recristallisation, ce qui permet d'augmenter la limite d'élasticité.

I.9. Conclusion

Les aciers inoxydables austénitiques sont des aciers dont leurs principale propriété est la résistance à la corrosion à cause de la présence d'une couche protectrice, appelée film passif, leurs structure CFC permet de conserver leurs propriétés dans une gamme de température très

large. Leurs ductilité et bonne résistance mécanique à chaud et à froid, bonne soudabilité et faible conductivité thermique explique l'utilisation de ces aciers dans l'industrie.

CHAPITRE II : SOUDAGE DES ACIERS
INOXYDABLES AUSTENITIQUES

II.1. Introduction

La réalisation d'assemblages indémontables, en fabrication mécanique, utilise couramment les procédés de soudage. Ces techniques assurent la continuité des pièces à assembler contrairement au rivetage, sertissage, collage ou boulonnage qui présentent des discontinuités physiques ou chimiques.

II.1.1. Définition du soudage

Le soudage est une opération qui consiste à provoquer la fusion de proche en proche des bords des pièces à assembler, généralement de natures très voisines. L'emploi d'un métal d'apport peut être utilisé.

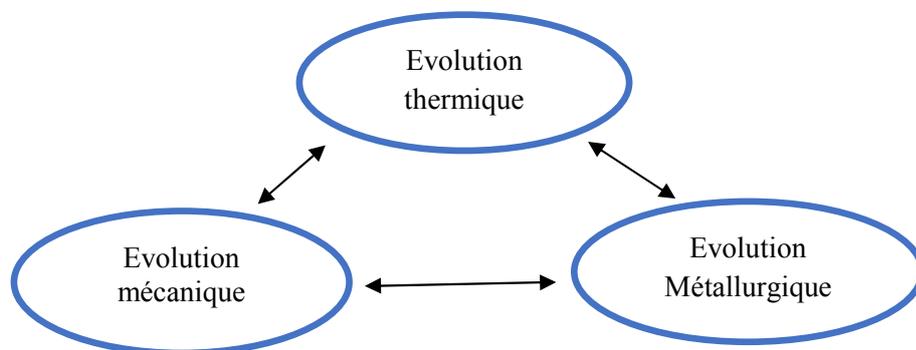


Figure II.1. Couplage thermo métallurgique et mécanique mis en jeu au cours d'une opération de soudage [10].

II.2. Caractéristiques de la soudure

Le soudage permet de reconstituer la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler. Pour activer les surfaces, la fusion 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.

II.2.1. Caractéristiques métallurgiques

Quel que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de trois zones principales sont représenté dans la figure II-2 [11].

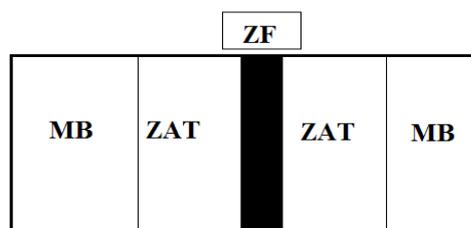


Figure II.2. les trois zones d'une structure soudée.

La zone de fusion (ZF) : C'est le volume qu'occupe le métal fondu après solidification dans les soudures par fusion [11]. La zone fondue se solidifie à l'état austénoferritique ou totalement ferritique et sa transformation ferrite (δ) \rightarrow austénite (γ) n'est généralement pas complète par suite de la rapidité du refroidissement à haute température. Une certaine proportion de ferrite δ subsiste donc à la température ambiante.

Zone affectée thermiquement (ZAT): C'est la partie du métal de base qui n'a pas été fondue, mais les propriétés mécaniques ou la microstructure ont été modifiées à un degré quelconque par la chaleur de soudage. Dans cette zone affectée par la chaleur, il apparaît de très forts gradients de température qui évoluent rapidement dans le temps.

Métal de base (MB) : C'est le métal des pièces à assembler, ou la partie qui n'a pas été affecté par la chaleur de soudage.

II.2.2. Caractéristiques du cycle thermique

Lors du soudage il y a production d'un échauffement local des pièces à souder avec apport de métal liquide. Cet apport de chaleur se déplace le long du joint à souder. Chaque point de la zone soudée ainsi que son voisinage, subit un cycle thermique, c'est à dire un chauffage rapide et un refroidissement plus ou moins lent [12].

La connaissance du cycle thermique qui a subi l'assemblage au niveau de la soudure, est nécessaire pour interpréter les phénomènes métallurgiques résultant de l'opération de soudage. Ce cycle correspond à la variation de la température en fonction du temps au cours du soudage.

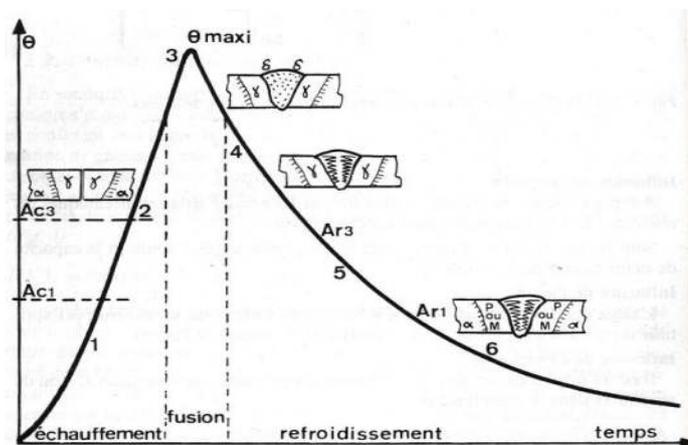


Figure II.3.cycle thermique de soudage

II.3. Problèmes rencontrés lors du soudage des aciers austénitiques

Malgré leur bonne adaptation au soudage, des endommagements peuvent apparaître lors des opérations de soudage des aciers inoxydables austénitiques.

II.3.1. Fissuration à chaud

Les aciers inoxydables austénitiques sont particulièrement sensibles au problème de fissuration à chaud. Les contraintes de soudage sont plus importantes pour ces aciers qui ont un plus grand coefficient de dilatation thermique et de résistance mécanique à chaud.

Cette fissuration s'initie au joint cristallin de la structure de solidification, pendant le refroidissement de la soudure, à des températures supérieures à 1200°C, suite à des phénomènes de ségrégation qui entraîne la présence d'un film interdendritique à bas point de fusion (enrichi en éléments abaissant la température de solidification comme le soufre, phosphore et le bore) [13].

II.3.2. Formation des soufflures dans le cordon

Comme c'est le cas pour tous les métaux, il existe des conditions susceptibles de favoriser la formation de soufflures dans les cordons de soudure en acier inoxydable austénitique.

L'oxygène, et surtout l'hydrogène, sont les principaux responsables, du fait de leur plus grande solubilité dans le métal liquide que dans le métal solidifié [13].

La mise en œuvre nécessite donc de protéger les bains de soudure de l'air ambiant et de l'humidité, à l'endroit et à l'envers, de décalaminer les bords à souder avant la fusion, et de n'utiliser des protections que modérément chargées en hydrogène.

II.3.3. Fragilisation par formation de composés intermétalliques du type sigma

Les aciers inoxydables austénitiques ont une bonne résistance mécanique à chaud. Toutefois dans des domaines de température d'utilisation élevée, des composés intermétalliques de type sigma sont susceptibles de s'y former, ainsi que dans leurs soudures. On les nomme "phase sigma" bien qu'ils puissent contenir des proportions notables d'autres éléments que le fer et le chrome.

Les phases sigma sont dures et fragiles ; leur apparition en quantité importante a pour effet de diminuer la ductilité du métal, c'est-à-dire son allongement et sa résilience, et d'augmenter sa dureté. On cherche donc à limiter l'apparition des phases sigma dans les aciers austénitiques et leurs soudures. Ces composés se forment dans une soudure en acier austénitique dans des conditions thermiques, analytiques.

Les conditions thermiques sont un maintien de la structure pendant une longue durée dans un domaine de température compris entre 600 et 900°C. Les conditions analytiques sont la présence dans l'acier d'éléments alphas en proportion importante tels que le chrome [13].

II.3.4. La corrosion

Les soudures en aciers inoxydables austénitiques sont susceptibles de subir plusieurs types de corrosion: la corrosion galvanique, la corrosion par piqure et la corrosion sous contrainte.

II.4. Effet des paramètres de soudage :

II.4.1. Influence de la vitesse de soudage sur la Vitesse de solidification :

La forme de bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification cette vitesse et décrite sur la figure et s'exprime par la relation suivante :

$$R = V_s \cdot \cos\theta \quad (\text{III.1})$$

R : Vitesse de croissance linéaire en tout point du front de solidification (cm/min).

V_s : Vitesse de soudage (cm/min).

θ : Angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux.

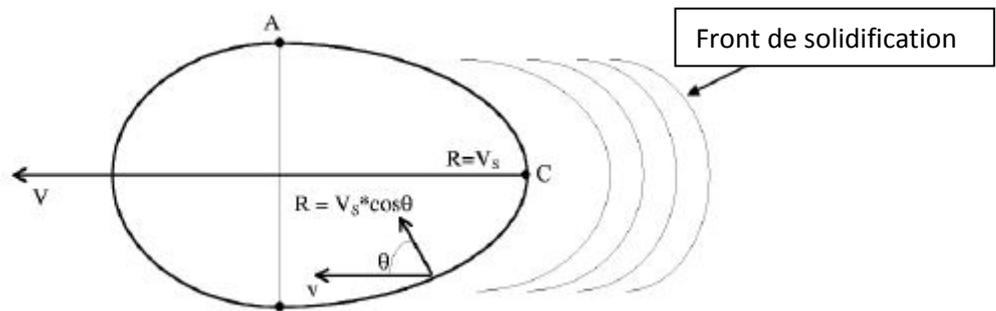


Figure II.4. Forme du bain de fusion elliptique [14].

θ : Est défini comme étant l'angle entre la normale aux isothermes et la direction de soudage.

R : Est alors minimale sur les bords du bain de fusion et maximale et égale à V_s au centre du bain (à l'opposé. le gradient thermique $G = (\partial t / \partial x)$ est maximal sur les bords (croissance planaire) et minimal au centre (croissance dendritique)). La solidification se produit à arrière du bain, entre les points A et B ($\theta = 90^\circ$) et le point C ($\theta = 0^\circ$).

Toutefois il existe une vitesse limite de solidification R_l . Tant que R est inférieure à R_l (vitesse de soudage lente et bain arrondi) les grains se développent bien perpendiculairement

aux isothermes et leur direction d'élongation est parallèle au sens de soudage dans le centre du bain (cas a) figure II.5

Si la vitesse de soudage augmente mais reste inférieure à R_1 , la forme du bain de fusion est plus allongée et les grains se développent jusqu'à la partie centrale quasi-transversalement par rapport à la direction de soudage (cas b).

Enfin pour une vitesse de soudage encore plus importante (30-100 cm/min) qui devient supérieure à R_1 , la solidification orientée perpendiculairement aux isothermes n'est plus possible et la cristallisation se fait alors d'une manière équiaxe (cas c)

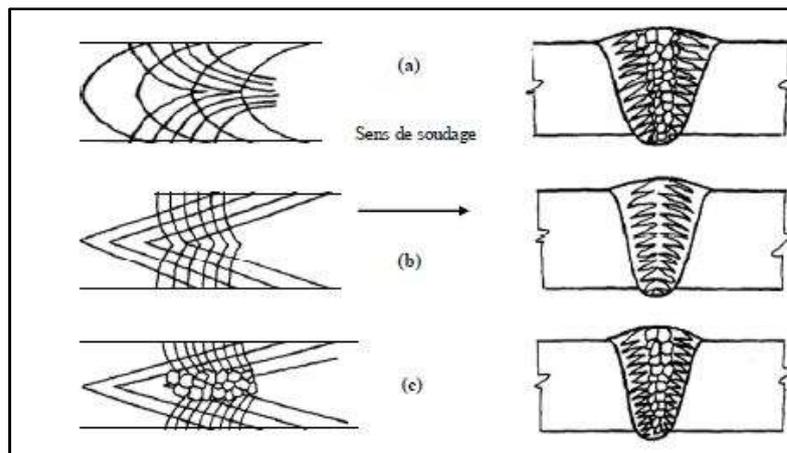


Figure II.5. Principaux structures de solidification en fonction de la vitesse de soudage [15]

II.4.2. Influence de rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} :

En fonction de la composition du métal d'apport, la solidification peut se produire selon différentes modes :

Mode A : solidification en austénite primaire.

Mode AF : solidification en austénite primaire avec apparition de ferrite par réaction eutectique et enrichissement en chrome à la frontière entre deux dendrites.

Mode FA : solidification en ferrite primaire puis transformation à l'état solide de la majorité de la ferrite en austénite. Cette transformation s'accompagne d'un enrichissement en chrome et d'un appauvrissement en Nickel au niveau des cœurs des dendrites. Il apparait alors dans ces zones de la ferrite résiduelle dite « squelettique » ou « vermiculaire ».

Mode F : solidification en ferrite primaire avec la possibilité de nucléation de grain d'austénite au sein de la ferrite, austénite dite « Widmanstätten ».

Dans le cas de mode FA, si le rapport Cr/Ni augmente, la morphologie de la phase ferrite évolue et prend un aspect « en lattes » bidimensionnelles, parallèles et régulièrement espacées.

Dans le cas du mode AF, la ferrite a aussi un aspect squelettique, mais elle est interdendritique. Il est toutefois difficile de distinguer les (02) types de ferrite en micrographie. Plus que l'observation de la morphologie, ce sont donc les profils de composition dans les cellules dendritiques qui permettent de conclure quant à un mode et à une séquence de solidification [15].

Des formules et diagrammes ont été proposés pour évaluer et prévoir la structure du métal fondu à l'état brut de soudage [30]. En pratique, ces diagrammes sont au nombre quatre, le plus ancien, mais encore utilisé, est celui d'ANTON SCHEAFFLER ce diagramme ne tient pas compte de l'effet d'un élément fortement gammagène, l'azote. Un autre diagramme a été proposé par W. DELONG (1960), utilisable dans le domaine des aciers inoxydables austénitiques, il a intégré l'effet gammagène de l'azote, effet qu'il estime aussi puissant que celui du carbone.

Il a de plus été montré que les modes de solidification pouvaient se déduire d'un rapport noté. Il propose les formules suivantes pour le calcul des équivalents Chrome et Nickel en% [1] :

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5 (\%Si) + 0.5 (\%Nb) \quad (III.1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30(\%C) + 0.5 (\%Mo) \quad (II.2)$$

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1.25 \Rightarrow L \longrightarrow L + \gamma \longrightarrow \gamma \quad (\text{Mode A}) \quad (III.3)$$

$$1.25 < \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1.48 \Rightarrow L \longrightarrow L + \gamma \longrightarrow L + \gamma + \delta \longrightarrow \gamma + \delta \quad (\text{Mode AF}) \quad (III.4)$$

$$1.48 < \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1.95 \Rightarrow L \longrightarrow L + \delta \longrightarrow L + \delta + \gamma \longrightarrow \gamma + \delta \quad (\text{Mode FA}) \quad (III.5)$$

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} > 1.95 \Rightarrow L \longrightarrow L + \delta \longrightarrow \delta \longrightarrow \gamma + S \quad (\text{Mode F}) \quad (II.6)$$

De nombreux aciers de la classe AISI 300 contenant 60 à 70% de fer sont proches de la frontière entre les modes FA et AF correspondant au rapport : $Cr_{eq} / Ni_{eq} = 1.5$. Il est alors difficile d'interpréter les microstructures. Or il est important de déterminer si la solidification

se produit en mode FA présentant une meilleure résistance à la fissuration à chaud ou en mode AF qui, tout comme le mode A, est plus sensible à ce type de fissuration.

II.5. Conclusion

Le soudage est un procédé d'assemblage des structures. Il consiste à chauffer localement le métal .Ce qui peut engendre une modification locale de la microstructure et de l'état métallurgique de la zone affectée (ZAT). En effet, le cycle de température inhérent au soudage perturbe les conditions d'équilibres et les propriétés du matériau.

L'opération de soudage engendre de plus des contraintes résiduelles sur les pièces soudées. Ces contraintes peuvent avoir un effet néfaste sur la tenue des assemblages soudée soit en corrosion soit en fatigue.

CHAPITRE III : PARTIE EXPERIMENTALE

III.1. Introduction :

Dans le cadre de présente étude nous avons essayé d'évaluer et de caractériser la microstructure et les propriétés mécaniques d'un joint soudé en acier inoxydable austénitique 316L, 310L et 304L avec un métal d'apport 316Lsi.

III.2. Matériau d'étude :

Les matériaux utilisé dans cette étude sont des aciers inoxydables austénitiques, il s'agit du 304L 310L et 316L, constituent d'éléments de base Fer-Chrome-Nickel, c'est-à-dire un réseau d'atomes de fer cubique à faces centrées, avec des atomes en solution solide d'insertion (comme le carbone ou l'azote) et des atomes en solution solide de substitution (chrome, nickel, molybdène, silicium,...). Des impuretés (souffre, phosphore) sont également présentés en faibles quantités avec un taux de ferrite après soudage allant de 5 à 20% [Norme ASTM].

Concernant le métal d'apport, il est sous forme de baguettes, de nuance 316Lsi.

La composition chimique des nuances utilisées sont présentés dans le tableau suivant :

Nuances	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Nb
316L	0.027	0.67	1.85	0.038	0.020	17.05	9.28	2.17	0.131	0.026
310L	0.058	1.21<	1.94	0.015	0.014	27.45	16.71	0.086	0.09	0.036
304L	0.029	0.65	1.56	0.030	0.018	18.11	7.39	0.45	0.090	0.030
316Lsi	0.061	1.45	2.28	0.027	0.033	20.30	9.89	2.15	0.034	0.028

Tableau III-1. Composition chimique des aciers utilisés et du métal d'apport

III.3. Calcul du chrome équivalent et nickel équivalent :

Pour 304L :

$$(\text{Cr})_{\text{eq}} = (\% \text{Cr}) + 1,5(\% \text{Si}) + (\% \text{Mo}) + 0,5(\% \text{Nb}) = 19.550 \quad (\text{IV. 1})$$

$$(\text{Ni})_{\text{eq}} = (\% \text{Ni}) + 0,5(\% \text{Mn}) + 30(\% \text{C}) + 30(\% \text{N}) = 11.740 \quad (\text{IV. 2})$$

$$\frac{(\text{Cr})_{\text{eq}}}{(\text{Ni})_{\text{eq}}} = \mathbf{1.665} \quad (\text{IV. 3})$$

Pour 310L :

$$(\text{Cr})_{\text{eq}} = (\% \text{Cr}) + 1,5(\% \text{Si}) + (\% \text{Mo}) + 0,5(\% \text{Nb}) = 29.369 \quad (\text{IV. 4})$$

$$(\text{Ni})_{\text{eq}} = (\% \text{Ni}) + 0,5(\% \text{Mn}) + 30(\% \text{C}) + 30(\% \text{N}) = 22.120 \quad (\text{IV. 5})$$

$$\frac{(\text{Cr})_{\text{eq}}}{(\text{Ni})_{\text{eq}}} = \mathbf{1.328} \quad (\text{IV. 6})$$

Pour 316L :

$$(\text{Cr})_{\text{eq}} = (\% \text{Cr}) + 1,5(\% \text{Si}) + (\% \text{Mo}) + 0,5(\% \text{Nb}) = 20.238 \quad (\text{IV. 7})$$

$$(\text{Ni})_{\text{eq}} = (\% \text{Ni}) + 0,5(\% \text{Mn}) + 30(\% \text{C}) + 30(\% \text{N}) = 14.945 \quad (\text{IV. 8})$$

$$\frac{(\text{Cr})_{\text{eq}}}{(\text{Ni})_{\text{eq}}} = \mathbf{1.354} \quad (\text{IV. 9})$$

Pour 316Lsi :

$$(\text{Cr})_{\text{eq}} = (\% \text{Cr}) + 1,5(\% \text{Si}) + (\% \text{Mo}) + 0,5(\% \text{Nb}) = 24.639 \quad (\text{IV. 10})$$

$$(\text{Ni})_{\text{eq}} = (\% \text{Ni}) + 0,5(\% \text{Mn}) + 30(\% \text{C}) + 30(\% \text{N}) = 13.880 \quad (\text{IV. 11})$$

$$\frac{(\text{Cr})_{\text{eq}}}{(\text{Ni})_{\text{eq}}} = \mathbf{1.775} \quad (\text{IV. 12})$$

Selon ses relations, on trouve:

Pour les nuances 304L et 316L, on a : $1.48 < \frac{(\text{Cr})_{\text{eq}}}{(\text{Ni})_{\text{eq}}} < 1.95$, donc (304L et 316L) devrait se solidifier normalement selon le mode FA [31], c'est-à-dire que la ferrite primaire (α) qui germe en première lieu durant la solidification puis transformation à l'état solide de la majorité de la ferrite en austénite (γ).

Pour les nuances 310L et 316Lsi, on a : $1.25 < \frac{(\text{Cr})_{\text{eq}}}{(\text{Ni})_{\text{eq}}} < 1.48$, donc (310L et 316Lsi) devrait se solidifier normalement selon le mode AF [31], c'est-à-dire que la solidification en austénite primaire avec apparition de ferrite par réaction eutectique et enrichissement en chrome à la frontière entre deux dendrites.

III.4. Description du procédé utilisé (soudage TIG) :

III.4.1. Principe du soudage TIG

Le principe du TIG est de créer un arc électrique entre électrode réfractaire c'est à dire non fusible en tungstène et la pièce à souder.

L'électrode et le bain fondu sont protégés contre l'oxydation de l'air par un bouclier de gaz inerte généralement de l'argon pur.

Parfois un mélange argon hélium est utilisé pour augmenter la pénétration du bain fusion.

L'ajout d'hélium permettant d'augmenter la tension de l'arc en raison du potentiel d'ionisation plus élevée de celui-ci, l'hydrogène par fois présent dans le mélange gazeux joue un rôle similaire à l'hélium.

- Une soudure est dite « Homogène » lorsque les deux matériaux de base et le métal d'apport sont de même nature.
- On parle d'une soudure « Hétérogène » si au moins un des matériaux en question (métaux de base ou métal d'apport) est différent des autres.

Pour faciliter l'exécution et obtenir des cordons sans défauts; elle consiste à donner aux bords, ou aux extrémités à souder, la forme qui va permettre le mieux possible une fusion franche et totale et qui donnera le moins lieu aux effets de la dilatation et du retrait, la forme du chanfrein est schématisée dans la Figure.

