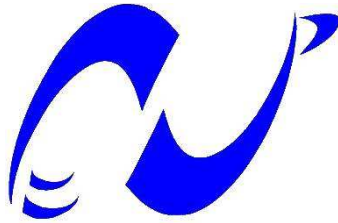


REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT DE METALLURGIE
MEMOIRE DE PROJET DE FIN D'ETUDE

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des matériaux

Caractérisation mécanique et électrochimique
d'une soudure d'acier inoxydable 316L.
Influence des post-traitements thermiques.

Mr Chemseddine SAADA

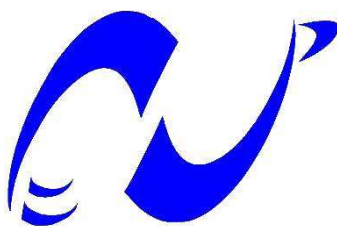
Mr Nazim MOHAMMEDI

Présenté et soutenu publiquement le 20 / 06 / 2016.

Composition du Jury :

Président :	Mr M.E. DJEGHLAL	Professeur ENP
Promoteur :	Mr M. LARIBI	Professeur ENP
Examineur :	Mr H. YOUSFI	Professeur ENP
Examineur :	Mr. A. KASSER	Maître de conférences A. ENP

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT DE GENIE DES MATERIAUX
MEMOIRE DE PROJET DE FIN D'ETUDE

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des matériaux

Caractérisation mécanique et électrochimique
d'une soudure d'acier inoxydable 316L.
Influence des post-traitements thermiques.

Mr Chemseddine SAADA

Mr Nazim MOHAMMEDI

Présenté et soutenu publiquement le 20 / 06 / 2016.

Composition du Jury :

Président :	Mr M.E. DJEGHLAL	Professeur ENP
Promoteur :	Mr M. LARIBI	Professeur ENP
Examineur :	Mr H. YOUSFI	Professeur ENP
Examineur :	Mr. A. KASSER	Maître de conférences A. ENP

Dédicace :

Je dédicace ce travail à :

Mes très chers parents en
premier lieu,

À mes sœurs Maria et
Houda, à mon petit frère
Khalil et à ma chère fiancée
Mouna en deuxième lieu.

Ainsi qu'à toute la famille
SAAQA et SAYAK.

S. Chemseddine

Dédicace :

Je dédie ce travail à :

Ma tendre Maman et mon cher Papa,

Ma petite sœur Feriel,

Toute ma famille,

Mes amis et mes proches,

Chemsou pour m'avoir supporté durant
ces 5 dernières années, surtout ces
derniers mois, ce fut un énorme plaisir
de te connaître,

Boelam ElJilali qui a toujours été
présent pour moi quand je n'allais pas
bien,

Et très spécialement à la personne qui
m'a toujours soutenu Amira.

M.Nazim

REMERCIEMENTS

Nous remercions Dieu tout puissant pour la volonté, la santé et la patience qu'il nous a données durant toutes ces années d'études.

Nous tenons à remercier notre encadreur Monsieur M.LARIBI, pour avoir accepté de nous encadrer, pour son indéniable soutien et ses valeureux conseils au cours de la réalisation de notre mémoire.

Nous remercions également les ingénieurs de l'entreprise EN-GTP, particulièrement Madame Fouzia, et Monsieur Y. Himeur. pour leur accueil chaleureux, leur aide précieuse, et le temps qu'ils nous ont consacré tout au long de notre projet.

Nous souhaitons exprimer notre reconnaissance aux membres du jury : Monsieur M.E DJEGHLAL, Monsieur A. KASSER et Monsieur H. YOUSFI, respectivement président du jury et examinateurs, de nous avoir fait l'honneur d'évaluer notre travail.

Nous remercions également la doctorante Madame A. Khier pour sa contribution à l'avancée de ce travail.

Nos remerciements s'adressent à tous les enseignants qui ont contribué de près ou de loin à notre formation.

Nous voudrions également remercier Dr.TERIAKI pour nous avoir permis d'accéder au stage chez l'EN-GTP, Monsieur B.BELOUCIF et Monsieur M.GHARDAYI pour nous avoir soutenu et aider tout au long de notre formation d'ingénieur.