Cette tâche consiste à abattre l'angle supérieur des bords de façon que, une fois rapprochés, ces derniers forment une ouverture en "V" dans laquelle la soudure se fait.

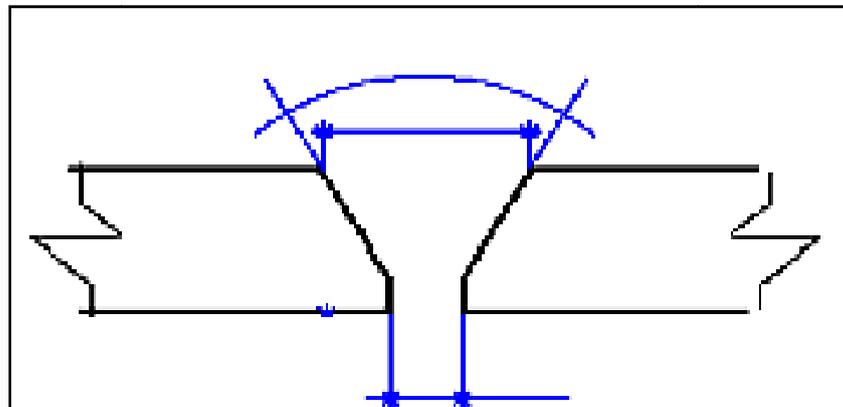


Figure III.1. Chanfrein en « V » [20].

III.4.2. Matériel utilisé pour le soudage TIG

Générateur de courant



Figure III.2. Poste de soudage TIG.

Les générateurs de courant utilisés en soudage TIG sont les mêmes que ceux utilisés en soudage à l'arc avec électrodes réfractaire et leur rôle est identique mais ces dernier ne sont utilisables en soudage TIG qu'à condition de leur adjoindre un certain nombre d'organe de commande et de stabilisation de l'arc .ces générateurs doivent comme en soudage électrique à l'arc avec électrode réfractaire, posséder une caractéristique plongeante.

Gaz utilise

On utilise des gaz inertes en soudage TIG pour protéger le métal en fusion contre les agents oxydants de l'atmosphère ambiante; Ainsi, on emploi l'argon pour la protection de l'endroit du bain de fusion et de l'électrode.



Figure III.3. Gaz d'argon

La Torche

Selon l'importance des courants utilisés, on peut employer des torches à refroidissement naturel. Elles peuvent supporter des intensités de 225Ampères.



Figure III.4. Torche utilise pour le soudage TIG.

Le Métal d'apporte

La nuance du métal d'apport utilisé est de type (ER 316Lsi) de diamètre 1mm. Ce dernier est choisi à cause de sa composition chimique et ces propriétés mécaniques.

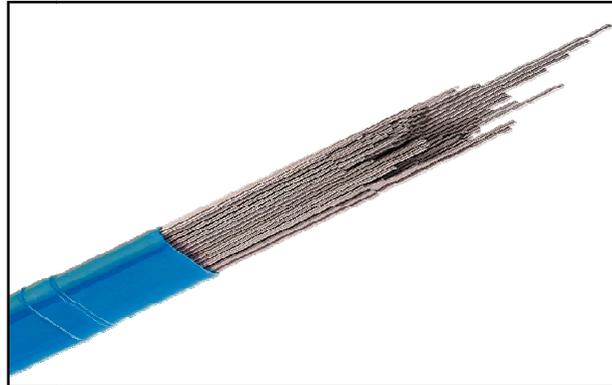


Figure III.5. Métal d'apporte ER316LSi.

III.5. Préparation des échantillons pour le soudage

III.5.1. Etape de découpage de la tôle :

La préparation des éprouvettes se fait en découpant les tôles des aciers inoxydables 304L ; 310L et 316L par un appareil industriel (Guillotine) en plaques de forme rectangulaires de dimensions (15x 25) cm et (2.5) mm d'épaisseur.

III.5.2. Traitement thermique

La première étape de chaque traitement thermique est le chauffage de la pièce à la température exigée.

On chauffe les pièces dans le four à température 1000 °C avec une Durée de maintien variable, qu'elle dépend de la géométrie de la pièce. Elle est en général entre 15 et 30 minutes. Pour cette opération on a pris la durée de maintien 30 min.

La méthode de refroidissement de cette expérience est un refroidissement à l'air libre.



Figure III.6. Image du four utilisé pur les traitements thermiques

III.6. Déroulement de l'opération de soudage :

Une telle procédure de soudage nécessite des préparatifs en vue de réaliser une soudure saine et conforme aux normes internationales du point de vue caractéristique mécanique, métallurgique et géométrique. A cet effet nous avons pris en considération les opérations suivantes :

1. **Sciage et taillage:** les tôles à souder sont sciées et taillées avec la guillotine à l'atelier, ce procédé de découpage nous permet de d'éviter les échauffements qui peuvent introduire des changements structuraux des tôles.
2. **Chanfreinage de tôles:** Le chanfreinage des bords et l'ouverture créée par les chanfreins juxtaposés va permettre le mieux possible une fusion franche et totale et qui donnera un bon cordon de soudure.
3. **Fixation et pointage des tôles à souder:** la fixation des bords des tôles à souder a été faite par la réalisation de points de soudure afin d'éviter le pliage des tôles à soudés.
4. **Enregistrement du temps du soudage:** on a saisi le temps écoulé lors de chaque opération de soudage à l'aide d'un chronomètre.

III.6.1. Calcul des paramètres de soudage :

Soudage en TIG sous gaz d'argon avec métal d'apport ER316Lsi.

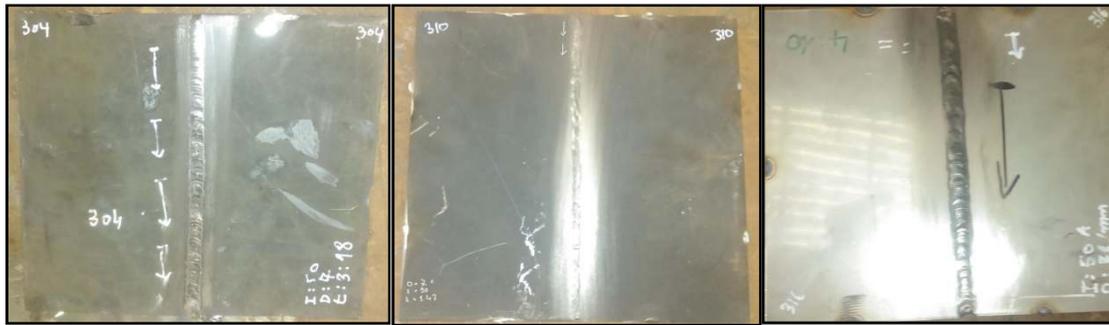
Diamètre de métal d'apport (mm)	épaisseur MB (mm)	Débit (l/mn)	Courant (A)	Longueur de cordon de soudure (cm)
2	2.5	7	50	25

Tableau III-2. Caractéristiques techniques (Equipment).

III.4.3 1 Soudure Homogène TIG

Echantillon	Temps de soudage (s)	Longueur de cordon de soudure (cm)	La vitesse (cm/s)
316L-316L	223	25	0.112
310L-310L	107	25	0.234
304L-304L	198	25	0.126

Tableau III-3 Les résultats des paramètres de soudage homogène.



(304L-304L) (310L-310L) (L316-316L)
Figure III.7. Les pièces soudées homogène (304 -304, 310 -310 et 316 -316).

III.4.3.2 Soudure Hétérogène TIG

Echantillon	Temps de soudage (s)	Longueur de cordon de soudure (cm)	La vitesse (cm/s)
316-310	238	25	0.105
304-310	163	25	0.153
316-304	235	25	0.106

Tableau III-4. Les résultats des paramètres de soudage hétérogène.



(310L-316L) (304L-310L) (304L-316L)
Figure III.8. Les pièces soudées hétérogène (310L-316L, 304L-310L et 304L-316L).

III.7. Caractérisation métallographique

La caractérisation métallographie a pour objectif l'observation du matériau à l'échelle microscopique, elle permet de relever la structure métallographique homogène ou hétérogène d'une coupe transversale d'un cordon de soudure.

III.7.1. Techniques de préparation

La réalisation d'une métallographie nécessite un certain nombre d'opérations : l'échantillonnage, l'enrobage, le polissage et l'attaque.

❖ Échantillonnage

L'échantillon est pris de telle façon qu'il doit représenter correctement la pièce dont il est issu du point de vue composition et structure.

❖ Enrobage des échantillons

D'une façon générale, l'enrobage permet de faciliter la manipulation des échantillons et d'avoir une meilleure prise en mains pour obtenir des surfaces plus plane. La méthode la plus simple était d'utiliser la résine thermoplastique à l'état liquide, un durcisseur et des moules destinés à cet effet.



Figure III.9. Machine enrobeuse et les échantillons enrobés par la résine.

❖ Le polissage

Deux étapes importantes dans le polissage sont considérées :

❖ Le polissage d'ébauches

Le polissage d'ébauches de la surface à examiner est réalisé sur une polisseuse, possédant du papier abrasif de plusieurs granulométries P400-P600-P800-P1000 et P1200. Ces nombres correspondent au nombre de grains par unité de surface (grains/cm²). On fait tourner l'échantillon de 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les stries du polissage précédent. La durée de polissage est d'environ dix minutes par granulométrie.

❖ Le polissage de finition

L'opération de finition s'effectue sur un disque de feutre avec une suspension de poudre d'alumine.

❖ L'attaque

L'observation au microscope optique (MO) après polissage nécessite une attaque chimique pour révéler et mettre en évidence les grains et les différentes phases de l'alliage, l'échantillon subit une attaque chimique avec une solution de (HNO₃, HCL, Glycérol). Après attaque, l'échantillon est soigneusement lavé à l'eau, puis séché.

III.7.2. Microscopie Optique (MO)

Le microscope optique utilisé dans cette étude est de type Leica, il permet l'observation des échantillons avec des grossissements de 5 à 100 fois. Ce microscope est doté d'une caméra, d'un téléviseur et d'un logiciel d'acquisition et de traitement d'image. L'observation des surfaces après chaque traitement nous permet d'obtenir des informations sur la morphologie et l'épaisseur de la couche d'oxyde formée sur le substrat.



Figure III.10. Microscope optique Leica.

III.7.3. Microscope Electronique à Balayage MEB

Le principe du balayage consiste à explorer la surface de l'échantillon par lignes successives et à transmettre le signal du détecteur à un écran cathodique dont le balayage est exactement synchronisé avec celui du faisceau incident. Les microscopes à balayage utilisent un faisceau très fin qui balaie point par point la surface de l'échantillon. La figure IV.10 représente le MEB de type QUANTA 600-FEI qu'on a utilisé.



Figure III.11. Microscope Electronique à balayage QUANTA 600-FEI

III.8. Caractérisations mécanique

III.8.1. Essai de traction

L'essai de traction est l'un des essais les plus pratiqués et qui permet de déterminer des caractéristiques mécaniques fondamentales des matériaux: limite d'élasticité, charge de rupture, allongement de rupture notamment. Il consiste à réaliser, dans une éprouvette, un champ de contrainte uniforme uniaxiale de traction et à enregistrer l'allongement résultant. Une machine de traction est constituée d'un bâti rigide qui comprend une traverse fixe à laquelle est fixée l'une des têtes de l'éprouvette; l'autre extrémité est fixée à une traverse mobile.

Préparation des éprouvettes

La préparation des éprouvettes de traction se fait en découpant les tôles soudées en plaques de forme rectangulaires de dimension 250 mm et 31mm de l'épaisseur 2,5 mm puis ils ont été usinés à l'aide d'une fraiseuse, selon les dimensions des éprouvettes mentionné dans la norme ASMI IX QW-462.1(a).

- $l_1=120$ mm : Longueur de la partie calibrée étroite.
- $L_2=140$ mm : Ecartement entre les parties parallèles larges.
- $l_3=250$ mm : Longueur totale.
- $b_2=31$ mm : Largeur dans la zone d'épaulement.
- $b_1=19$ mm : Largeur dans la zone de la longueur de référence.
- $h=2.5$ mm : épaisseur de l'éprouvette.

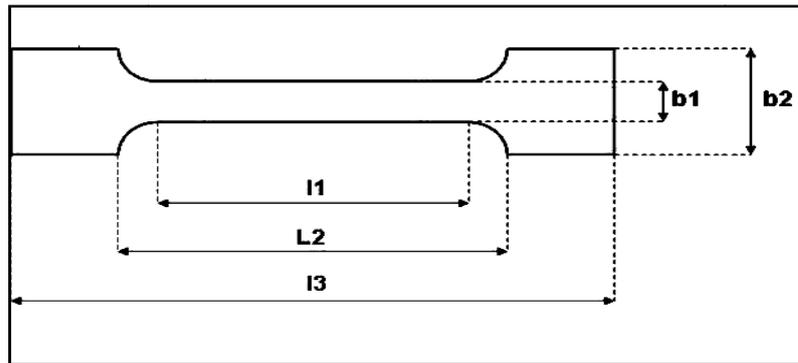


Figure III.12. Forme et dimensions d'une éprouvette de traction selon la norme ASMI IX QW-462.1(a).



Figure III.13. Machine de traction

III.8.2. Micro dureté Vickers

Pour déterminer la microdureté Vickers, on applique une charge avec un indenteur en diamant de forme pyramide à base carrée dont les faces forment entre elles des angles de 136° , une empreinte sur l'échantillon. La valeur de la microdureté ainsi que les dimensions de l'empreinte sont directement données par le logiciel fourni avec la machine. La profondeur de l'empreinte est égale au septième de sa diagonale. On considère que la valeur de la microdureté est la moyenne de plusieurs mesures effectuées sur une seule surface. Selon Vickers et d'après la norme NF A 03-154 :

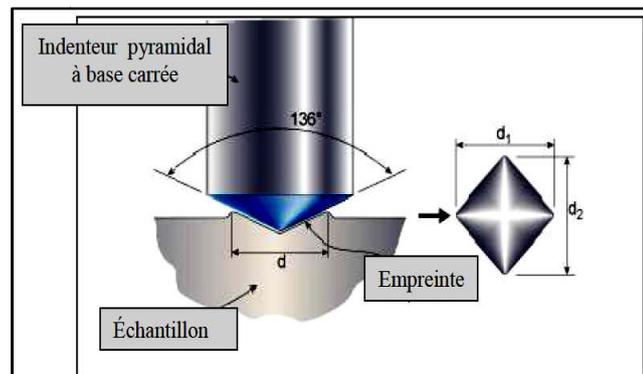


Figure III.14 .Indenteur type Vickers et empreinte type laissée par l'Indenteur.

Le dispositif de la microdureté, qui se trouve au niveau du Laboratoire Génie des Matériaux de l'EMP, est constitué essentiellement d'une machine d'essai de type « HWDM1 » reliée à un ordinateur avec un logiciel d'acquisition d'image "C.A.M.S", Les essais de micro dureté sont effectués on applique une charge de 300 g.

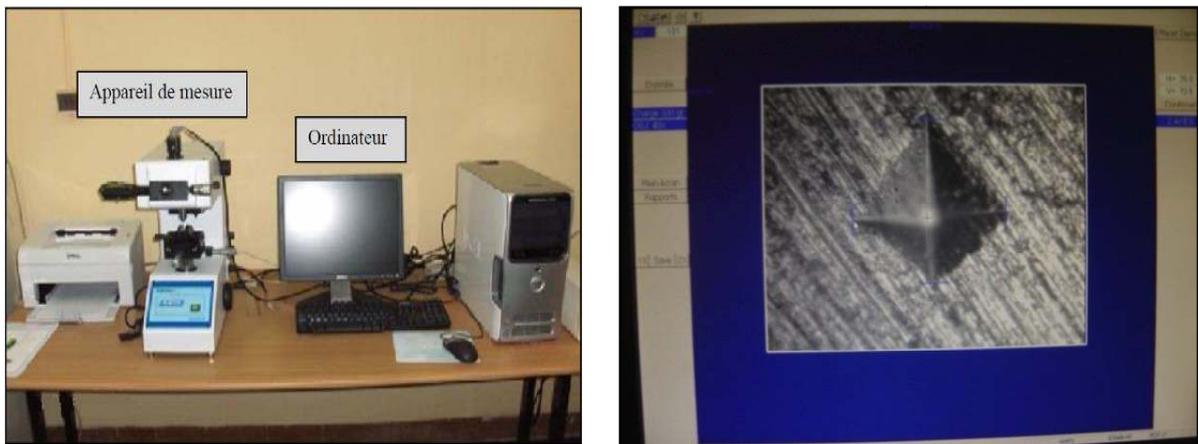


Figure III.15 .Microduromètre type HWDM-1.

III.8.3. Essai de résilience

La résilience d'un matériau caractérise sa capacité à absorber un choc sans se rompre; celle-ci peut être mesurée sur des machines de type Charpy. La résistance au choc Charpy représente l'énergie du choc absorbée par l'éprouvette lors de sa rupture, rapportée à la section initiale de l'éprouvette.

Pour réaliser ces essais, des éprouvettes entaillées ont été préparées selon la norme NF EN 10045, avec les dimensions de (55x10x2.5) mm. Les entailles usinées dans les éprouvettes ont une forme V de 45° d'ouverture et 2mm de profondeur. Les éprouvettes sont entaillées Au niveau de:

- La zone fondue et métal de base pour les soudures homogènes.
- La zone fondue et les deux ZAT pour les soudures hétérogènes.

➤ L'essai s'est déroulé au niveau de CSC à Chéraga à Alger.

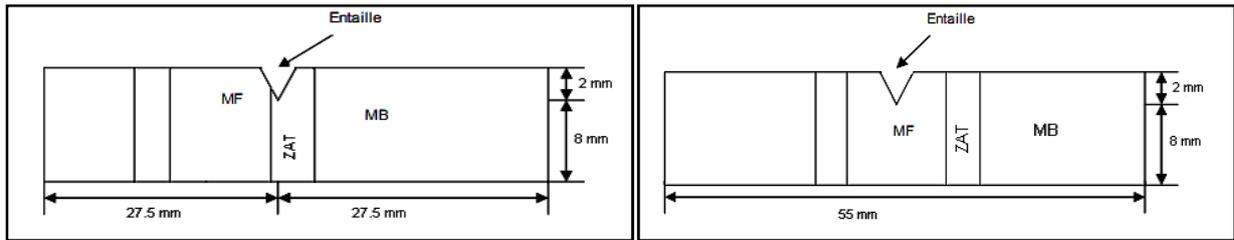


Figure III.16. Forme de l'éprouvette de résilience et la position de l'entaille.



Figure III.17. Mouton pendule ou mouton de Charpy.



Figure III.18. Les éprouvettes de résilience (316L-316L /310L-310L / 304L-304L) entaillée.

CHAPITRE IV : RESULTATS ET DISCUSSION

IV.1. Observations métallographiques

IV.1.1. Examen macrographique

Les figures IV.1 et IV.2 montrent l'observation macrographique des cordons de soudure homogènes et hétérogènes des trois échantillons 304L, 310L et 316L, nous permet de révéler avec un bon contraste les différentes zones de chaque soudure.

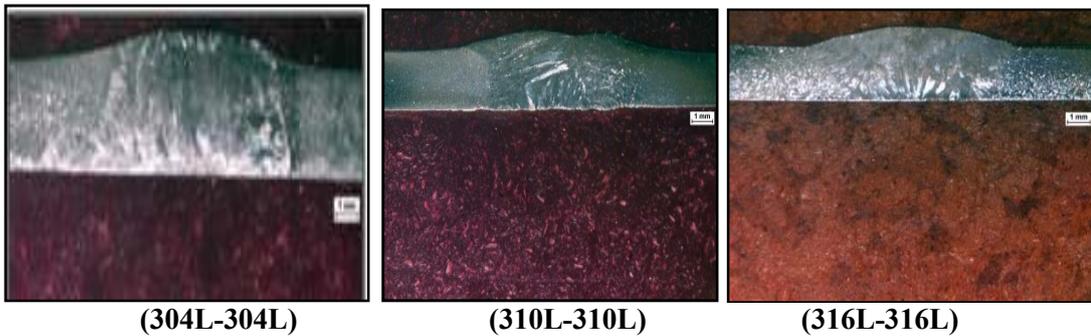


Figure IV.1. Observation macrographique des cordons des soudures homogènes (X20).

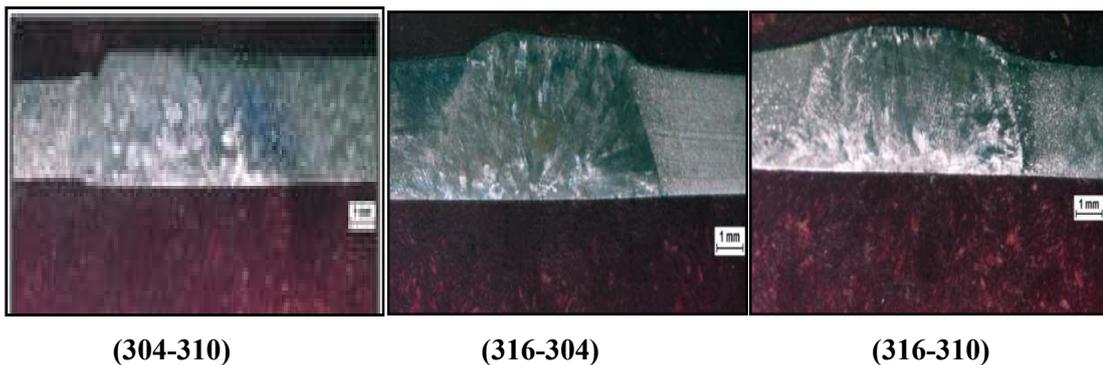


Figure IV.2. Observation macrographique des cordons des soudures hétérogènes (X20).

Il apparaitre clairement que les cordons de soudures ont composé de trois zones, au milieu la zone fondu ZF se compose d'un mélange du métal d'apport et le métal de base fondu, une couche entre la zone fondu et le métal de base se compose de deux partie une partie très mince de coté de la zone fondu appelé la zone de liaison ZL et une autre de coté de métal de base appelé la zone affecté thermiquement ZAT.