Nous ne saurions oublier de remercier toutes les personnes qui nous sont chères, en particulier nos parents, nos frères, nos sœurs et nos amis, pour l'aide, la confiance et le soutien dont ils nous ont fait preuve.

الملخص:

الهدف من هذا العمل هو فهم تأثير عملية التلحيم بتقنية (WATG) والمعالجة الحرارية على الخصائص الميكانيكية والألكتروكيميائية للفولاذ الغير قابل لتأكسد الأستينيتيكي من نوع L631. الدراسة العملية تهدف إلى وصف عينات من هذا الفولاذ ميكانيكيا من خلال التجارب المدمرة والغير مدمرة وكذلك ألكتروكيميائيا بتحديد مختلف خصائص الأوكسدة وكذلك معدغرافيا بإجراء مجموعة من الملاحظات المجهرية مسبوقه بهجمات كيميائية و إلكتروليتيكية. النتائج المتحصل عليها بعد التلحيم بينت أن الخصائص الميكانيكية تحسنت، كما أن مقاومة الأوكسدة للفولاذ تحسنت بعد إجراء المعالجة الحرارية على حساب الخصائص الميكانيكية هذه الأخيرة شهدت تدهورا يعود إلى تضخم الذرات. فيما يخص الصلابة والميكروصلابة الخاصة بالفولاذ فقد شهدت نقصا في قيمتها بعد المعالجة الحرارية.

الكلمات الدالة: التلحيم، الفولاذ الغير قابل لتأكسد 3L61، وصف الخصائص الميكانيكية، الإلكتروكيميائية، المعدغرافية، المعالجة الحرارية.

Abstract :

The purpose of this work is to understand the influence of the GTAW welding and the heat treatment on the mechanical and the electrochemical property of the austenitic stainless steel 316L. The experimental study aims to characterize specimens of the stainless steel mechanically by using destructive and none destructive tests, electrochemically by establishing the corrosion parameters of the specimens and metallographically by microscopic observations preceded by chemical and electrolytic attack.

The results show that the welding improve the mechanic properties of the material, however, the heat treatment improves the corrosion resistance at the expense of the mechanical properties, which deteriorate because of the grain growth. Regarding the hardness and microhardness of the material, they diminish after the heat treatments, synonymous of an improvement of the formability and shaping of the material.

Key words: GTAW welding, austenitic stainless steel 316L, characterize mechanically, electrochemically, metallographically, heat treatment.

Résumé :

L'objectif de ce travail est d'étudier l'influence du procédé de soudage GTAW et des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques et électrochimiques des aciers inoxydables austénitiques de nuance 316L. L'étude expérimentale vise à caractériser des échantillons de cet acier mécaniquement par des tests destructifs et non-destructifs, électrochimiquement en déterminant leurs différents paramètres de corrosion et métallographiquement par des observations microscopiques précédées par des attaques chimiques et électrolytiques.

Les résultats obtenus montrent que le soudage a amélioré les propriétés mécaniques du matériau, néanmoins les traitements thermiques ont augmenté la résistance à la corrosion du matériau au détriment de ses propriétés mécaniques qui se dégrade à cause du grossissement des grains. Concernant la dureté et la microdureté du matériau, elles diminuent après les traitements thermiques, synonyme d'une amélioration de la malléabilité et la mise en forme de ce dernier.

Mots clés : soudage GTAW, acier inoxydable austénitique 316L, caractérisation mécanique, électrochimique, métallographique, traitement thermique.

Table des matières

Liste des tableaux :	11
Liste des figures :	12
Introduction générale :	14
I. Les aciers inoxydables	17
I.1 Introduction :	17
I.2 Etude des systèmes d'alliages binaire et ternaire des aciers inoxydables :	18
I.2.1 Diagramme Fer-Chrome :	18
I.2.2 Diagramme Fer-Chrome-Carbone :	19
I.2.3 Diagramme Fer-Chrome-Nickel :	19
I.3 Les aciers inoxydables austénitiques :	20
I.3.1 Quelques type d'aciers inoxydable austénitiques :	22
I.3.2 Acier inoxydable austénitique 316L :	22
I.3.3 Propriétés de l'acier inoxydable austénitique 316L :	23
I.3.4 L'influence des éléments d'addition :	24
I.4 Autres utilisations industrielles de l'acier inoxydable 316L :	25
I.5 Conclusion :	25
II. Le soudage	27
II.1 Introduction au soudage :	27
II.2 Les facteurs métallurgiques guidant le choix du procédé de soudage :	27
II.3 Soudage GTAW :	28
II.3.1 Présentation du procédé :	28
II.3.2 Matériels utilisés :	28
II.3.3 L'électrode :	31
II.3.4 Calcul des différents paramètres de soudage :	32
II.3.5 Préparation des surfaces à souder :	34
II.4 Propriétés mécaniques d'une soudure d'un acier inoxydable :	34
II.5 Microstructure d'une soudure :	34
II.5.1 Solidification des soudures d'aciers inoxydable austénitique :	35
III. Traitements thermiques et suivi électrochimique	37
III.1 Introduction aux traitements thermiques des aciers :	38
III.2 Les traitements thermiques dans les aciers inoxydables :	40
III.2.1 L'hypertrempe :	40
III.2.2 Traitement de relaxation :	41
III.2.3 Traitement de désensibilisation :	41
III.2.4 Traitement antiferrite :	41
III.3 Suivis électrochimique :	43

III.3.1.1	Droite de Tafel :	43
III.3.2	Potentiel d'abandon :	44
IV.	Matériaux et techniques expérimentales.....	48
IV.1	Présentation du matériau :	48
IV.1.1	Etude du métal de base :	48
IV.1.2	Etude du métal d'apport :	49
IV.2	Préparation du joint de soudure :	49
IV.3	Réalisation de la soudure :	49
IV.3.1	Procédé GTAW :	49
IV.3.2	Paramètres de soudage :	50
IV.4	Tests destructifs :	51
IV.4.1	Essai de traction :	51
IV.4.2	Essai de résilience :	52
IV.4.3	Essai de pliage :	54
IV.4.4	Essai de dureté :	55
IV.4.5	L'essai de microdureté :	58
IV.5	Tests non destructifs :	60
IV.5.1	Spectrométrie :	60
IV.5.2	Analyse visuelle :	61
IV.5.3	Examen de radiographie :	61
IV.5.4	Observation métallographique :	63
IV.5.5	Mesure du taux de ferrite :	64
IV.6	Traitements thermiques :	65
IV.6.1	Paramètres et déroulement du traitement :	65
IV.7	Polissage :	67
IV.8	Attaque électrolytique :	68
IV.9	Mesure de la taille de grain moyenne :	69
IV.10	Suivis électrochimique :	71
V.	Présentation et interprétation des résultats.....	73
V.1	Influence du soudage :	73
V.1.1	Influence du soudage sur la microstructure :	73
V.1.2	Mesure du taux de ferrite :	75
V.1.3	Influence du soudage sur les caractéristiques mécaniques :	75
V.2	Influence des traitements thermiques :	83
V.2.1	Influence des traitements thermiques sur la microstructure :	84
V.2.2	Influence du traitement thermique sur la taille moyenne des grains :	88
V.2.3	Influence du traitement thermique sur la dureté :	93

V.2.4	Influence du traitement thermique sur la microdureté :.....	94
V.3	Caractéristiques électrochimiques après soudage :	96
V.3.1	Influence des traitements thermiques sur les caractéristiques électrochimiques :	98
V.4	Discussion et interprétation des résultats :	105
	Conclusion générale :	107
	Bibliographie :	109

Liste des tableaux :

Tableau I.1 Propriétés physiques et mécaniques du 316L [1].....	24
Tableau II.1 Exemples d'électrodes de soudage TIG conformes ISO 6848.....	31
Tableau II.2 Paramètres de soudage pour aciers avec le procédé TIG [14].....	32
Tableau II.3 Paramètres de soudage pour aciers avec le procédé TIG [14].....	33
Tableau II.4 Tableau donnant le diamètre intérieur de la buse en fonction du diamètre de l'électrode et l'intensité de courant [14].	33
Tableau IV.1 Composition chimique en pourcentage massique (%) du métal de base.	48
Tableau IV.2 Propriétés mécaniques du métal de base.	48
Tableau IV.3 Composition chimique en pourcentage massique (%) du métal d'apport.	49
Tableau IV.4 Propriétés mécaniques du métal d'apport.	49
Tableau IV.5 Paramètres de soudage utilisés.....	50
Tableau IV.6 Dimensions des éprouvettes prélevées.....	52
Tableau IV.7 Dimensions des éprouvettes prélevées pour l'essai de pliage.....	55
Tableau V.1 Résultats obtenus lors de la mesure du taux de ferrite.....	75
Tableau V.2 Résultats obtenus du test de traction.....	76
Tableau V.3 Résultats obtenus du test de résilience.	77
Tableau V.4 Résultats du test de pliage.	79
Tableau V.5 Résultats de l'essai de dureté.	80
Tableau V.6 - résultats obtenus lors du test de microdureté.....	82
Tableau V.7 Tableau récapitulatif des échantillons traités.....	83
Tableau V.8 Taille moyenne des grains de l'échantillon 1, 2, 3 et 4.	93
Tableau V.9 Résultats obtenus lors du test de dureté sur les échantillons 2,3 et 4.	93
Tableau V.10 Résultats obtenus lors du test de microdureté sur les échantillons 2, 3 et 4.	95
Tableau V.11 Tableau récapitulatif des résultats électrochimiques	102