IV.1.2. Examen micrographique

La connaissance des propriétés du matériau passe par la détermination des phases qui le compose, quand à leur forme, leurs distributions et leurs qualités. L'observation métallographique au microscope optique est une méthode de base pour l'étude des transformations structurales. L'obtention de la surface d'examen nécessite une suite d'opération allant du prélèvement des échantillons à l'attaque chimique. La préparation des échantillons doit être effectuée de sorte à éviter tout échauffement ou écrouissage du matériau, ces derniers peuvent entraîner des modifications structurales.

IV.1.2.1. Examen de métal de base

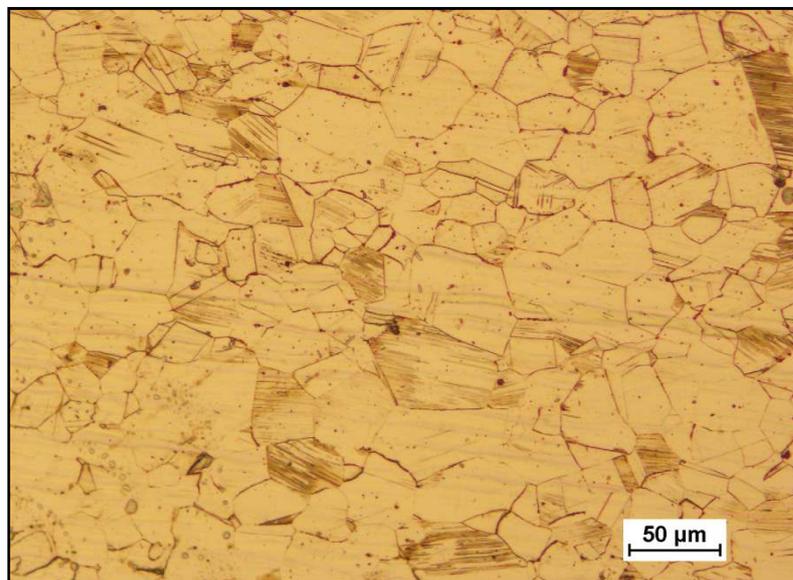


Figure IV.3. Microstructure du métal de base (316) avec un grossissement de X200.

La figure IV.3 représente la microstructure de métal de base de l'acier inoxydable (316L), elle montre une structure austénitique constituée de la phase gamma. La morphologie des grains est majoritairement de forme polygonale avec présence des macles dans différentes directions. Nous constatons également la présence de fines bandes de couleur noir qui sont allongées fort probablement dans le sens du laminage, ces bandes peuvent être de nature ferritique ou des précipités qui se sont accumulés au niveau des joints de grains lors de traitement thermomécanique.



Figure IV.4. Microstructure du métal de base (304L) avec un grossissement de X200.

De même pour la figure IV.4 qui représente une microstructure du matériau de base inoxydable 304L, les joints de grains sont très apparents avec la présence des macles et des traces de ferrite.

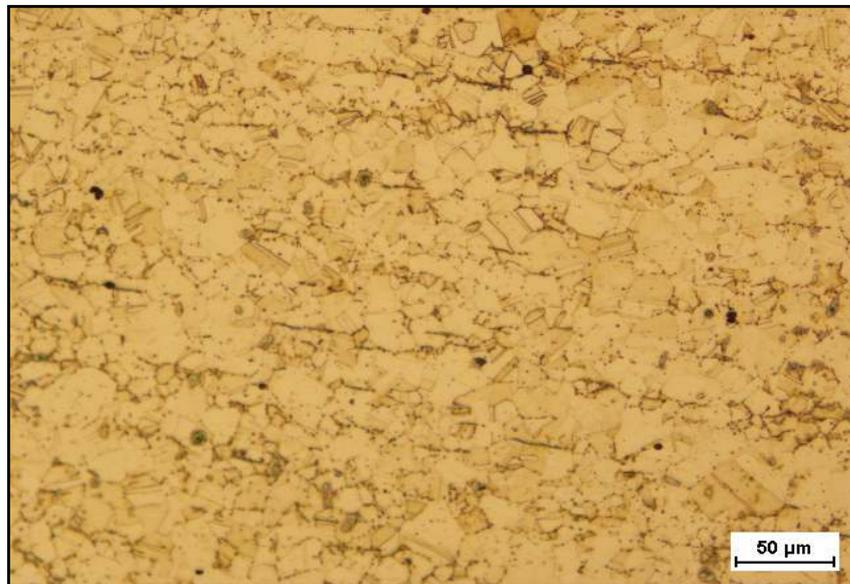


Figure IV.5. Microstructure du métal de base 310L avec un grossissement de X200

La figure IV.6 est caractérisée en plus des deux premières par une grande finesse de la taille des grains.

IV.1.2.2. Examen microstructural des soudures homogènes

Pour le cordon de soudure homogène 304L-304L, 310L-310L et 316L-316L, nous avons effectué différentes observations micrographiques dans des différents endroits (ZAT, ZL et ZF) dans le but d'identifier l'état structural du cordon.

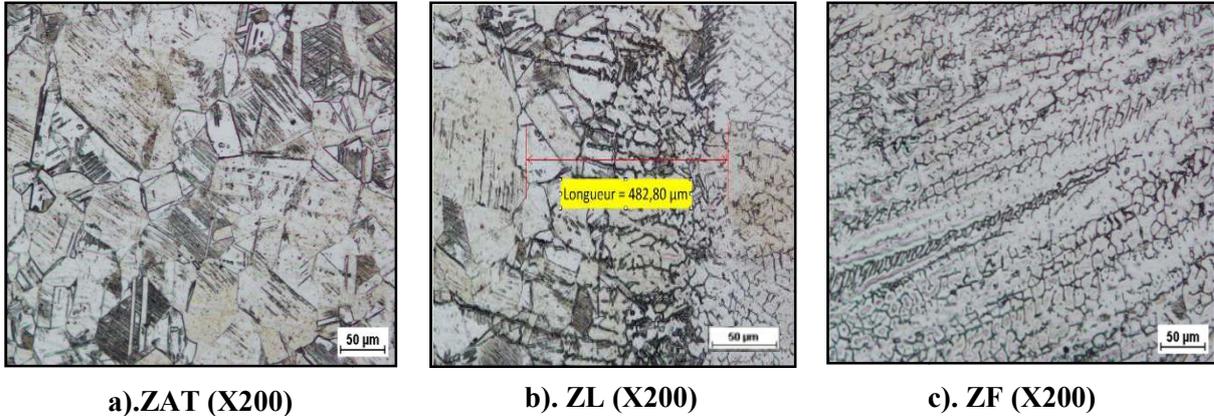


Figure IV.6 Microstructures du cordon de soudure 304L-304L.

La figure 37 a) montre la microstructure de la zone affectée thermiquement pour le soudage homogène (304L-304L), on a observée un grossissement de grains à cause de cycle thermique due au procédé de soudage. La figure 37 b) représente la zone de passage ou bien la zone de liaison entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue c'est une zone partiellement fondue, La figure 37 c) représente la microstructure de la zone fondue du soudage homogène (304L-304L), on a observée que la structure distingue par la finesse et la nature dendritique. Cette structure est une structure de solidification. Le refroidissement rapide n'a pas permis une cristallisation des grains.

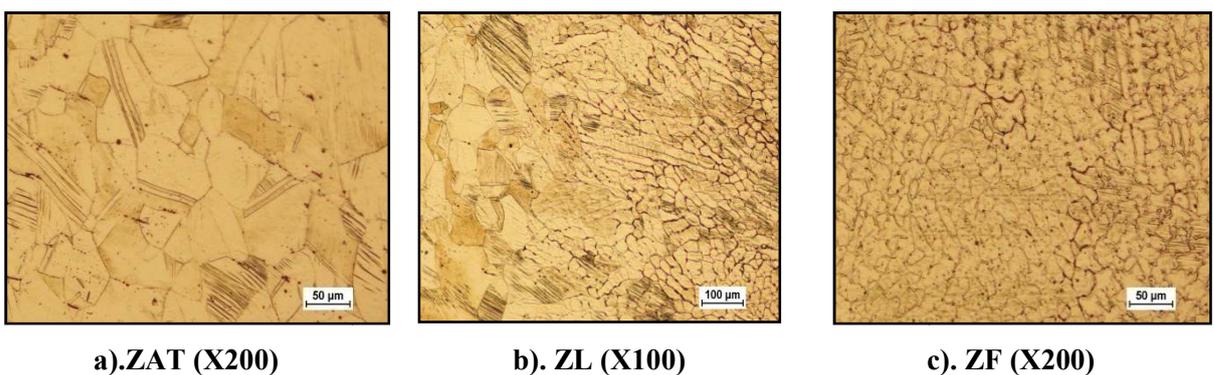


Figure IV.7. Microstructures du cordon de soudure 310L-310L (Gx200)

La figure IV.7 a) représente la microstructure de la zone affectée thermiquement pour le soudage homogène (310L-310L), cette zone est de type austénitique .on a observée des grains grossier qui signifie que l'action de température apportée par la source du procédé de soudage été importante. La figure IV.7 b) représente la zone de liaison entre les deux zones

ZF et ZAT, La figure IV.7 c) représente la microstructure de la zone fondue du soudage homogène (310L-310L), on a observée que la structure est de forme dendritique.

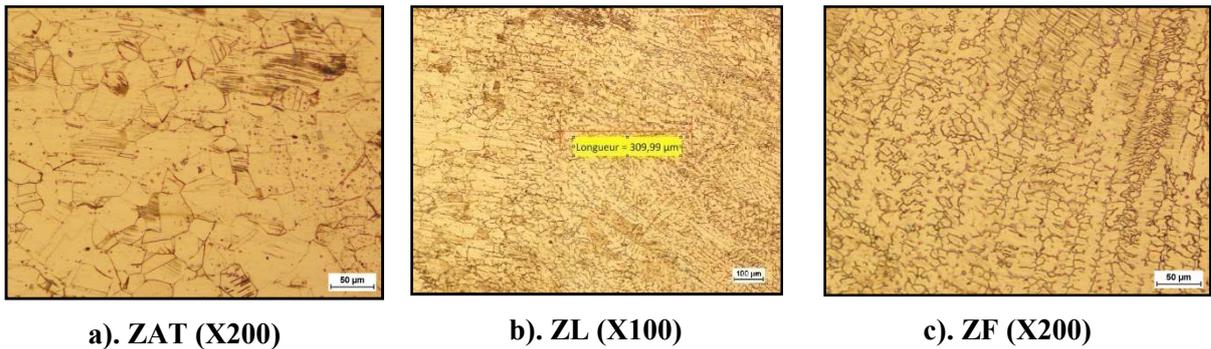


Figure IV.8. Microstructures du cordon de soudure 316L-316L

La figure IV.8 a) représente la microstructure de la zone affectée thermiquement pour le soudage homogène (316L-316L), on a observée que les grains sont grossiers a cause de l'effet de soudage. La figure IV.8 c) représente la microstructure de la zone fondue du soudage homogène (316L-316L), on a observée que la structure est également de forme de morphologie dendritique.

Donc pour les trois échantillons **304L-304L**, **310L-310L** et **316L-316L**, on remarque l'apparition de trois zones (ZAT, ZL et ZF) au niveau du cordon de soudure entre les deux métaux de base:

Structure du métal de base

L'acier possède une structure austénitique granulaire isotrope la taille des grains ne présente pas beaucoup de dispersion, comparée à celle de la ZAT.

Structure de la ZAT

A proximité de la zone fondue (la zone affectée par la température), la microstructure se révèle comme celle du métal de base, néanmoins la taille des grains a connu un grossissement très significatif sous l'influence de l'élévation de la température apportée par la source de chaleur lors de l'opération du soudage. Cette observation est bien mise en relief dans les figures IV.6 a, IV.7 a et IV.8 a.

Structure de la zone de liaison

Nous constatons la présence de grains de grande taille à côté de grains plus fins. Ce qui traduit la surchauffe importante subite par cette partie au cours de l'opération du soudage.

Structure de la zone fondue :

La micrographie de la zone fondue est donnée par les figures IV.6 c, IV.7 c et IV.8 c, elle a un aspect conventionnellement appelé microstructure dendritique de solidification. Elle se compose de la ferrite (en noir) dans les axes dendritiques à cause des ségrégations, et le reste de la matrice (ce qui est en blanc) c'est de l'austénite.

IV.1.2.3. Examen microstructural des soudures hétérogènes



Figure IV.9. Microstructures du cordon de soudure 304L-310L

La figure (IV.9 a) représente la microstructure de la zone affectée thermiquement pour le soudage hétérogène (304L-310L) du cotée de 304L, on a observée la possibilité de précipitation. La figure IV.9 b) représente la microstructure de la zone fondue du soudage hétérogène (304L-310L), on a observé que la structure est de forme dendritique. La figure IV.9 c) représente la microstructure de la zone affectée thermiquement pour le soudage hétérogène (304L-310L) du côté du 310L.

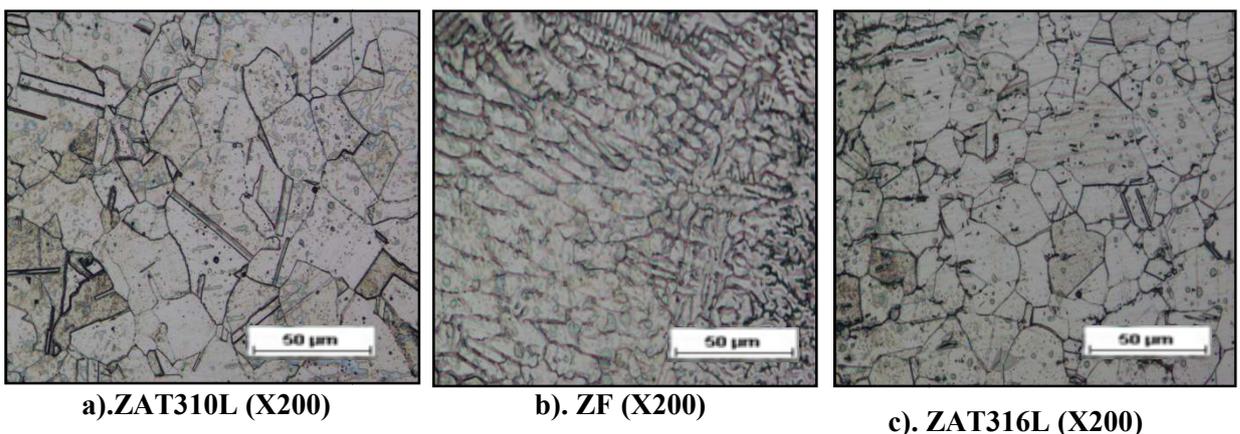
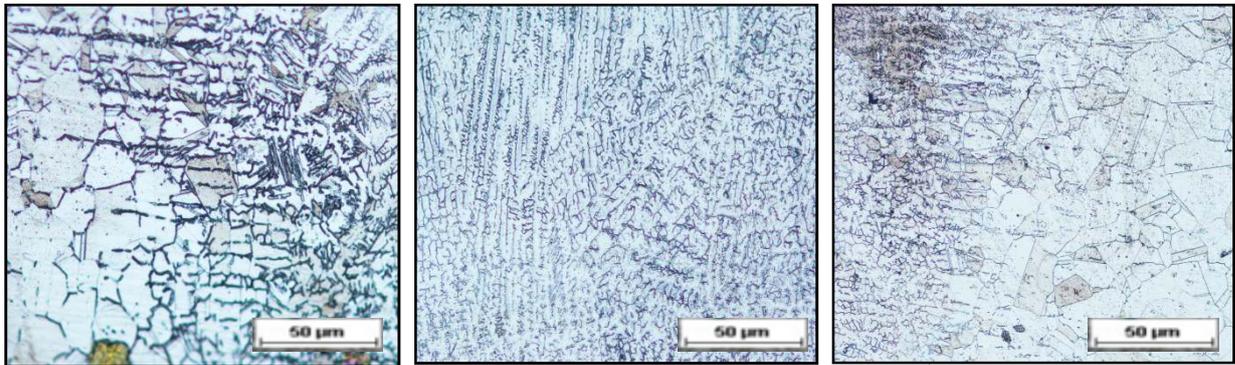


Figure IV.10. Microstructures du cordon de soudure 310L-316L.

La figure IV.10 a) représente la microstructure de la zone affectée thermiquement pour le soudage hétérogène (316L-310L) du cotée de 310L, on a observé que la structure est plein des macles avec une présence des point noir au milieu des grains qui peuvent être des

précipités. La figure IV.10 b) représente la microstructure de la zone fondue du soudage hétérogène (310L-316L), on a observée que la structure est de forme dendritique. La figure IV.10 c) représente la microstructure de la zone affectée thermiquement pour le soudage hétérogène (316L-310L) du cotée de 316L, on a observé que la structure est austénitique, néanmoins la taille des grains a connu un grossissement très significatif sous l'influence de l'élévation de la température apportée par l'opération du soudage.



a).ZAT304L (X200)

b). ZF (X200)

c). ZAT316L (X200)

Figure IV.11. Microstructures du cordon de soudure 304L-316L.

La figure IV.11. a) représente la microstructure de la zone de liaison et la zone affectée thermiquement pour le soudage hétérogène (304L-316L) du cotée de 304L, on a observée la structure austénitique avec un grossissement des grains. La figure IV.11.b) représente la microstructure de la zone fondue du soudage hétérogène (304L-316L), on a observé aussi que la structure est de forme dendritique. La figure IV.11. c) représente la microstructure de la zone affectée thermiquement pour le soudage hétérogène (304L-316L) du coté du 310L celle-ci aussi est d'une structure austénitique avec un grossissement des grains.

IV.1.3. Examen faciès de rupture de la traction sous MEB:

IV.1.3.1. Soudure homogène

a) Soudure 304L-304L :

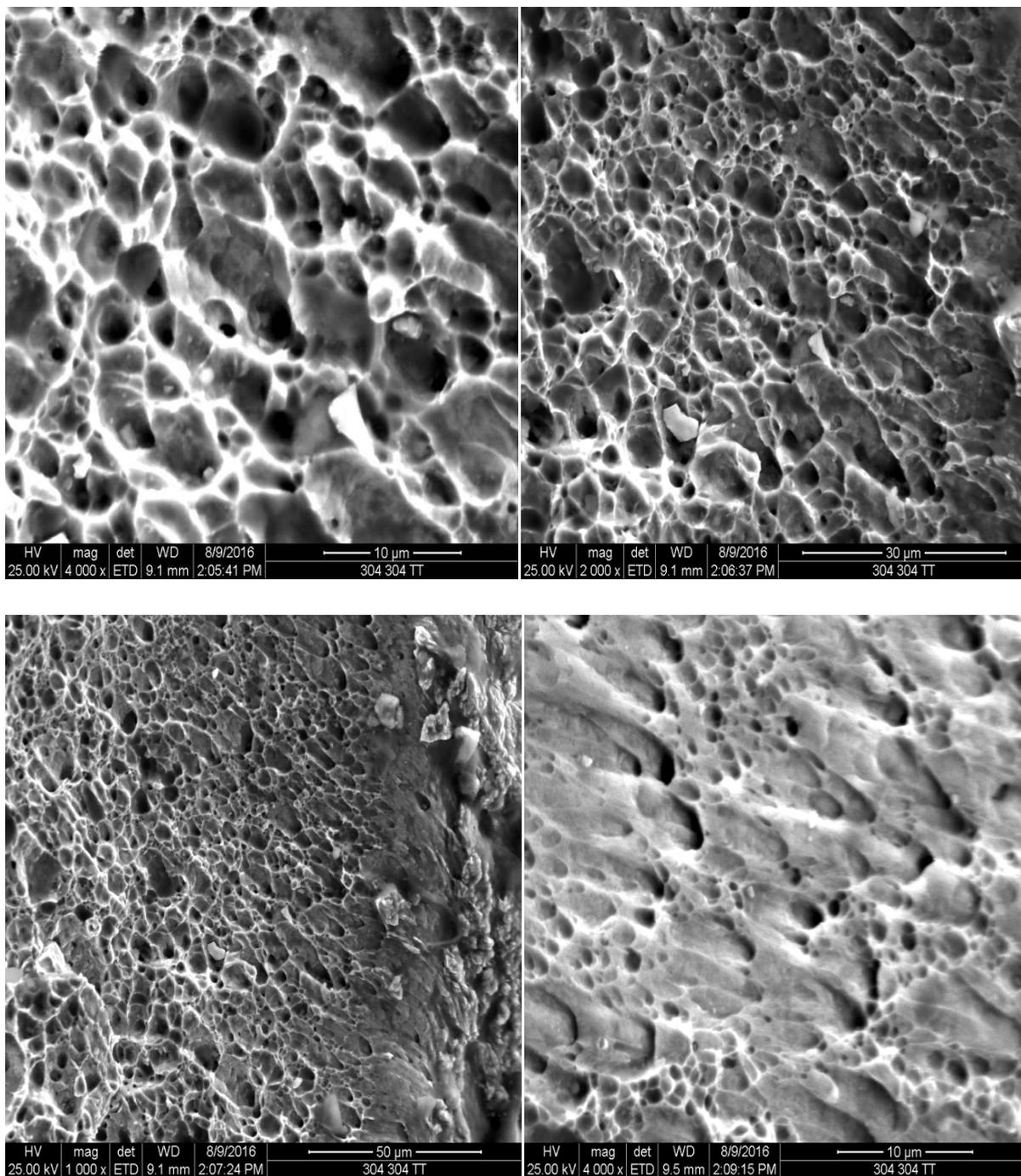


Figure IV.12. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-304L

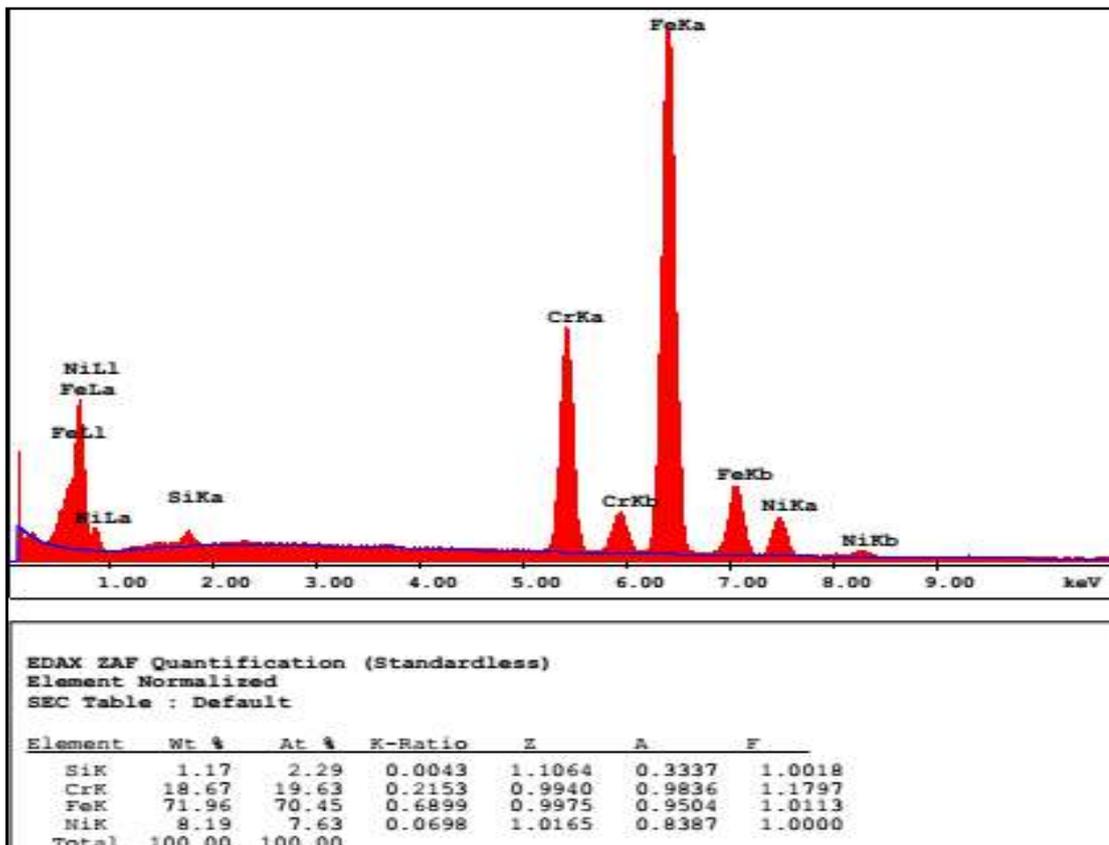
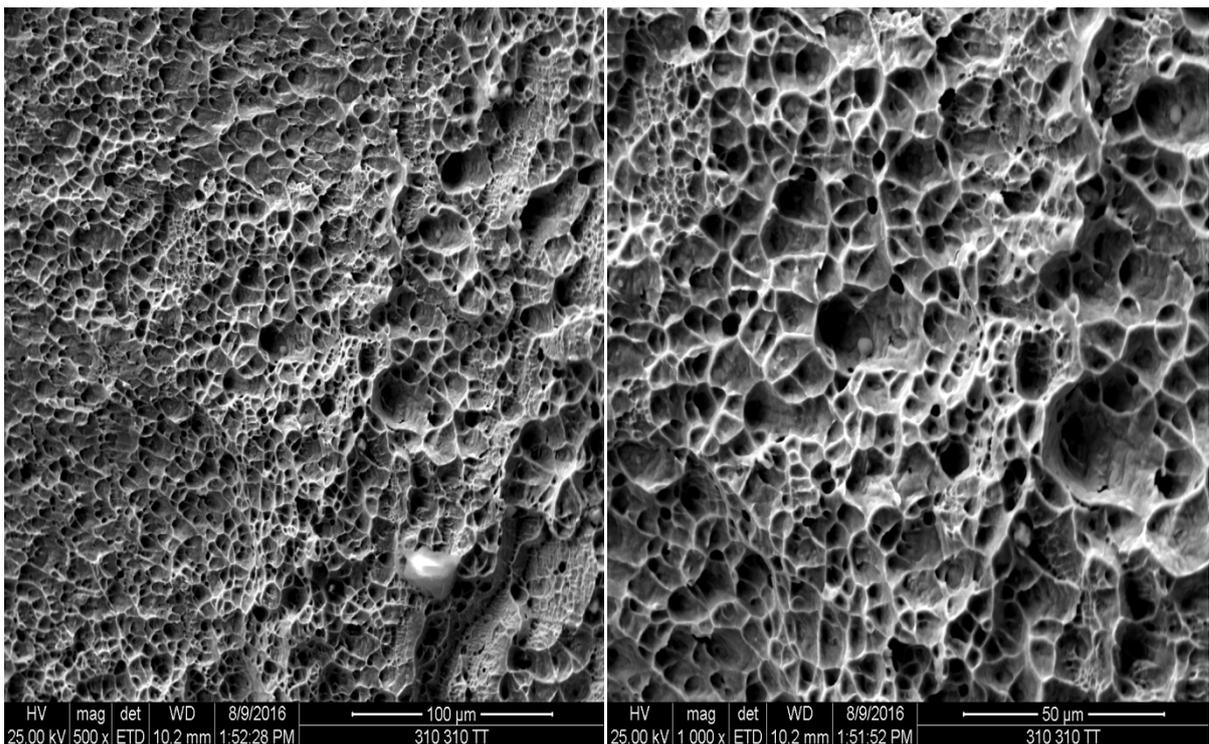


Figure IV.13. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-304L

Pour le cordon de soudure 304L-304L on remarque que le faciès de rupture et de forme ductile comme le révèle la figure IV.12, l'EDS du faciès de rupture nous donne la même composition chimique que celle du matériau de base 304L ce qui confirme que la rupture ce faite au niveau du MB.

b) Soudure 310L-310L :



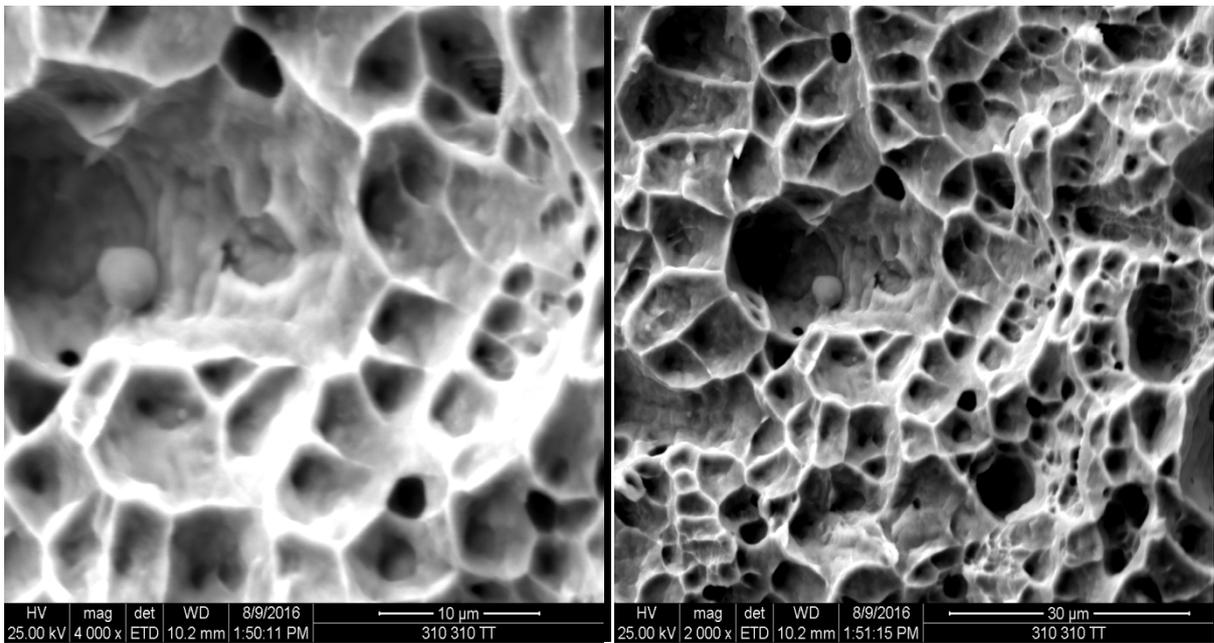


Figure IV.14. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 310L-310L

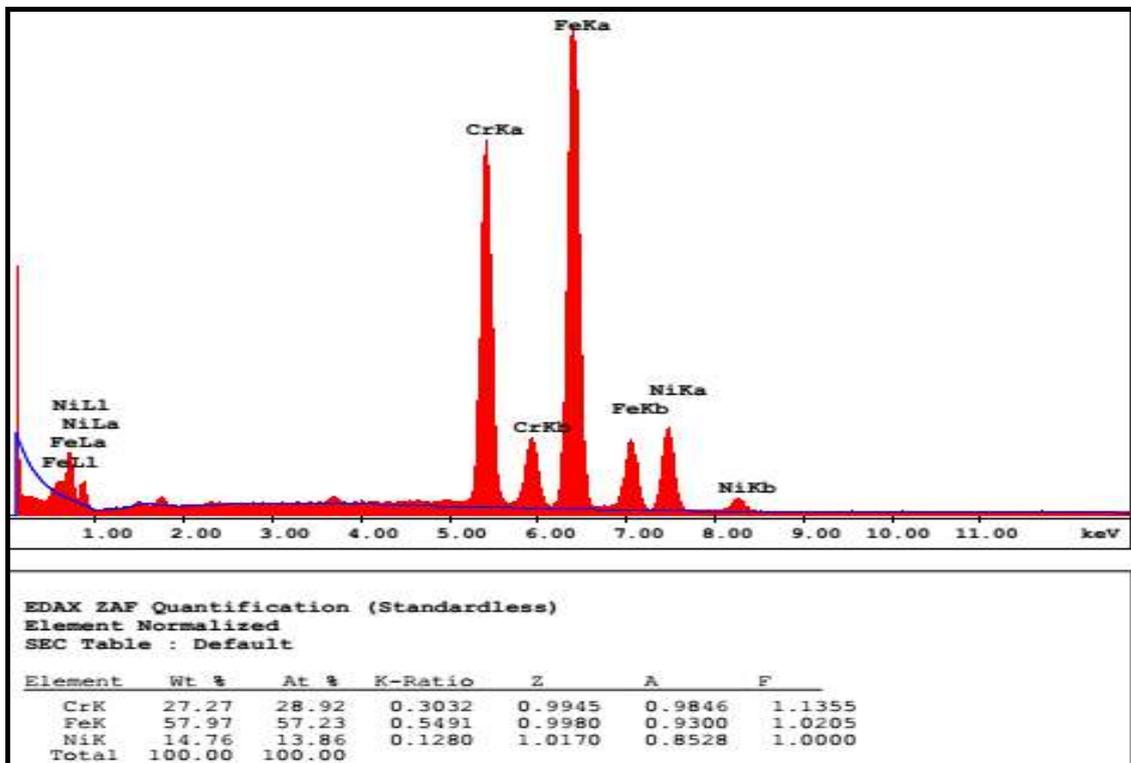


Figure IV.15 EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 310 L - 310 L

D'après les observations qu'on a fait sur le faciès de rupture du cordon de soudure 310L-310L, on peut dire aussi que c'est une rupture ductile avec cupules renfermant des fines particules, Nous mentionnons que le matériau 310L présente un léger aspect de clivage (surface plane exempte de cupule) qui est une caractéristique de fragilité locale.

On remarque aussi sur la figure IV.15 que les teneurs en Cr, Fe et Ni sont différents des teneurs du métal de base 310L se qui montre que la rupture à lieu sur la ZAT et non pas sur le MB.

c) Soudure 316L-316L :

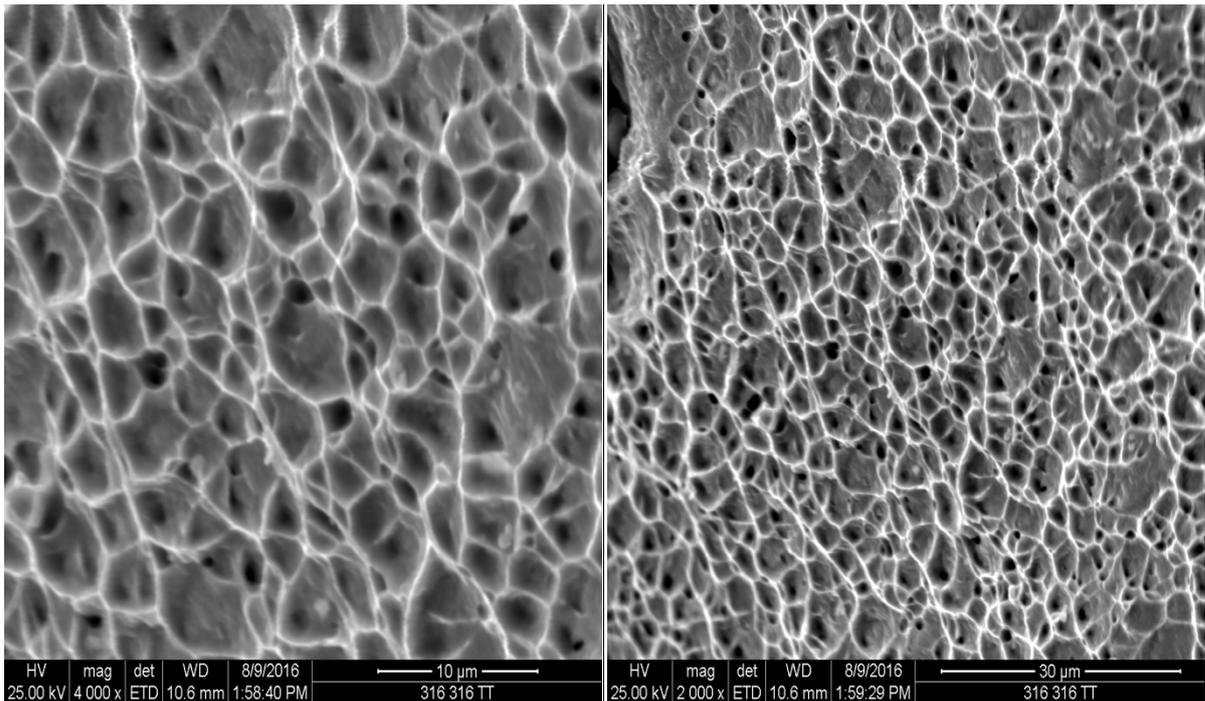


Figure IV.16. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 316L-316L

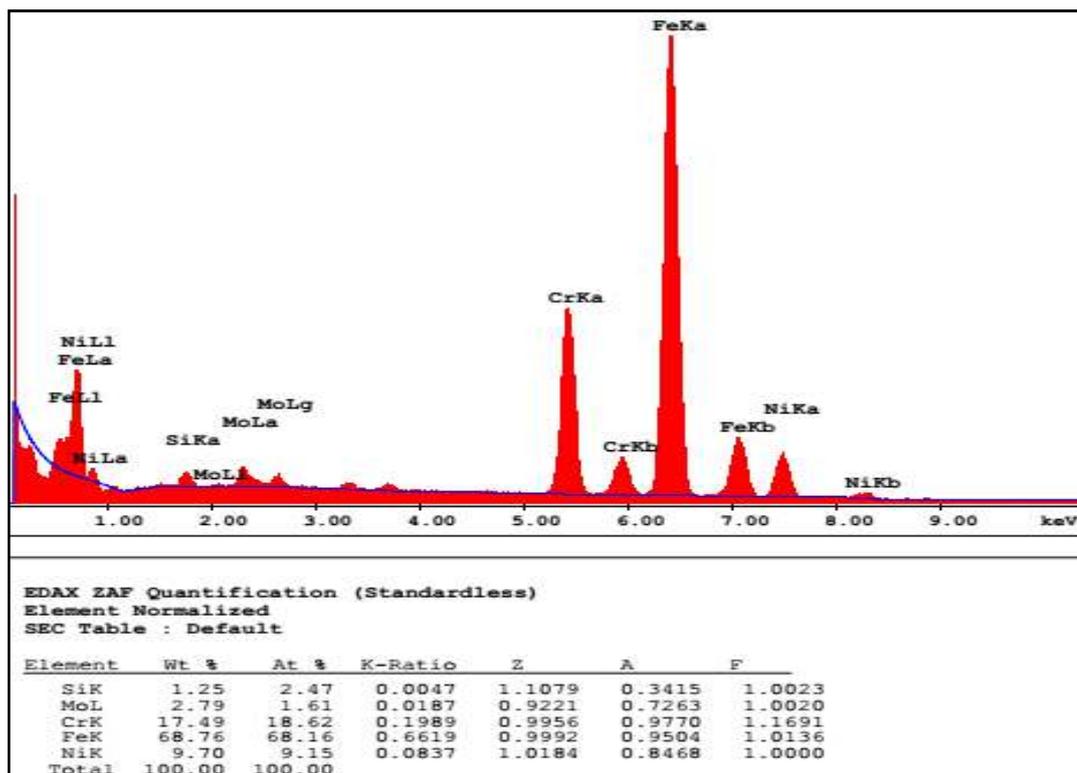


Figure IV.17. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 316 L - 316 L

La figure IV.16, présentent le faciès de rupture du cordon de soudure 316L-316L. Ce faciès est de nature ductile, elle présente des cupules uniformément réparties du à l'arrachement lors de la rupture.

La composition chimique montre que le faciès de rupture ce fait sur le matériau de base.

IV.1.3.2. Soudure hétérogène

a) Soudure 304L-310L :