Liste des figures :

Figure I.1 diagramme phase Fe-Cr suivant Ban et Aborn [1].	18
Figure I.2 Diagramme Fe-Cr de 200°C à 800°C [4].	19
Figure I.3 Coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni [1].	20
Figure I.4 Influence du taux d'écroutissage sur les caractéristiques d'aciers austénitiques [1].	21
Figure II.1 Vue explosée d'une torche à souder TIG [12].	29
Figure II.2 Variation du ratio nettoyage-pénétration pour le soudage avec courant alternatif à onde carrée.	30
Figure II.3 - exemple de cycle de soudage simplifié et étendu.	31
Figure II.4 Croissance selon le mode cellulaire-dendritique [15].	35
Figure II.5 Positions relatives des modes de solidification sur une coupe du Diagramme Ternaire à %Fe constant - Morphologies des structures résultantes à température ambiante [16].	36
Figure III.1 Système tridimensionnel : Température - Temps - Composition.	38
Figure III.2 Diagramme typique TTT et TRC d'un acier au carbone.	39
Figure III.3 Les droites de Tafel.	44
Figure III.4 Courbes types potentiel/temps d'immersion : $E=f(t)$.	45
Figure IV.1 Forme du joint de soudure et le nombre de passe.	50
Figure IV.2 éprouvettes de tractions : à gauche métaux en barres ; à droite métaux en feuilles.	51
Figure IV.3 Sens possibles du prélèvement des éprouvettes de traction sur un cordon de soudure. ..	52
Figure IV.4 - Schéma d'éprouvettes de résilience : a) Charpy en U; b) Charpy en V.	53
Figure IV.5 Extensomètre utilisé de marque Mitutoyo.	54
Figure IV.6 L'essai de pliage	54
Figure IV.7 Les types de pliage, Pliage endroit, pliage envers	55
Figure IV.8 En haut la forme du pénétrateur, en bas l'empreinte obtenue.	56
Figure IV.9 L'éprouvette utilisée pour l'essai de dureté avec en rouge les différents points d'application du test.	57
Figure IV.10 Duromètre automatique INNOVATEST 9000.	58
Figure IV.11 - Microduromètre.	59
Figure IV.12 Eprouvette utilisée pour l'essai de dureté avec en rouge les différents points d'application du test.	59
Figure IV.13 Spectromètre de marque OXFORD.	60
Figure IV.14 Négatoscope de la marque SEIFERT utilisé.	62
Figure IV.15 Radiographie obtenue.	62
Figure IV.16 Face longitudinale polie de l'échantillon.	63
Figure IV.17 Echantillon avant et après attaque chimique.	64
Figure IV.18 Feritscope de marque FISCHER de type FMP-30 utilisé.	65
Figure IV.19 Cycle du traitement thermique appliqué à l'échantillon 1.	66
Figure IV.20 Cycle du traitement thermique appliqué à l'échantillon 2.	66
Figure IV.21 Cycle du traitement thermique appliqué à l'échantillon 3.	67
Figure IV.22 Polisseuse de marque STRUERS.	68
Figure IV.23 Schéma descriptif de l'attaque électrolytique.	69
Figure IV.24 Interface graphique du programme MATLAB utilisé pour le calcul de taille de grains moyenne	71
Figure IV.25 Dispositif expérimental (Le potentiostat et les électrodes utilisées).	72
Figure V.1 Microstructures vues sous le microscope optique de l'échantillon 1 où : a) Zone fondue (attaque chimique; G x 200) ; b) ZAT (attaque chimique; G x 200) ; c) Métal de base (attaque	

chimique; G x 200) ; d) Zone fondue (attaque électrolytique ; G x 100); e) Zone de liaison (attaque électrolytique ; G x 100) ; f) Métal de base (attaque électrolytique ; G x 100)	74
Figure V.2 Les courbes de tractions des deux essais effectués	75
Figure V.3 Eprouvettes en feuille d'acier inoxydable 316L après essai de traction.	77
Figure V.4 Eprouvettes d'acier inoxydable 316L entaillées V après essai de résilience Charpy.	78
Figure V.5 Eprouvettes d'acier inoxydable 316L après test de pliage.....	79
Figure V.6 Courbe décrivant l'évolution de la dureté de l'échantillon 1 en fonction de la zone.....	81
Figure V.7 Courbe décrivant l'évolution de la microdureté de l'échantillon 1 en fonction de la zone.	83
Figure V.8 Microstructures vues sous le microscope optique de l'échantillon 2 où : a) Métal de base (attaque chimique; G x 200) ; b) ZAT (attaque chimique; G x 200) ; c) Zone fondue (attaque chimique; G x 200) ; d) Métal de base (attaque électrolytique ; G x 100) ; e) Zone de liaison (attaque électrolytique ; G x 100) ; f) Zone fondue (attaque électrolytique ; G x 100) ;.....	85
Figure V.9 Microstructures vues sous le microscope optique de l'échantillon 3 où : a) Métal de base (attaque chimique; G x 100) ; b) Zone fondue (attaque chimique; G x 100) ; c) Zone de liaison (attaque chimique; G x 100) ; d) Métal de base (attaque électrolytique ; G x 200) ; e) ZAT (attaque électrolytique ; G x 200) ; f) Zone de liaison (attaque électrolytique ; G x 200) ;	86
Figure V.10 Microstructures vues sous le microscope optique de l'échantillon 4 où : a) Métal de base (attaque chimique; G x 100) ; b) ZAT (attaque chimique; G x 100) ; c) Zone fondue (attaque chimique; G x 100) ; d) Métal de base (attaque électrolytique ; G x 200) ; e) ZAT (attaque électrolytique ; G x 200) ; f) Zone fondue (attaque électrolytique ; G x 200) ;	87
Figure V.11 Mesure de la taille des grains sur la micrographie de l'échantillon 1 au niveau du métal de base.	88
Figure V.12 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 1 au niveau du métal de base.	89
Figure V.13 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 1 au niveau de la ZAT.....	89
Figure V.14 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 2 au niveau du métal de base	90
Figure V.15 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 2 au niveau de la ZAT.....	90
Figure V.16 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 3 au niveau du métal de base.	91
Figure V.17 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 3 au niveau de la ZAT.....	91
Figure V.18 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 4 au niveau du métal de base	92
Figure V.19 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 4 au niveau de la ZAT.....	92
Figure V.20 Résultats de la dureté Vickers obtenus sur les échantillons 1, 2, 3 et 4.	94
Figure V.21 - Graphique résumant les résultats de microdureté obtenus sur les échantillons 1, 2, 3 et 4.	95
Figure V.22 Courbe de polarisation de l'échantillon 1.	96
Figure V.23 Droites de Tafel déduites.....	97
Figure V.24 Apparition de piqûre sur l'échantillon 1 après polarisation.	98
Figure V.25 Variation du potentiel en fonction du temps.	98
Figure V.26 Variation du potentiel en fonction du temps en circuit ouvert de l'échantillon 2.....	99
Figure V.27 - Variation du potentiel en fonction du temps en circuit ouvert de l'échantillon 3.....	99
Figure V.28 Variation du potentiel en fonction du temps en circuit ouvert de l'échantillon 4.....	100
Figure V.29 Droites de Tafel de l'échantillon 2.....	101
Figure V.30 - Droites de Tafel de l'échantillon 3.	101
Figure V.31 Droites de Tafel de l'échantillon 4.....	102
Figure V.32 Courbes de polarisation obtenues pour les quatre échantillons.....	103
Figure V.33 $\log i = f(E)$ obtenues pour les quatre échantillons.	103

Introduction générale :

Les aciers inoxydables austénitiques sont généralement les plus utilisés dans les milieux les plus corrosifs pour leur grande résistance à la corrosion mais aussi car ils présentent de bonnes propriétés mécaniques. L'autre avantage qui les rend très utilisés est leur mise en forme notamment leur grande forgeabilité et leur bonne soudabilité par la plupart des procédés de soudage. Ils sont largement employés dans les industries médicales, pétrochimiques, pharmaceutiques, et de l'énergie.