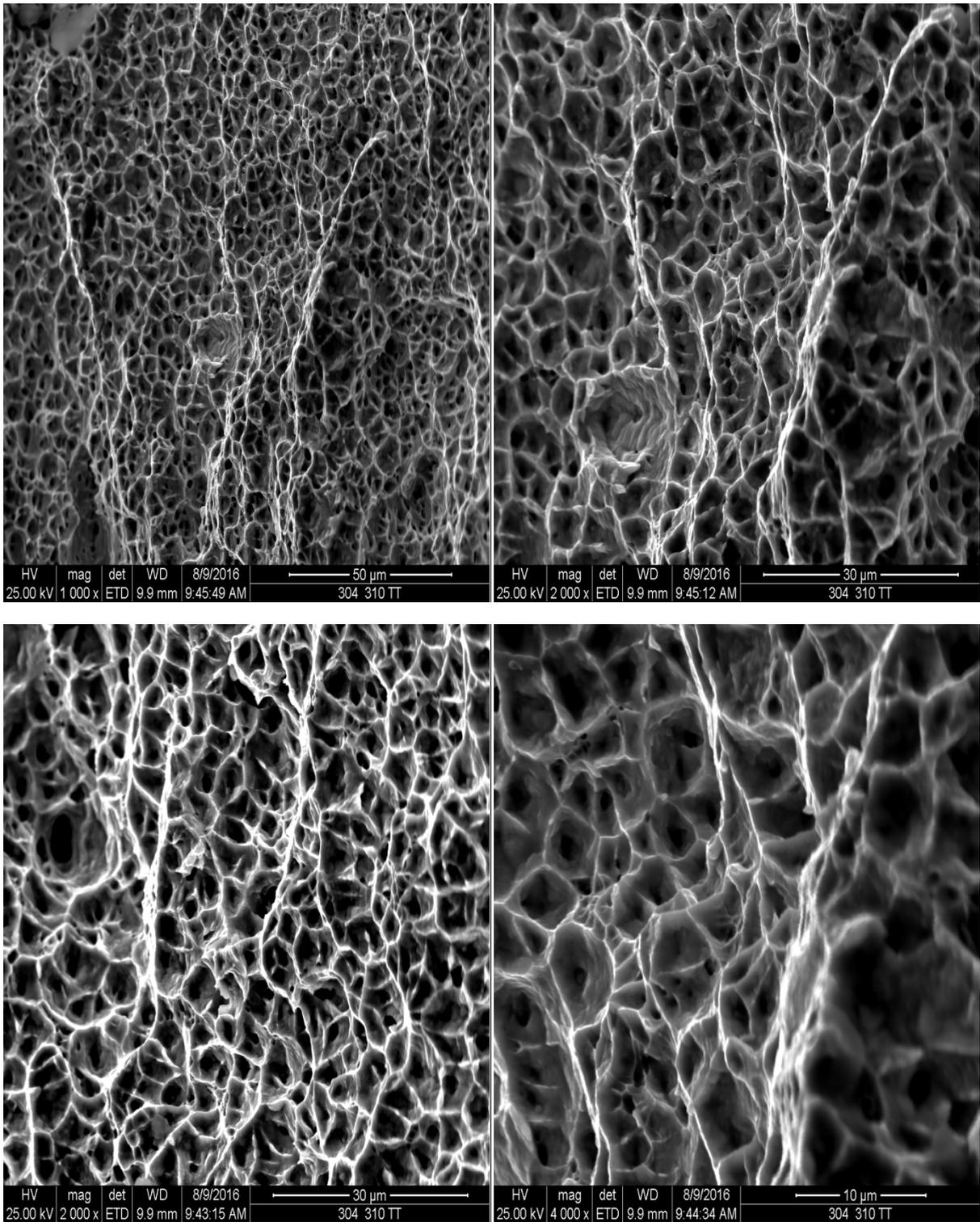


Figure IV.18. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-310L

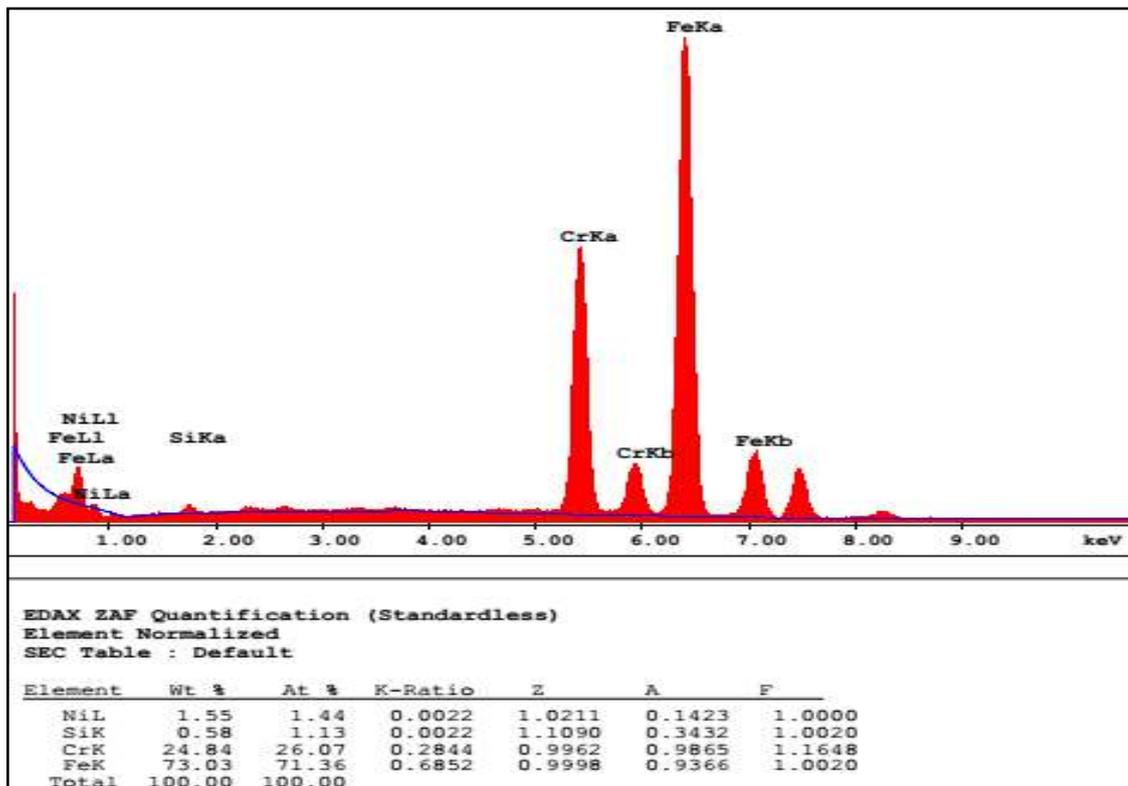
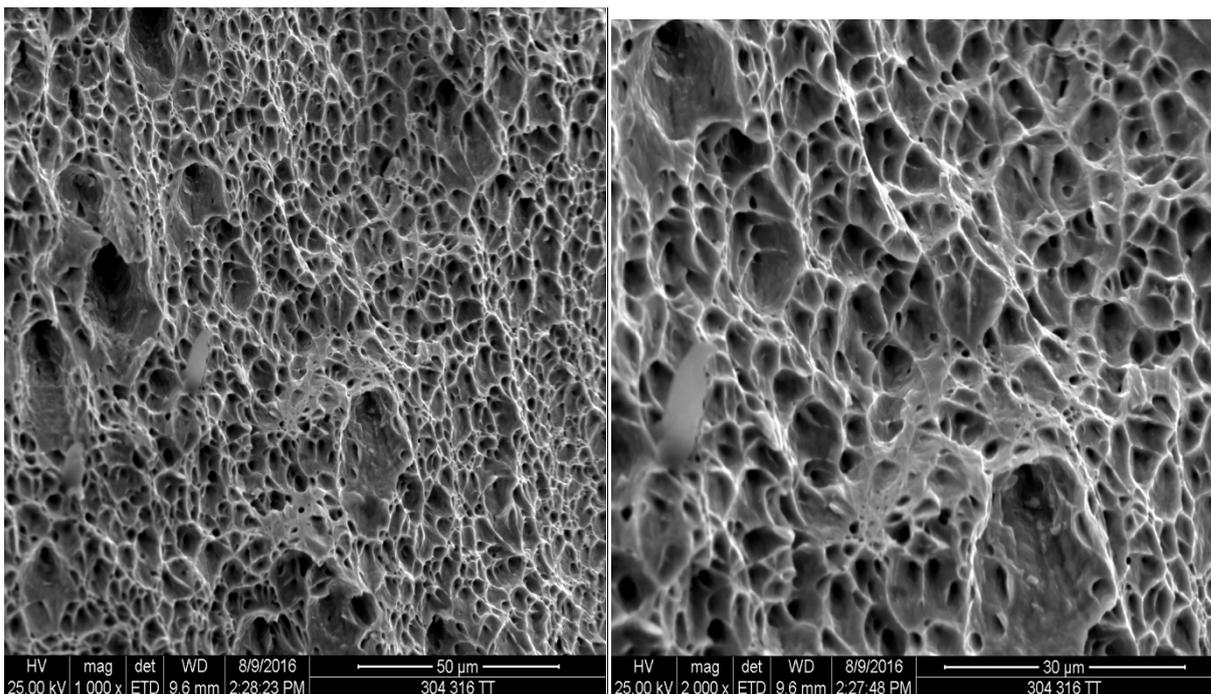


Figure IV.19. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-310L

D'après les observations qu'on a fait sur le faciès de rupture de l'éprouvette 304L-310L on peut dire aussi que c'est une rupture ductile avec des grandes cupules.

L'EDS nous donne un pourcentage atomique de Ni de 1.44% alors que le pourcentage pour 304L et 310L selon la composition chimique est de 7.39% et 16.71% respectivement, peut être une erreur matériel.

b) Soudure 304L-316L :



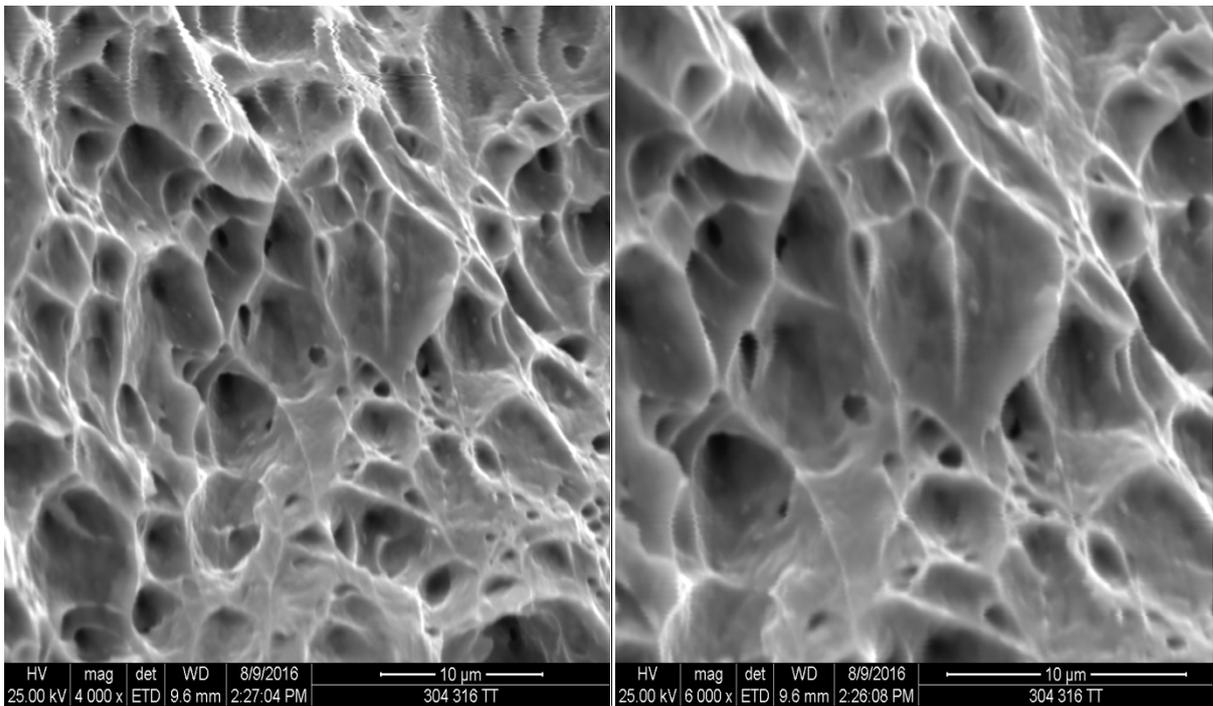


Figure IV.20. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-316L

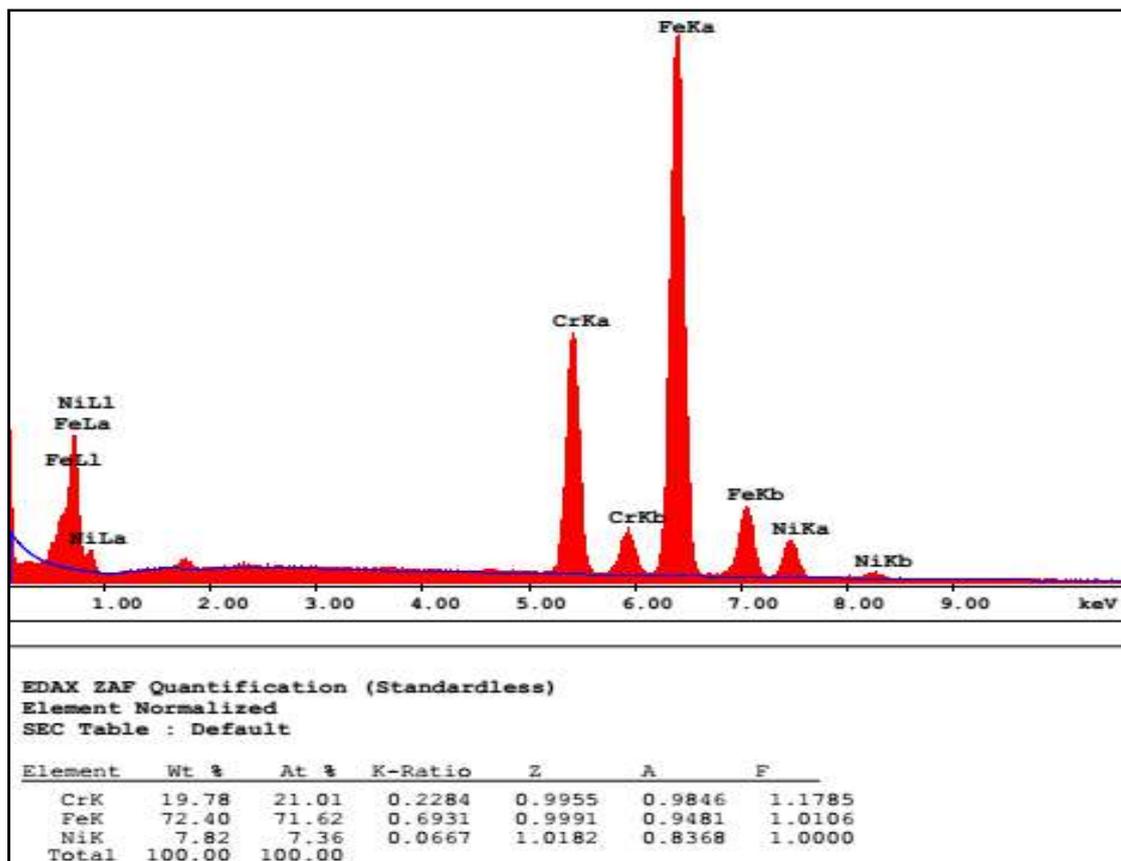


Figure IV.21. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 304L-316L

D'après les observations qu'on a fait sur le faciès de rupture de l'éprouvette 304L-316L, on peut dire aussi que c'est une rupture ductile, On remarque aussi sur la figure IV.21 que les teneurs en Cr, Fe et Ni sont proches des teneurs du métal de base 304L que celle du 316L se qui montre que la rupture à lieu sur MB304L.

c) Soudure 310L-316L :

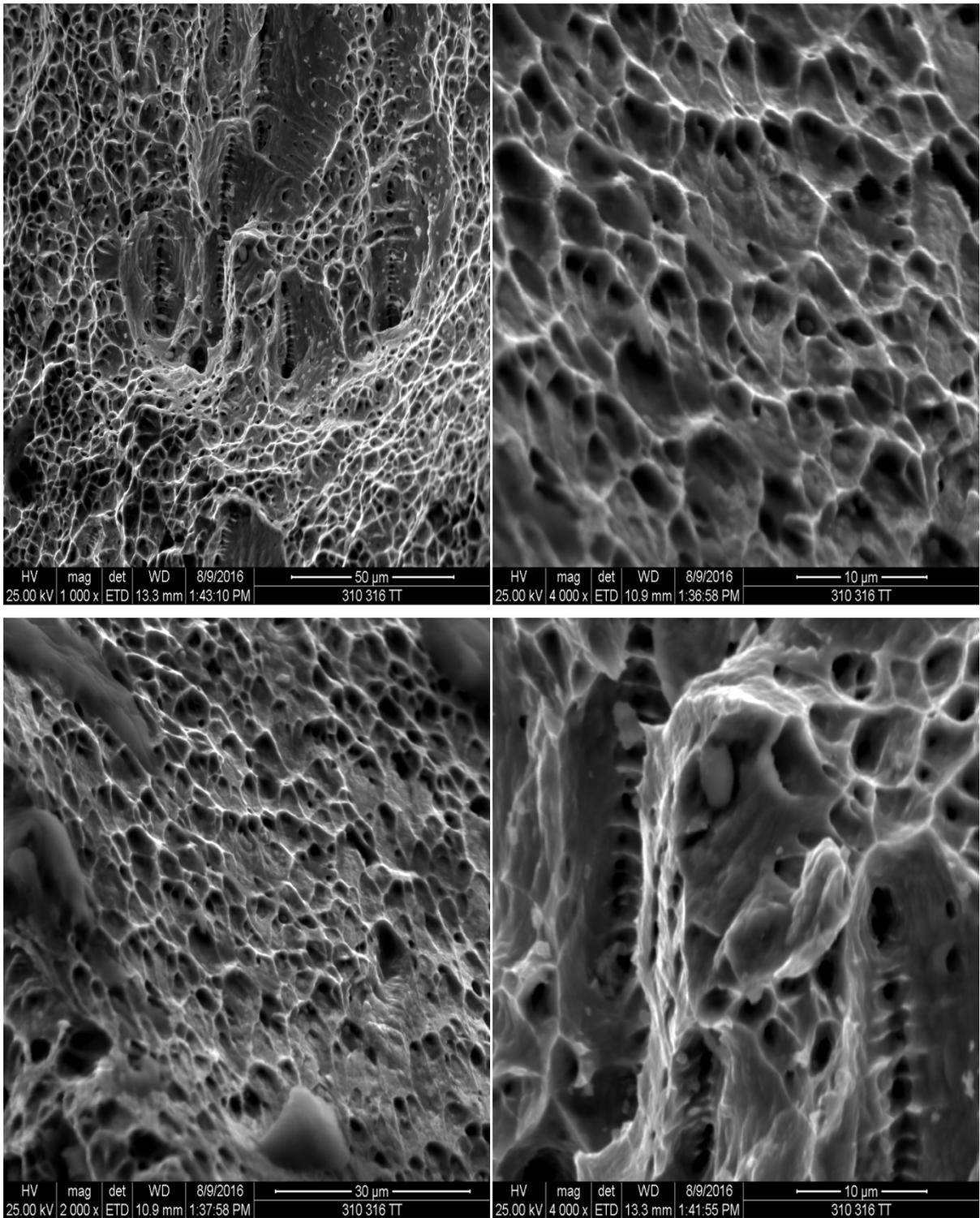


Figure IV.22. Examen MEB du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 310L-316L

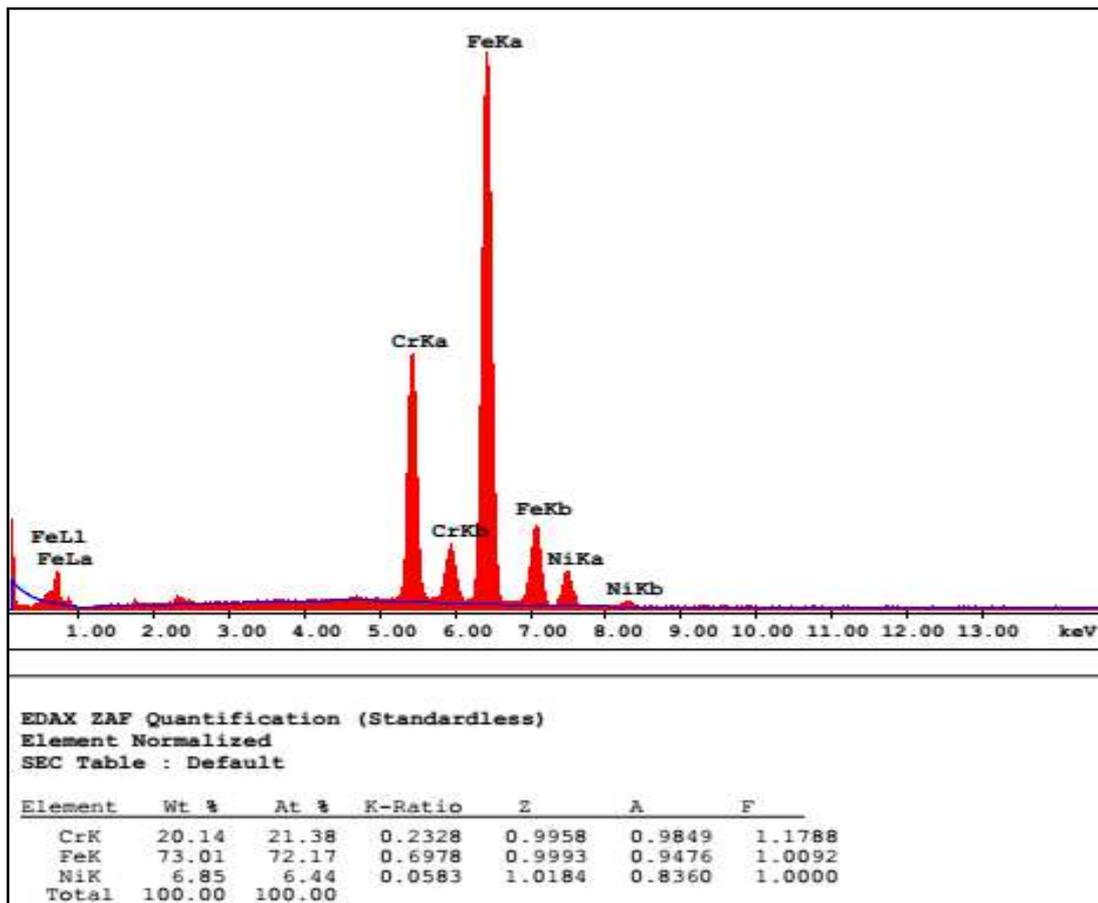


Figure IV.23. EDS du faciès de rupture sous traction de l'éprouvette 310L-316L

D'après les observations qu'on a fait sur le faciès de rupture du cordon de soudure 310L-316L, on remarque aussi que c'est une rupture ductile avec des cupules.

On remarque aussi sur la figure IV.23 que les teneurs en Cr, Fe et Ni sont différents des teneurs du métal de base 310L et celle de 316L se qui montre que la rupture à lieu sur la ZAT et non pas sur les deux métaux de bases.

IV.2. Détermination des caractéristiques mécaniques

IV.2.1. Essai de microdureté

Nous avons effectué un essai de microdureté sur les éprouvettes soudées. La procédure s'est effectuée en prend des points quelconques sur le métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Cet essai a permis d'observer la variation de la microdureté pour chaque zone.

On a pris comme paramètres :

-La charge = 300g.

-La durée de pénétration =15s.

IV.2.1.1. Essai de micro dureté sur les matériaux de bases :

Micro dureté	304L	310L	316L
HV	218	214	225
	224	219	224
	213	221	211
Moyenne	218,33	218	220

Tableau IV-1. Résultat de micro dureté des éprouvettes 316L, 310L et 304L.

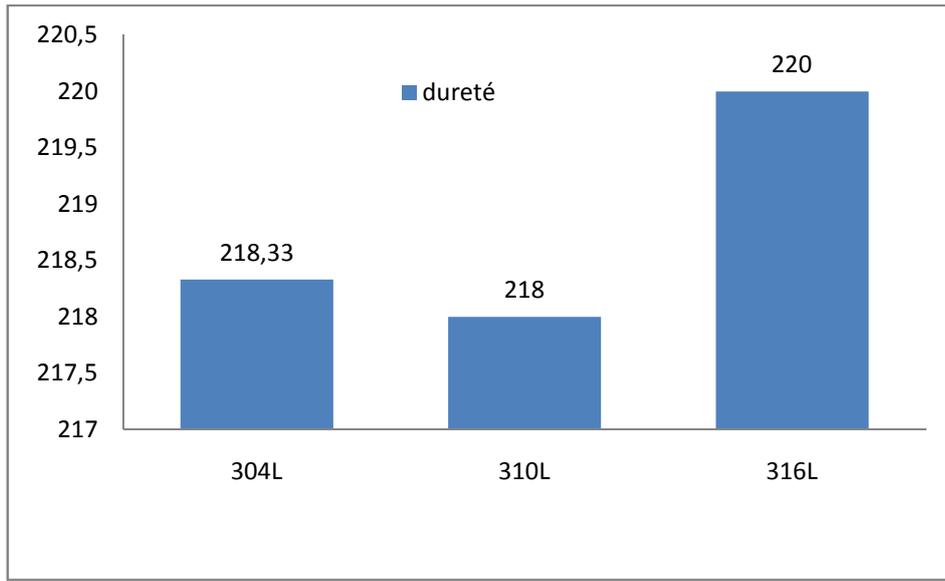


Figure IV.24. Les moyennes de la micro dureté des éprouvettes: 316L, 310L et 304L

IV.2.1.2. Essai de micro dureté pour le soudage homogène

a) Microdureté de soudure homogène 304L-304L

Micro dureté	MB	ZAT	ZF	ZAT	MB
HV	229	269	323	260	261
	231	264	327	263	235
	240	266	325	267	243
Moyenne	233,33	266,33	325	263,33	246,33

Tableau IV-2. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 304L-304L.

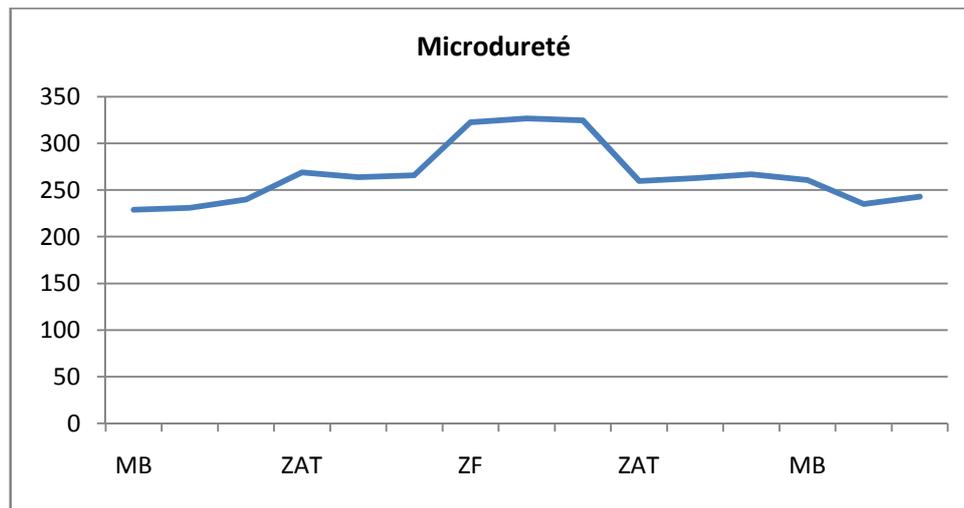


Figure IV.25. Les résultats de micro dureté de la soudure (304L-304L).