L'entreprise EN-GTP a été sollicitée par le groupement TouatGaz qui est une association entre SONATRACH et le groupe ENGIE pour la réalisation des soudures des pipelines et la vérification de leurs conformité relative au projet TouatGaz, qui consiste en l'exploitation d'un gisement gazier dans la région de Touat à proximité de la ville d'Adrar dans le désert du Sahara pour une production de 4.5 milliards de mètre cube de gaz naturel par an à partir de 2017. Les pipelines qui devront assurer le transport du gaz sont en acier inoxydable de nuance 316L, pour ses propriétés mécaniques et son bas prix par rapport aux autres nuances d'aciers inoxydables. Ces pipelines de 3.4mm d'épaisseur ont été soudés par le procédé GTAW (Gas tungsten arc welding). Les essais nécessaires pour valider la conformité des soudures aux normes exigées ont été réalisés dans le laboratoire de l'entreprise EN-GTP.

Pour mieux comprendre l'influence du soudage ainsi que les traitements thermiques sur les propriétés mécaniques et électrochimiques des pipelines soudées, on a effectué différents essais dans le laboratoire de l'entreprise EN-GTP et le laboratoire du département de génie des matériaux de l'Ecole Nationale Polytechnique.

Dans ce présent mémoire, nous présenterons le travail que nous avons fait en trois parties :

- 1- Une première partie qui représente une synthèse bibliographique, composé de trois chapitres. le premier chapitre est une présentation des aciers inoxydables austénitiques. Le deuxième chapitre regroupe des généralités sur le soudage ainsi que le procédé utilisé à savoir le GTAW. Le dernier chapitre est une présentation des différents traitements thermiques utilisés pour les aciers inoxydables, ainsi que les différentes méthodes de caractérisation électrochimique.
- 2- Une deuxième partie intitulée partie expérimentale, dans laquelle on a présenté les différents essais, test et traitements thermiques qu'on a effectué ainsi que leurs déroulements et le matériel utilisé pour les réaliser.
- 3- Une troisième partie où on a exposé, interprété, comparé et discuté les résultats obtenus.

Pour finir, on a clôturé notre mémoire par une conclusion générale et des perspectives.

Partie Théorique

Chapitre I : Les aciers inoxydables

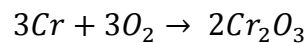
I. Les aciers inoxydables

I.1 Introduction :

Les aciers sont connus pour leur mauvaise résistance à la corrosion, c'est ce qui a poussé les chercheurs à chercher un moyen de les protéger, en utilisant généralement deux types de protection : soit par ajout d'éléments d'addition ou en déposant une couche protectrice sur le produit fini, jusqu'à la découverte des aciers inoxydables qui regroupent ces deux types de protection, en effet lorsqu'on ajoute au fer des quantités croissantes de chrome, on constate que la résistance à la corrosion atmosphérique augmente.

On appelle acier inoxydable tout alliage d'acier contenant un taux de chrome supérieur à 10.5% et un taux de carbone inférieur à 1.2% [1].

Le chrome est plus oxydable que le fer donc se corrode plus rapidement en formant une fine couche invisible d'oxyde de chrome « Cr₂O₃ » passive selon la réaction suivante :



Elle protège l'acier en le rendant difficilement corrodable, on ajoute souvent d'autres éléments d'addition tel que le nickel qui améliore les propriétés mécaniques de l'acier, le molybdène ou le titane qui augmente la stabilité de l'alliage à des températures autre qu'ambiante.

C'est la qualité du film de passivation qui détermine les qualités d'inoxidabilité de l'acier. Ceci implique que ce film ne doit pas être endommagé par des actions extérieures telles que des rayures, on parlera alors d'acier actif.