Pour la soudure homogène 304L-304L, la ZAT a présenté les valeurs de la microdureté les plus grandes.

b) Micro dureté de soudure homogène 310L-310L

Micro dureté	MB	ZAT	ZF	ZAT	MB
HV	214	252	297	253	215
	213	255	275	255	210
	223	256	267	240	215
Moyenne	216,67	254,33	279,67	249,33	213,33

Tableau IV-3. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 310L-310L.

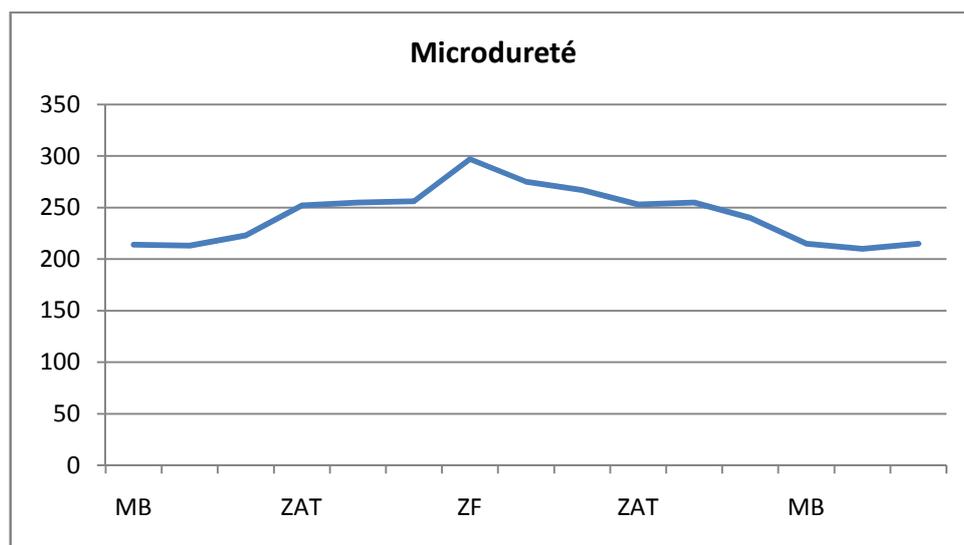


Figure IV.26. Les résultats de micro dureté de la soudure (310L-310L).

On remarque pour la soudure homogène réalisée par le matériau 310L que la microdureté de la zone fondue est maximale, la microdureté du MB est minimale.

c) **IV.8.2.3 Micro dureté de la soudure homogène 316L-316L :**

Micro dureté	MB	ZAT	ZF	ZAT	MB
HV	243	257	287	266	219
	220	259	263	259	232
	237	260	272	265	237
Moyenne	233,33	258,67	274,00	263,33	229,33

Tableau IV-4. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 316L-316L.

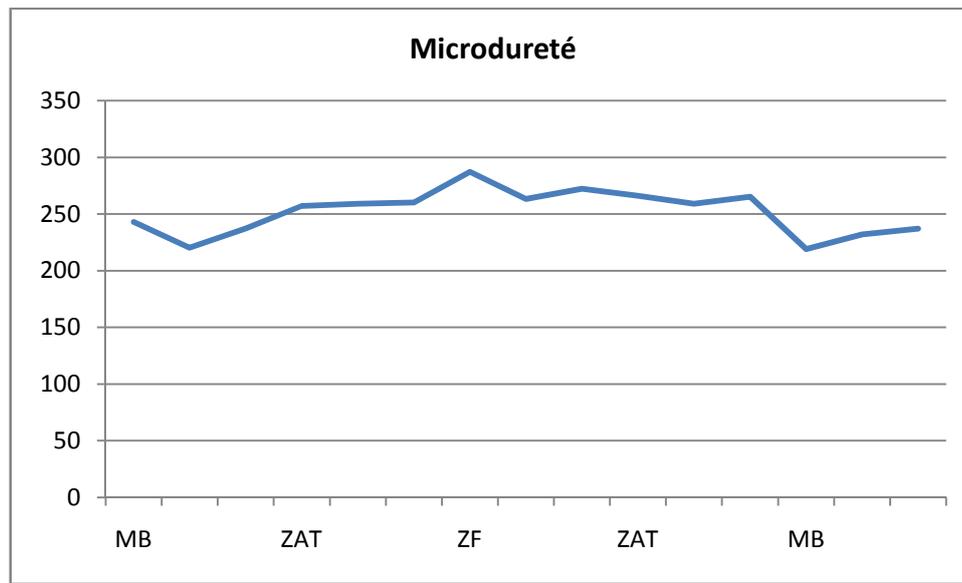


Figure IV.27. Les résultats de micro dureté de la soudure (316L-316L).

De même pour les deux premiers on remarque pour la soudure homogène réalisée par le matériau 310L, la microdureté de la zone fondue est toujours maximale

	MB			ZAT			ZF			ZAT			MB		
304-304	229	231	240	269	264	266	323	327	325	260	263	267	261	235	243
310-310	214	213	223	252	255	256	297	275	267	253	255	240	215	210	215
316-316	243	220	237	257	259	260	287	263	272	266	259	265	219	232	237

Tableau IV-5. Résultat de micro dureté des éprouvettes soudages homogènes

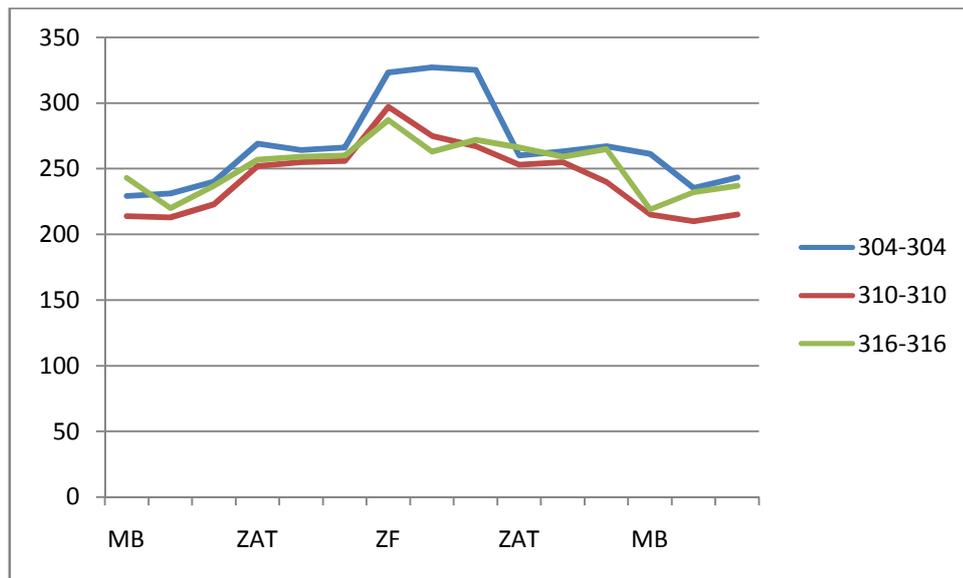


Figure IV.28. Les résultats de micro dureté des trois soudures homogènes

➤ Discussion

Les valeurs de la dureté mesurées à différentes zones des cordons de soudures homogènes sont schématisées ci-dessus Figure IV.28. Nous constatons que la valeur de la dureté mesurée dans le métal de base est la plus faibles induite par la structure austénitique, on a aussi une augmentation de la dureté dans les ZAT induite par la structure grossière dû au mode de solidification et conditions de refroidissement. La dureté atteinte des valeurs max au niveau des zones fondues ZF, Ceci est due à la structure brute de solidification qui est dendritique, ainsi que la forte proportion de ferrite delta (δ).

IV.2.1.3. Soudage hétérogène

a) Micro dureté de soudure hétérogène 304L-310L

Micro dureté	MB 304L	ZAT 304L	ZF	ZAT 310L	MB 310L
HV	206	219	224	221	216
	217	213	206	215	213
	219	202	204	208	210
Moyenne	214	211,33	211,33	214,67	213

Figure IV.29. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 304L-310L.

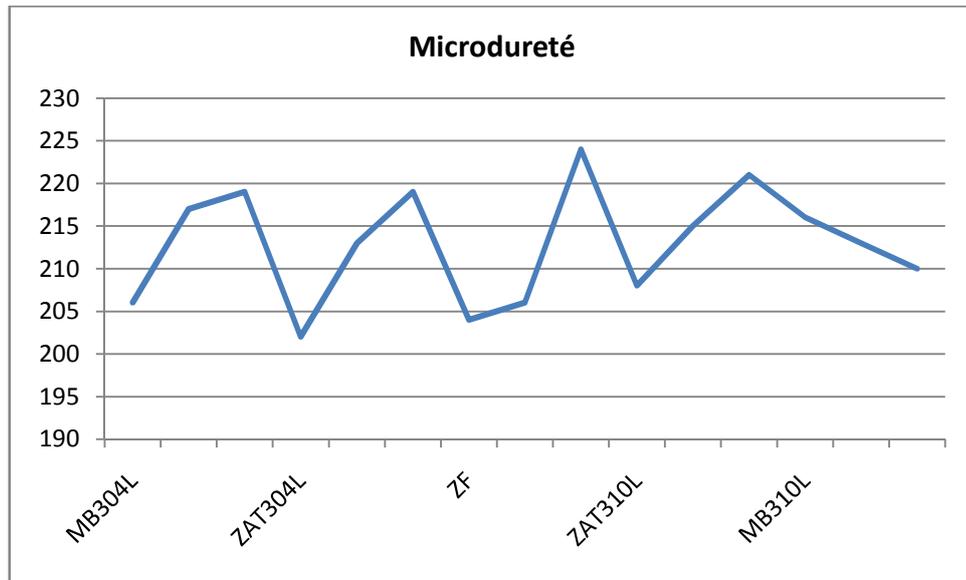


Figure IV.30. Les résultats de micro dureté de la soudure (304L-310L).

b) Micro dureté de soudure hétérogène 304L-316L

Micro dureté	MB 304L	ZAT 304L	ZF	ZAT 316L	MB 316L
HV	211	215	239	210	225
	224	201	241	212	221
	229	199	244	215	215
Moyenne	221,33	205	241,33	212,33	220,33

Tableau IV-6. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 304L-316L.

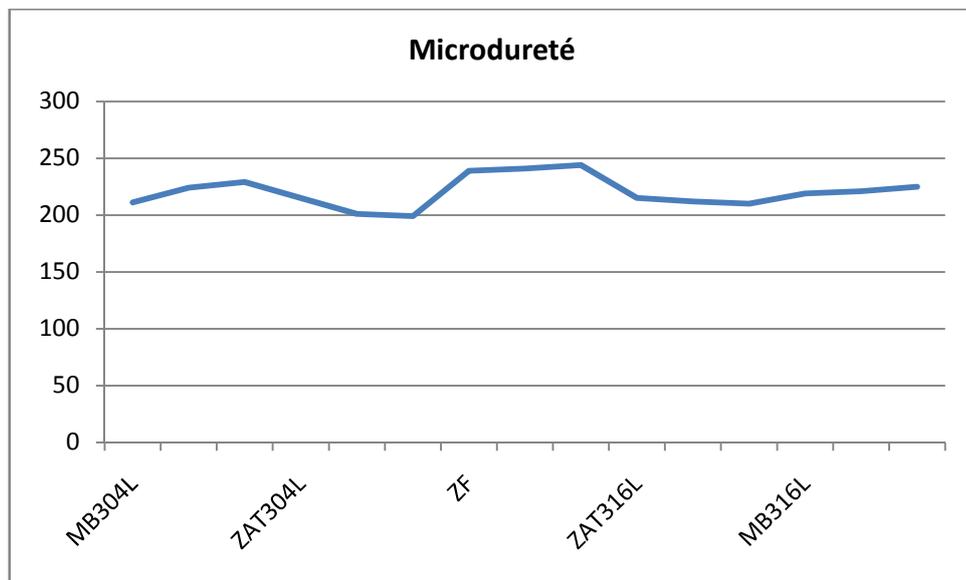


Figure IV.31. Les résultats de micro dureté de la soudure (304L-316L).

c) Micro dureté de soudure hétérogène 310L-316L

Micro dureté	MB 310L	ZAT 310L	ZF	ZAT 316L	MB 316L
HV	214	208	214	225	225
	214	202	240	225	225
	219	199	251	221	227
Moyenne	215,67	203	235	223,67	225,67

Tableau IV-7.12. Résultat de micro dureté de l'éprouvette 310L-316L.

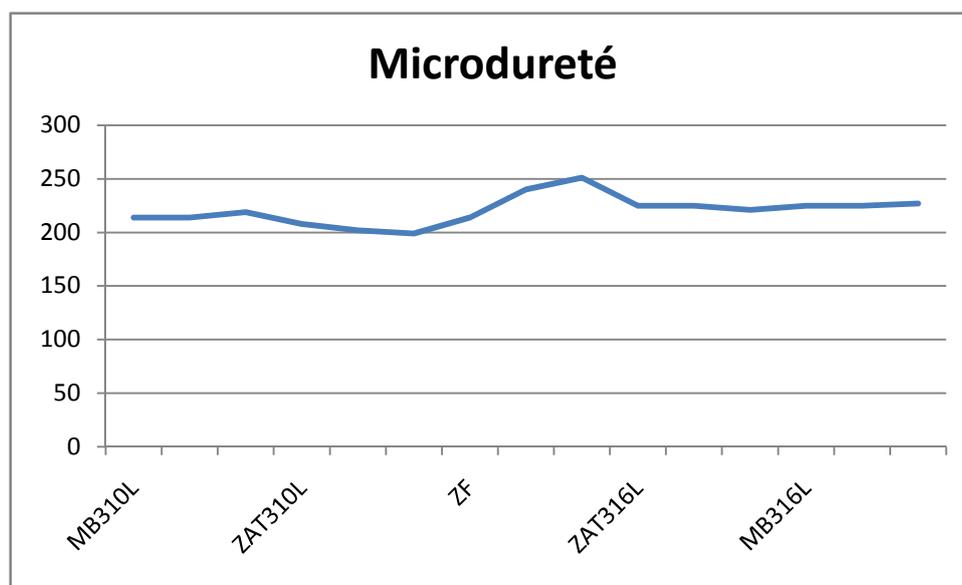


Figure IV.32. Les résultats de micro dureté de la soudure (310L-316L).

	MB			ZAT			ZF			ZAT			MB		
304L-310L	206	217	219	202	213	219	204	206	224	208	215	221	216	213	210
304L-316L	211	224	229	215	201	199	239	241	244	215	212	210	219	221	225
310L-316L	214	214	219	208	202	199	214	240	251	225	225	221	225	225	227

Tableau IV-8. Résultat de micro dureté des éprouvettes soudages hétérogènes

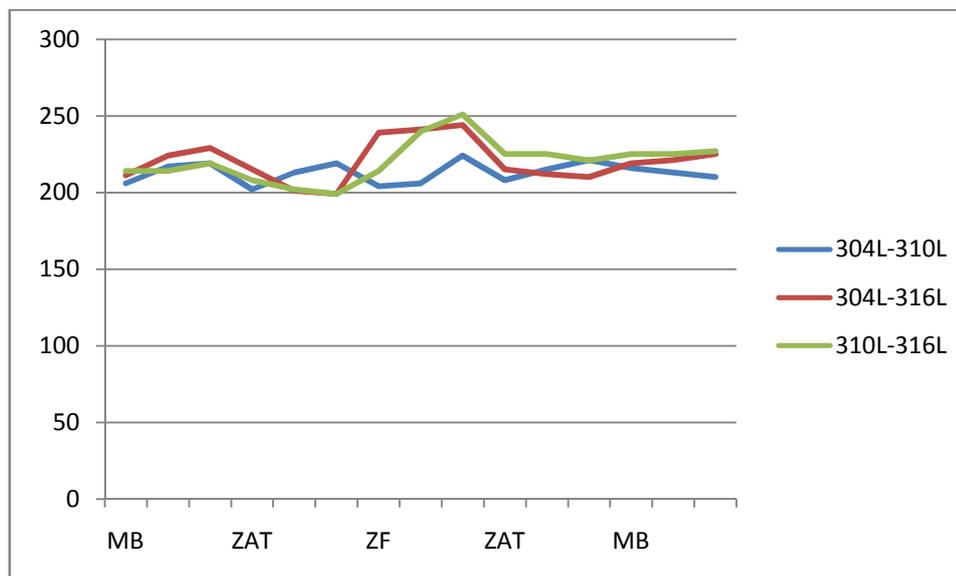


Figure IV.33. Les résultats de micro dureté des trois soudures hétérogènes

➤ Discussion

Pour les soudures hétérogènes nous avons présenté les résultats des essais de microdureté sur la figure IV.33, la situation et les variations des propriétés de dureté apparaissent plus complexes, surtout pour les ZAT et les ZF c'est dues à l'influence des cycles thermiques qui n'est pas identique dans les trois matériaux a cause de leurs propriétés physique de conductivité thermique et de dilatation qui ne sont pas les même. Les cycles de soudage peuvent engendrer des contraintes résiduelles qui affectent considérablement les propriétés mécaniques locales et globales.

IV.2.2. Essai de traction :

IV.2.2.1. Sur les Matériaux de base (304L-310L- 316L)



Figure IV.34. Eprouvettes de traction des métaux de base après la rupture.

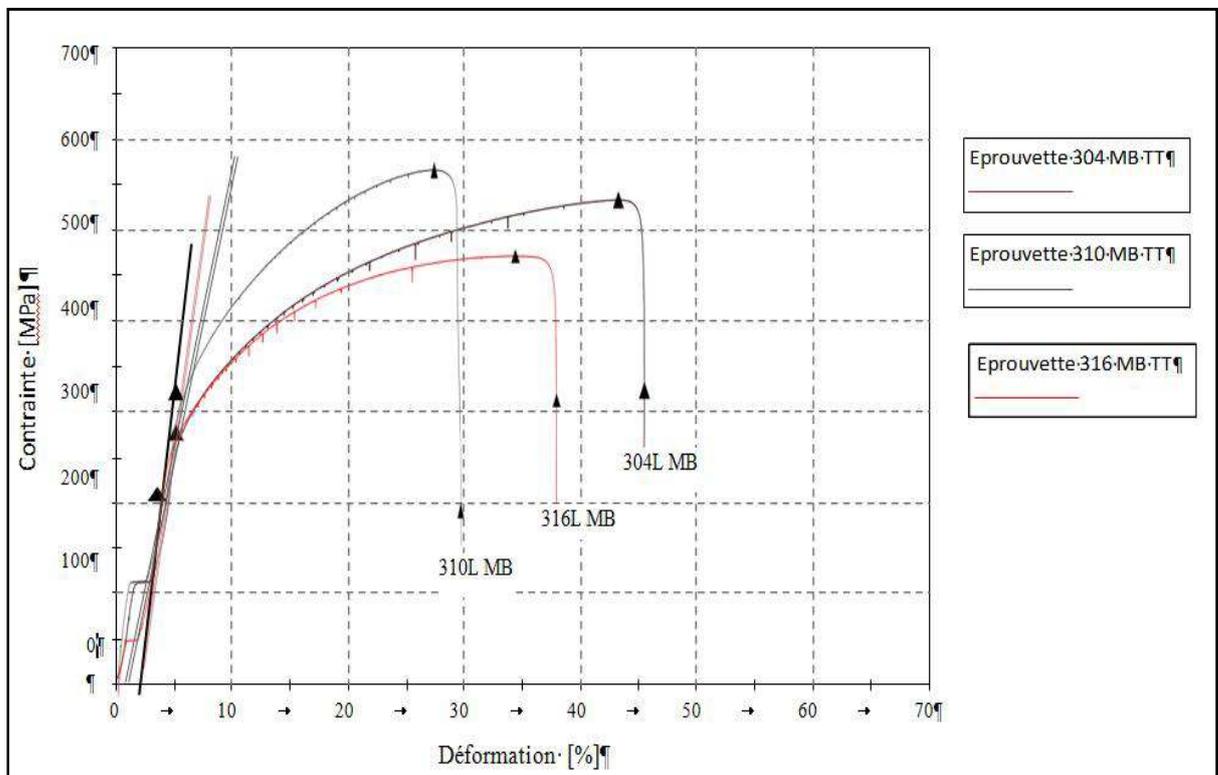


Figure IV.35. Les résultats de traction des métaux de base (304L, 310L et 316L).

La structure austénitique (CFC cubique à face centrée) est caractérisée par un nombre de système de glissement plus important par rapport à la structure cubique centré tel que pour la ferrite. Le fait d'élargir le domaine gamma par ajout d'élément gammagène favorise la ductilité qui se traduit par des allongements importants lors des essais de traction. Mais la présence d'élément alphagène en proportion importante peut altérer cette situation.

C'est exactement ce qui se passe pour le matériau 310L qui possède le pourcentage le plus grand du Nickel 16.71% (élément gammagène) donc normalement c'est le plus stable parmi les trois inoxydables, mais d'après les courbes de traction 310L possède le plus faible allongement, donc d'autre élément qui mise en jeux c'est le Chrome (élément alphagène) où le 310L possède la valeur la plus grande aussi 27.45% ce qui déstabilise l'alliage.

IV.2.2.2. Soudage homogène

a) Essai de traction 304L-304L

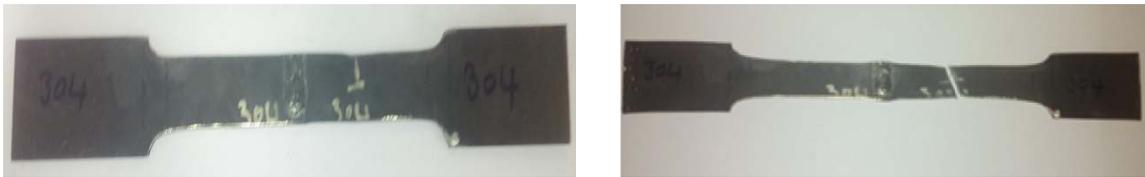


Figure IV.36. Eprovettes de traction soudée 304L-304L avant essai et après rupture.

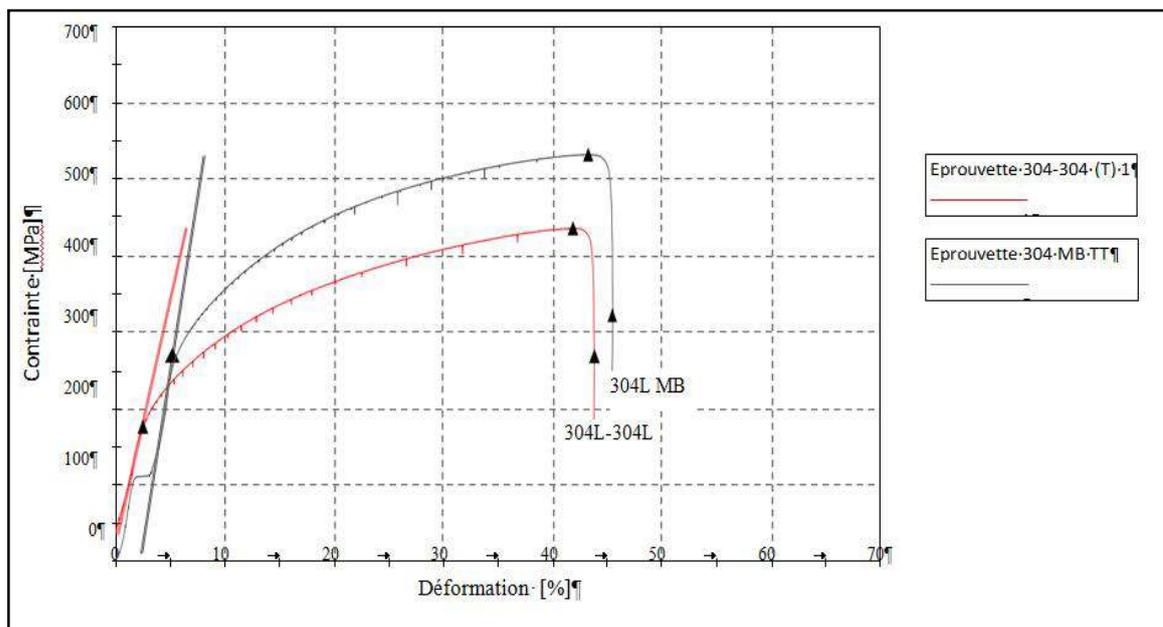


Figure IV.37. Les résultats de traction des éprovettes 304L MB et 304L-304L Soudée

b) Essai de traction 310L-310L



Figure IV.38. Eprouvettes de traction soudée 310L-310L avant essai et après rupture.

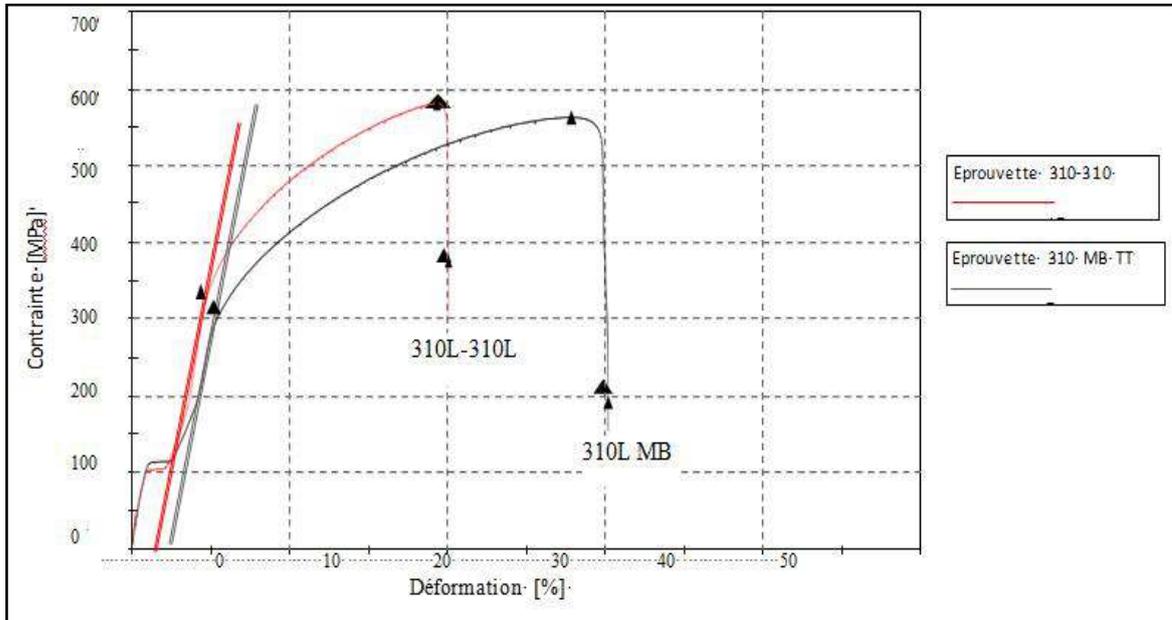


Figure IV.39. Les résultats de traction des éprouvettes 310L MB et 310L-310L Soudée

c) Essai de traction 316L-316L



Figure IV.40 Eprouvettes de traction soudée 316L-316L avant essai et après rupture.

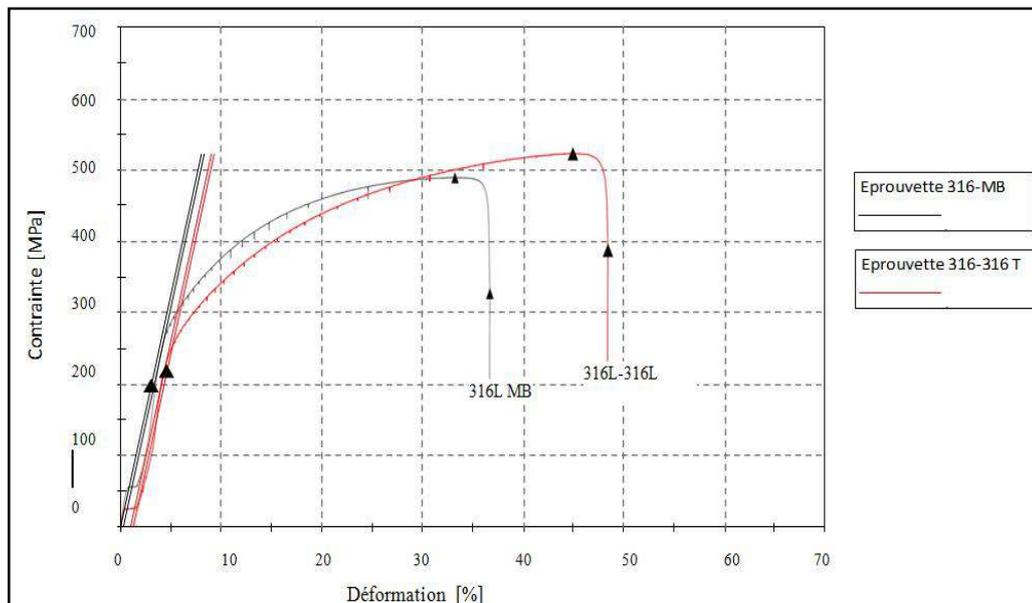


Figure IV.41. Les résultats de traction des éprouvettes 316L MB et 316L-316L Soudée

Pour les soudures homogènes des trois matériaux, la remarque la plus importante c'est l'allongement qui plus faibles par rapport à celui des matériaux de base correspondants. Ce résultat montre l'effet d'assemblage par soudage, la présence d'une zone affectée thermiquement et une zone fondue au milieu de la zone utile de l'éprouvette de traction modifié les propriétés mécaniques de traction à cause de la rigidité qui devient hétérogène à travers le joint soudé.

IV.2.2.3. Soudage hétérogène

a) Essai de traction 304L-316L



Figure IV.42. Eprouvettes de traction soudée 304L-316L avant essai et après rupture.

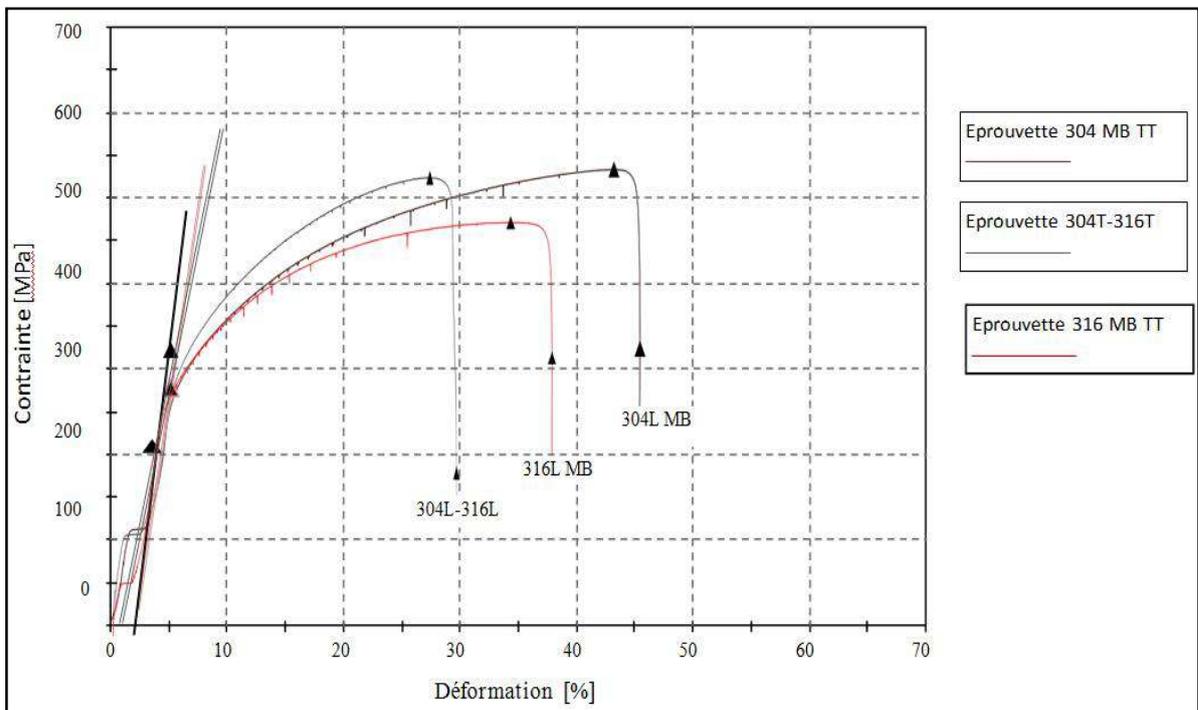


Figure IV.43. Les résultats de traction des éprouvettes 316L, 304L et 304L-316L Soudée

b) Essai de traction 304L-310L



Figure IV.44. Eprouvettes de traction soudée 304L-310L avant essai et après rupture.

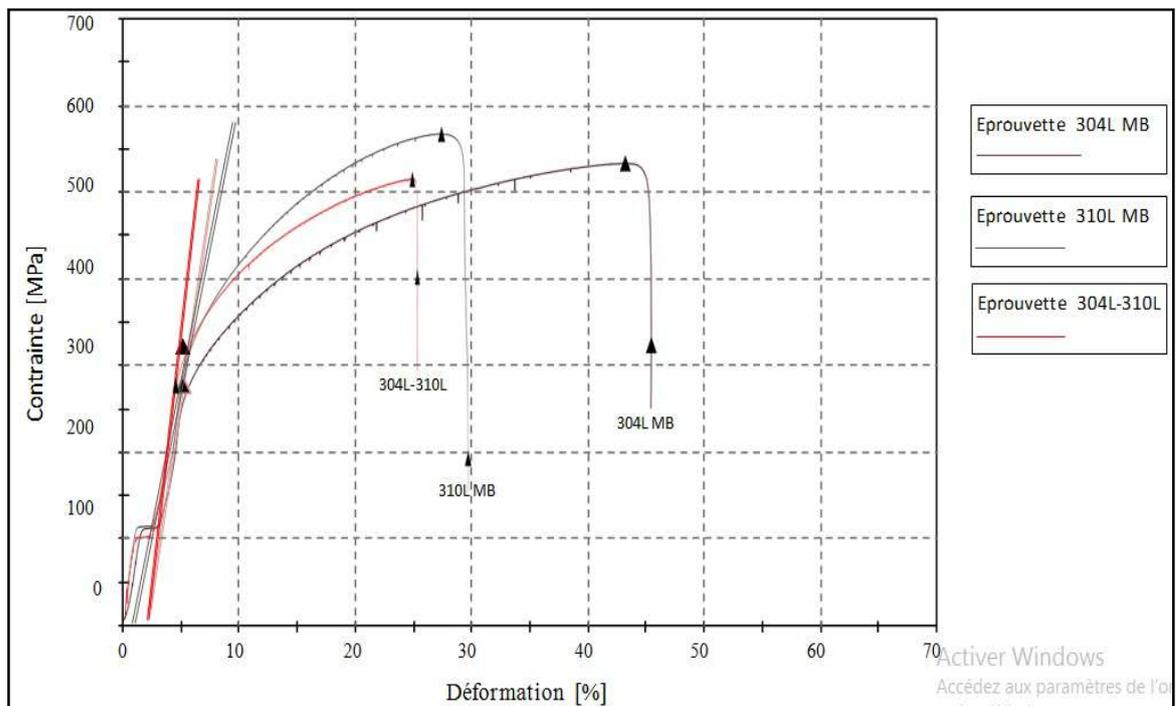


Figure IV.45. Les résultats de traction des éprouvettes 310L, 304L et 304L-310L Soudée

c) Essai de traction 310L-316L



Figure IV.46. Eprouvettes de traction soudée 310L-316L avant essai et après rupture.

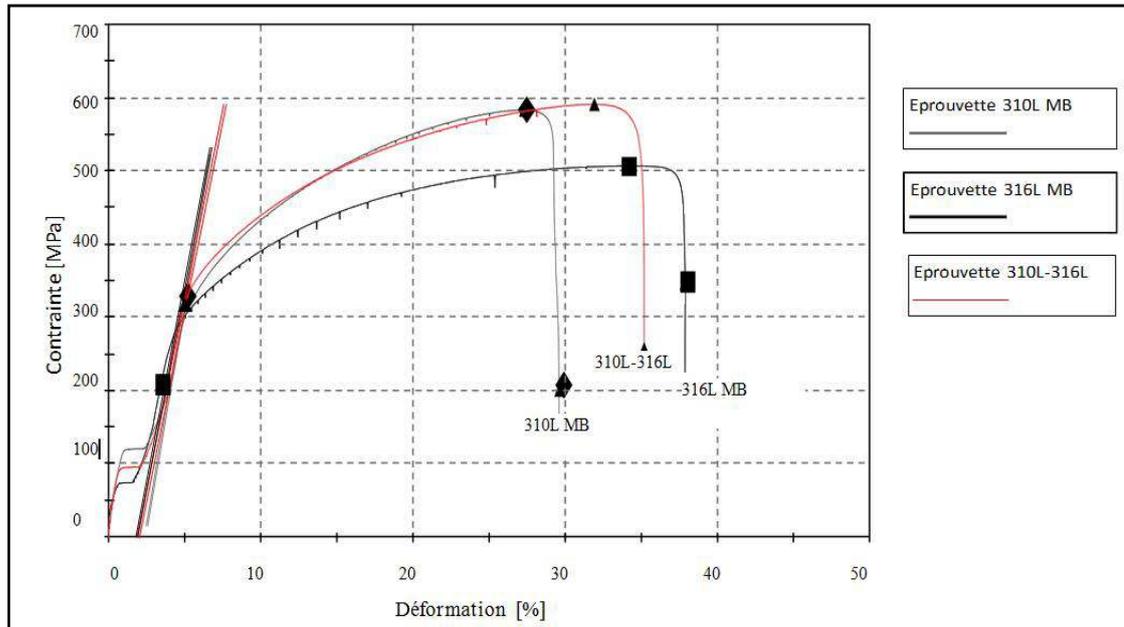


Figure IV.47. Les résultats de traction des échantillons 310L, 316L et 310L-316L Soudée

Le comportement des soudures hétérogènes est relativement compliqué à interpréter du fait de l'interactivité des différentes zones qui sont impliqués lors de la sollicitation par traction. Une même zone utile d'une éprouvette contient cinq sous zones qui sont : Les deux matériaux de base qui sont différents, les deux zones affectées thermiquement qui sont différentes et la zone fondue dendritique. Pour ces différentes sous-zones, chacune possèdent ces propres propriétés mécaniques, le comportement global va dépendre de leurs degrés de contribution dans le domaine élastique et le domaine plastique uniforme et même lors de la striction.

IV.2.3. Essai de résilience :

IV.2.3.1. Résilience pour le matériau de base

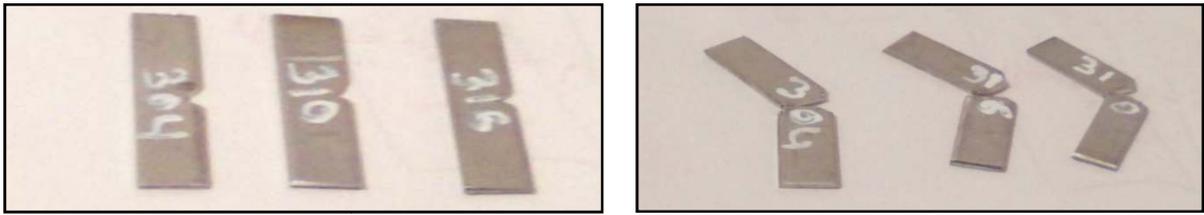


Figure IV.48 Les éprouvettes de résiliences des métaux de base (304L-310L-316L).

Eprouvette	Energie absorbée (Joule)	
	Entaille MB	
304L	36.7	Cassé
310L	40	Cassé
316L	42.6	Cassé

Tableau IV-9. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L, 310L et 316L

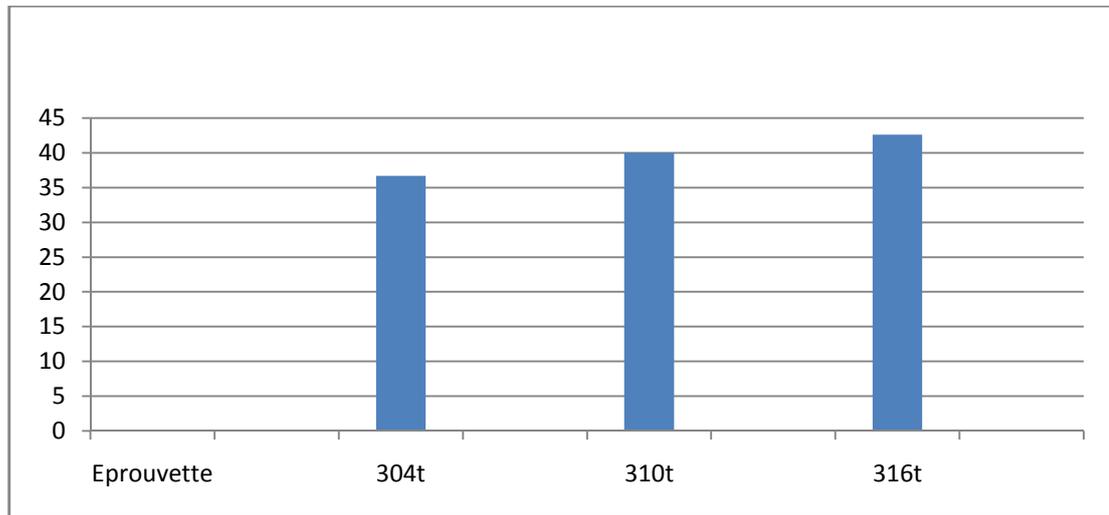


Figure IV.49. Les résultats de résilience 304L, 310L et 316L.

Le tableau ci-dessus montre les valeurs de l'essai de résilience pour les trois métaux de base. D'après ces résultats nous remarquons que les valeurs de l'énergie absorbée par 316L sont élevées par rapport aux autres aciers inoxydables 310 et 304.

IV.2.3.2. Résilience pour le Soudage homogène

a) Résilience de soudure homogène 304L-304L



a) Entaille MB

b) Entaille ZAT

c) Entaille ZF

Figure IV.50. Les éprouvettes de résiliences soudure 304L-304L

Entaille	Energie absorbée (Joule)	
ZAT	23,6	Cassé
ZF	36,1	Non cassé
MB	36,7	Cassé

Tableau IV-10. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L-304L

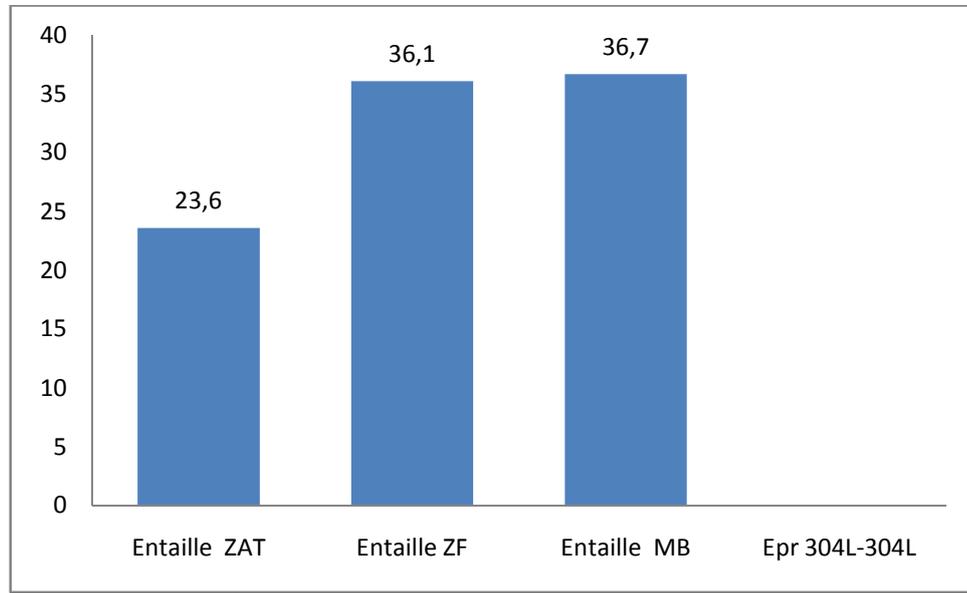


Figure IV.51. Les résultats de résilience soudage 304L304L.

b) Résilience de soudure homogène 310L-310L



a) Entaille MB

b) Entaille ZAT

c) Entaille ZF

Figure IV.52. Les éprouvettes de résiliences soudure 310L-310L.

Entaille	Energie absorbée (Joule)	
ZAT	23	Cassé
ZF	42	Cassé
MB	40	Cassé

Tableau IV-11. Résultat de micro dureté des éprouvettes 310L-310L

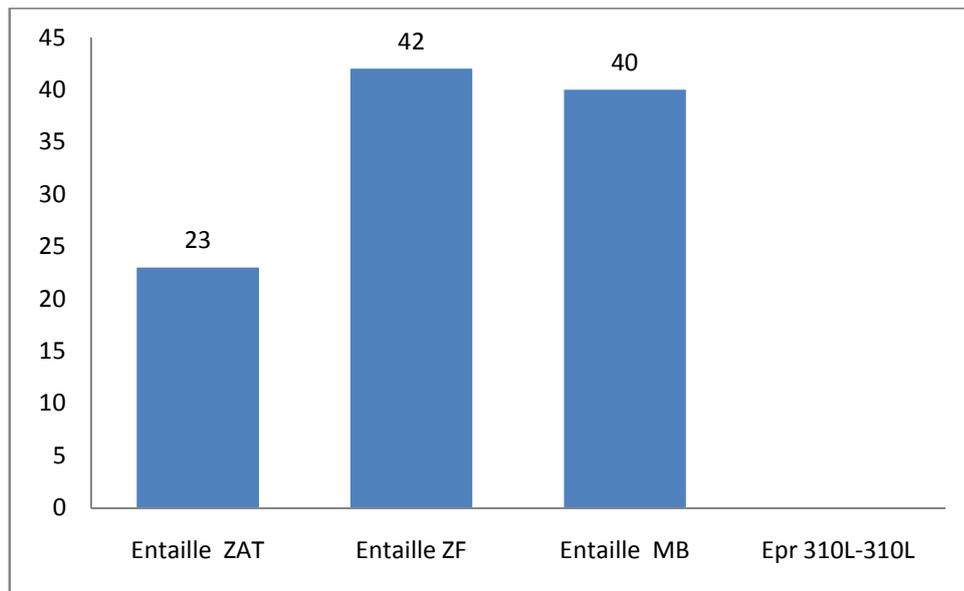
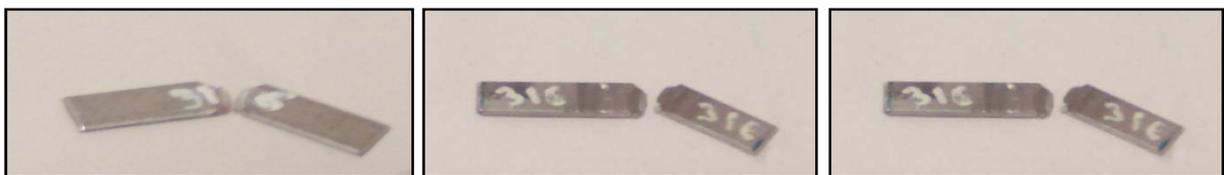


Figure IV.53. Les résultats de résilience soudage 310L-310L.

c) Résilience de soudure homogène 316L-316L



a) Entaille MB

b) Entaille ZAT

c) Entaille ZF

Figure IV.54. Les éprouvettes de résiliences soudure 316L-316L

Entaille	Énergie absorbée (Joule)	
ZAT	36	Cassé
ZF	48,7	Cassé
MB	42,6	Cassé

Tableau IV-12. Résultat de micro dureté des éprouvettes 316L-316L

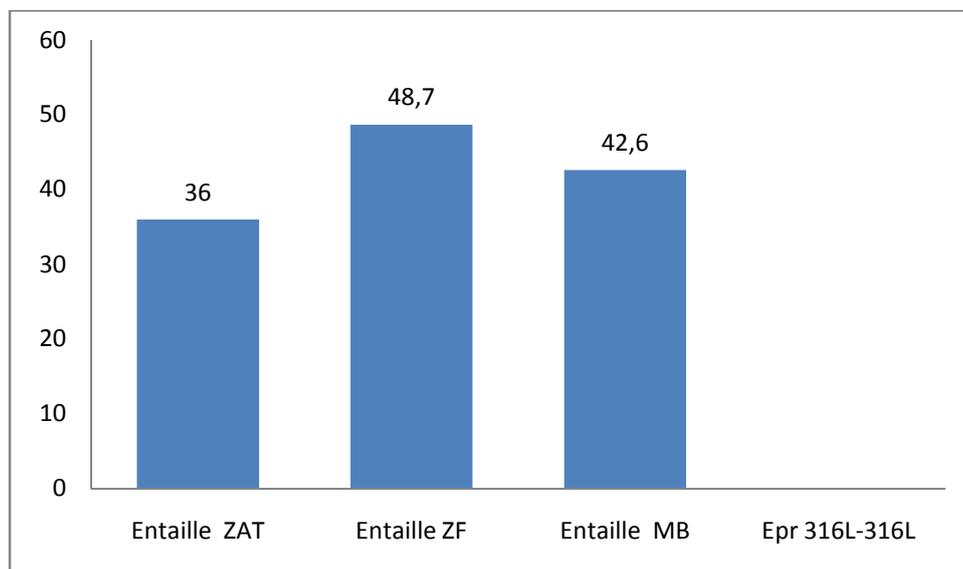


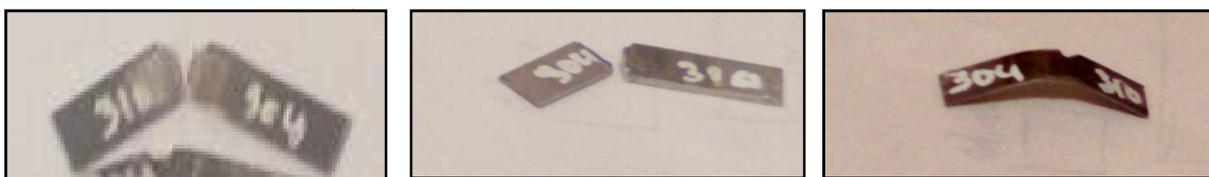
Figure IV.55. Les résultats de résilience soudage 316L-316L.

➤ Discussion

Nous allons interpréter les résultats des essais de résilience effectués sur les soudures homogènes en utilisant les histogrammes précédentes, qui permet de donner un aperçu sur la ductilité des différentes zones pour les trois soudures homogènes. La zone fondue pour les trois soudures montre une bonne ductilité avec les valeurs d'énergie absorbée les plus élevée, cela peut être due a la structure biphasée constituée d'austénite et les dendrites de ferrite. La ZAT présente des résultats relativement faibles.

IV.2.3.3. Soudage hétérogène

a) Résiliences de soudure hétérogène 304L-310L



a) Entaille ZAT 310L

b) Entaille ZF

c) Entaille 304L

Figure IV.56. Les éprouvettes de résiliences soudure 304L-310L

Entaille	Energie absorbée (Joule)	
ZAT 304L	22,1	Non Cassé
ZAT 310L	36,1	Cassé
ZF	35,4	Cassé

Tableau IV-13. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L-310L

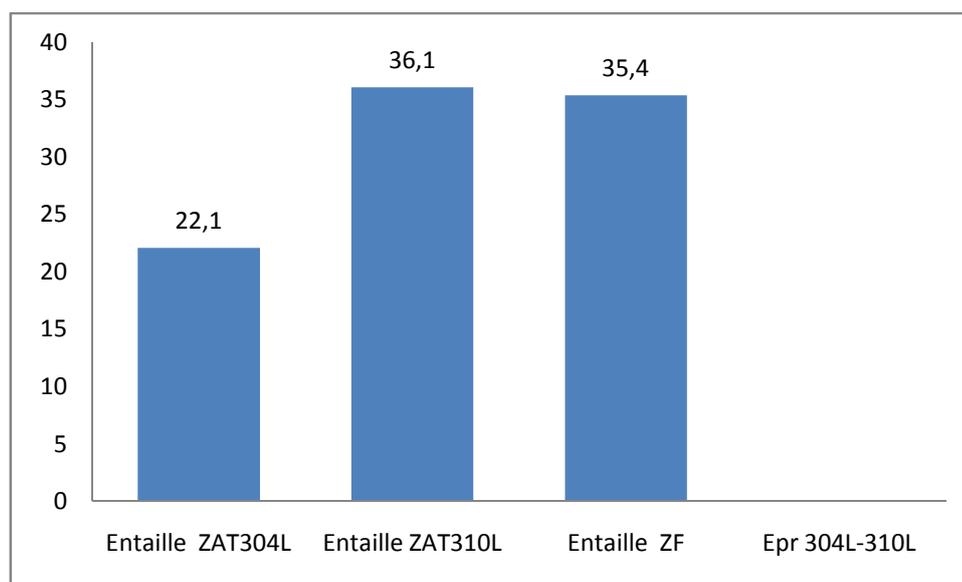


Figure IV.57. Les résultats de résilience soudage 304L-310L.

b) Résilience de soudure hétérogène 304L-316L



a) Entaille ZAT 304L

b) Entaille ZF

c) Entaille 316L

Figure 71. Les éprouvettes de résiliences soudure 304L-316L

Entaille	Energie absorbée (Joule)	
ZAT 304L	27,3	Cassé
ZAT 316L	28,2	Cassé
ZF	29,1	Cassé

Tableau IV-14. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L-316L

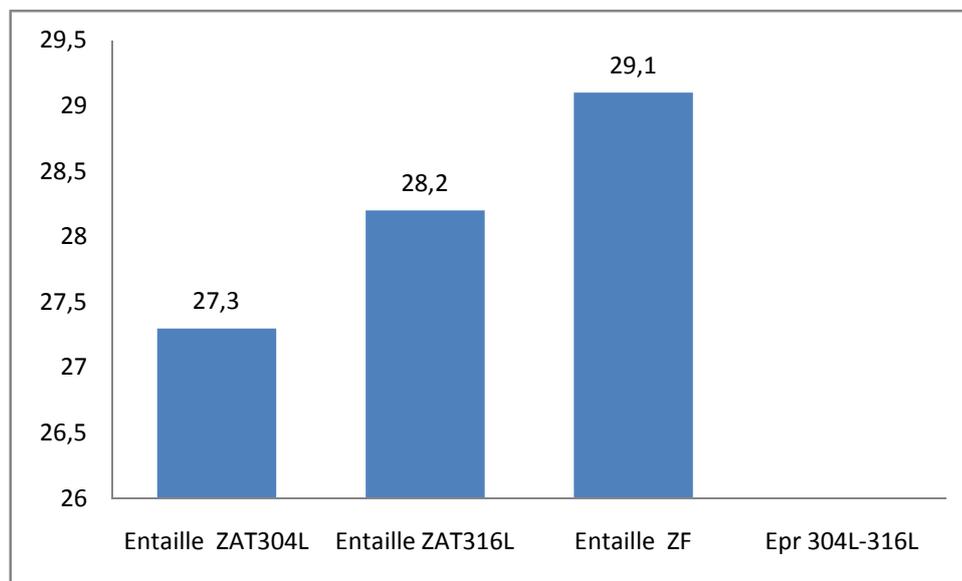


Figure IV.58. Les résultats de résilience soudage 304L-316L.

c) Résilience de soudure hétérogène 310L-316L



a) Entaille ZAT 310L

b) Entaille ZF

c) Entaille 316L

Figure IV.59. Les éprouvettes de résiliences soudure 310L-316L

Entaille	Energie absorbée (Joule)	
ZAT 310L	31	Cassé
ZAT 316L	40,4	Cassé
ZF	44	Cassé

Tableau IV-15. Résultat de micro dureté des éprouvettes 304L-316L

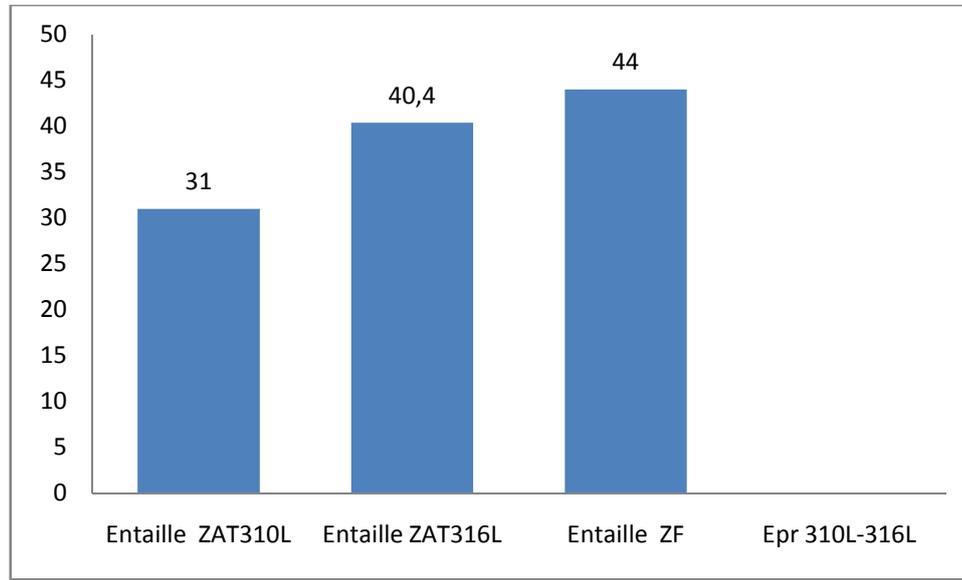


Figure IV.60. Les résultats de résilience soudage 310L-316L.

➤ Discussion

De même pour les soudures hétérogènes, c'est la zone fondue qui présente les valeurs les plus élevées. On remarque que les valeurs d'énergie absorbées lors des essais de résilience pour les trois soudures hétérogènes et pour les trois zones MB, ZAT et ZF. La ZAT et le MB sont situés à des niveaux inférieurs par rapport à la zone fondue pour les trois soudures.

➤ Conclusion :

Le soudage peut engendrer des changements structuraux dans la soudure (zone fondue surtout) et par conséquent les propriétés mécaniques de la pièce soudée, ces changements varient le long des zones de la soudure et sont causés essentiellement par l'effet de la température au cours du soudage qui :

- Augmente le taux de ferrite dans les soudures (zone fondue), d'où après l'opération du soudage la ZF devient riche en ferrite.
- Augmentation de la taille des grains dans la zone affectée thermiquement.

- Dans les zones affectées thermiquement, il y a un écrouissage lié aux incompatibilités de dilatation lors du soudage. Le durcissement lié à cet écrouissage, qui s'étend jusqu'à quelques millimètres de la zone fondue, atteint son maximum.
- Nous avons un taux élevé de ferrite au sein de la ZF, et tant que le procédé du soudage utilisé est TIG, cette ferrite se transforme en phase sigma, dure et cassante, qui fait fragiliser la soudure.

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

L'objectif de ce travail est d'étudier les caractéristiques microstructurales et les propriétés mécaniques des soudures homogènes et hétérogène réalisées en aciers inoxydables austénitiques traités 304 L, 310 L et 316 L.

Pour cela on a suivie un ensemble de caractérisations détaillés même au niveau du métal de base afin de mettre en évidence l'évolution structurale et son impact sur les propriétés mécaniques du métal de base et du joint soudé et qui peuvent influencer sur la durée à la tenue en service des assemblages à base de ces aciers.

On peut présenter à partir de ce travail les conclusions suivantes :

- Les trois matériaux utilisé possèdent des propriétés mécaniques importantes en terme de dureté, traction et résilience.
- Le soudage de ces trois matériaux peut aboutir à des assemblages ayants des propriétés différentes.
- Une différence importantes des comportements des soudures réalisé par ces trois matériaux peut être obtenue en fonction de la combinaison à choisir entre ces matériaux, à cause de leurs compositions chimiques qui sont similaires mais différents en terme de teneurs en éléments.
- Les propriétés mécaniques restes dans une gamme de tolérences acceptées.
- La combinaison qui assure les meilleures propriétés mécaniques est celle du 310 avec le 316.

Comme perspective, vue l'importance du soudage homogène ou hétérogène dans l'industrie et la complexité du comportement mécanique des soudures hétérogènes, il est intéressant que ce travail sera poursuivi en utilisant des techniques de caractérisation plus précises pour bien identifier les constituants de la microstructure comme les phases et les types des précipités qui influent fortement sur le comportement mécanique.

Il est intéressant de réalisé et d'étudier d'autres soudure en utilisant les même matériaux de base mais en faisant varier le métal d'apport équivalent au trois nuances.

ملخص:

في هذا العمل قمنا بدراسة تأثير البنية المجهرية على الخصائص الميكانيكية للوصلات الملحومة الخاصة بالملحومات المتجانسة و الغير المتجانسة تم القيام بتجارب اللحام باستعمال ثلاث أنواع من الفولاذ الغير قابل للتأكسد 316L و 310L, 304L. بعدها قمنا باستخراج عينات من القطع الملحومة بغرض فحصها على المجهر الضوئي و قياس الصلابة المجهرية.الصدمة و الشد

كلمات مفتاحية: فولاذ غير قابل للتأكسد ، لحام ، الصلابة المجهرية ، البنية المجهرية ، اللحام ، حجم الحبيبات ، المنطقة المؤثرة حراريا.

Résumé:

Dans ce travail, une étude de l'influence de la microstructure sur le comportement mécanique des joints soudés homogènes et hétérogène pour les aciers inoxydable 304L, 310L et 316L a été réalisée. Des échantillons et éprouvettes on été prélevés sur les pièces soudées et matériaux de base puis examinés par microscopie optique et les essais mécaniques.

Mots clés

Aciers inoxydable, soudage, microdureté, microstructure, taille des grains, zone affectée thermiquement

Abstract:

In this work, a study of the influence of the microstructure on the mechanical behavior of the welded joints was carried out using three different austenitic stainless steels (316/310/304). Different specimens were prepared from the welded joints to examine the microstructure and the mechanical properties.

Key words:

Stainless steel, microhardness, microstructure, welding, grain size, heat Affected zone.

Bibliographie :

- [1] C. Pierre-Jean : Acier inoxydable, Critère de choix et structure, Techniques de l'ingénieur, traite matériaux métalliques, Vol, MB4, dossier M4540, Paris (2000).
- [2] G. David. « Les aciers inoxydables » : propriétés, mise en œuvre, emploi et norme, techniques et documentation. Paris. 1990.
- [3] M. Schaeffler: Constitution diagram for stainless steel weld metal, Metal Progress, (1949)
- [4] A. Rabey. Les aciers spéciaux. SEMAS Paris-ed, 1978.
- [5] L.L. Shreir, C.Chem. R.A. Jarman, G.T. Burstein, Corrosion Volume 2, Corrosion Control, Planta Tree, (1995).
- [6] M. Colombie et coll. « Matériaux métalliques ». DUNOD. Paris 2000
- [7] V. Maillot. Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi18-09 (AISI 304L). CEA SACLAY, Janvier 2004.
- [8] B. Chassignole, Thèse de doctorat, « Influence de la structure métallurgique des soudures en aciers inoxydables austénitiques sur le contrôle non destructif par ultrason ». Insa- Lyon. 2000.
- [9] D. Seferian. « Métallurgie de la Soudure ». FUNOT. 1982.
- [10] CAVALLO Nathalie "contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de sondage thèse de doctorat Lyon 1998
- [11] D. Seferian. « Métallurgie de la Soudure ». FUNOT. 1982.
- [12] Simulation numérique du soudage à l'électrode enrobée d'assemblage d'angle EN acier S355
- [13] P.J.Cunat. « Soudabilité et métallurgie des soudures » dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [14] BROOKS. J.A.et MAHTN.K.W. Solidification and structure of welds. Material processing. Theory and practices. 1990
- [15] H.GRANJON. Bases métallurgies du soudage 2eme Edition. Publication du soudage et de ses applications. 1995.
- [16] BROOKS, J.A ET THOMPSON. A.W.Microstructural. Development and solidification cracking-susceptibility of austenitic stainless steel welds. International materials Reviews. 1991
- [17] T.P.S.GILL,M.VIJAYALAKSHMI.JB.GNANAMOURTHY. Metall.Trans 1989
- [18] S.R.BAKNISTTER et R.A.FARRAR: in Proc.conf. "stainless steel,91" Chiba. Totyo. JAPAN Iron and steel institute
- [19] H. Uhlig, "Corrosion et Protection", 2ème Ed. Dunod, Paris, (1970).

- [20] F. Dabosi, G. Beranger, B. Baroux, “Corrosion Localisée”, Les Editions de Physique, (1994).
- [21] A. Pourbaix, “Corrosion Localisée- B: Caractères généraux, Réactions en jeu Principe de protection” Les Editions de Physique, (1994), p. 17.
- [22] G. Pinard Legry et A. Pourbaix, “Corrosion Localisée” Les Editions de Physique, (1994).
- [23] G.T. Burstein, C. Liu, R.M. Souto, S.T. Vines, “Origins of pitting corrosion”, *Corrosion Engineering Science and Technology*, 39, (2004), p. 25.
- [24] AFNOR. Corrosion et protection des métaux. Tome 2. Ed AFNOR- CEFRACOR. 1994.
- [25] H.L. Logan. Film rupture mechanism of stress corrosion. Journal of research of the national bureau of standard, 1952.
- [26] F.P. Ford. Corrosion sous contrainte : phénoménologie et mécanismes, chapter Slip dissolution model, . Les éditions de physique, Bombannes, 1990.
- [27] D.A. Jones. A unified mechanism of stress corrosion and corrosion fatigue cracking. Metallurgical transactions A, 1985.
- [28] T. Magnin. Rupture fragile des matériaux ductiles. Matériaux et techniques, 1989.
- [29] R. Chieragatti T. Magnin and R. oltra. Mechanism of brittle fracture in a ductile 316 alloy during stress corrosion. Acta metallurgica and materiala, 1990
- [30] Jean-Louis MOIRON soudure les aciers inoxydables OTUA.Pans 2000.
- [31] GUY MURRY, « Aide-mémoire Métallurgie » 2e édition, Dunod, Paris, 2004.
- [32] S.KHIRECHE, «Elaboration et études de la corrosion des alliages Al-Zn et Al-Zn-Sn dans une solution à 3% en poids de NaCl», Magister, Université de Mouloud Mammeri, Tizi Ouzou, 2011.