On peut classer les aciers inoxydables selon quatre familles [2]:

- Acier inoxydable martensitique.
- Acier inoxydable ferritique.
- Acier inoxydable austénitique.
- Acier inoxydable austéno-ferritique aussi appelé acier duplex.

Dans la normalisation américaine, les aciers inoxydables sont désignés par :

- Un chiffre de la série 400 pour Fe-Cr (exemple AISI 430),
- Un chiffre de la série 300 pour Fe-Cr-Ni (exemple AISI 316).

En raison de leur résistance à la corrosion et leurs propriétés mécaniques assez élevées par rapport aux matériaux traditionnels ainsi que leur mise en forme aisée, les aciers inoxydables jouent un rôle prépondérant dans différentes industries tel que : les constructions navales, aéronautique, automobile, mécanique et pétrolière.

I.2 Étude des systèmes d'alliages binaire et ternaire des aciers inoxydables :

Le diagramme d'équilibre des phases représente la constitution d'un mélange de corps pur à l'équilibre en fonction de sa composition globale et sa température, et vu que les aciers sont généralement composés de plusieurs éléments, les diagrammes d'équilibre des phases sont très importants dans les études de ces aciers car ils permettent le développement de nouveaux alliages pour des applications spécifiques ainsi que l'élaboration et le contrôle des traitements thermiques afin d'obtenir des propriétés mécaniques, physiques et chimiques souhaitées .

I.2.1 Diagramme Fer-Chrome :

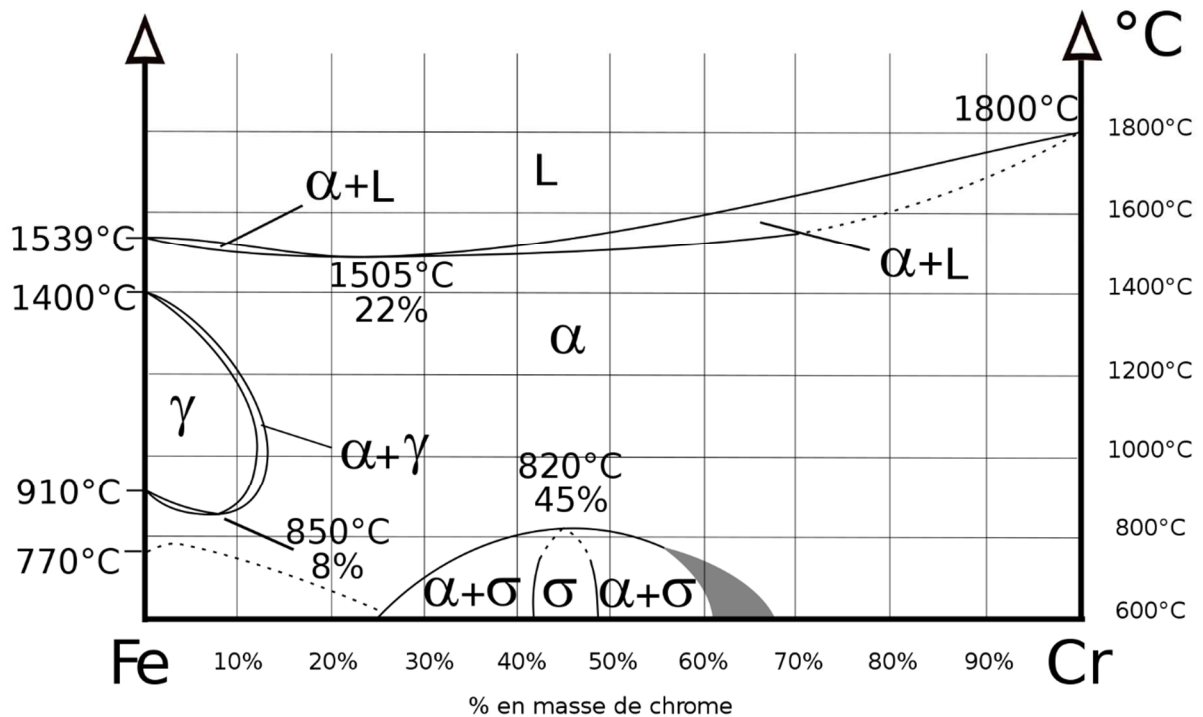


Figure I.1 diagramme phase Fe-Cr suivant Ban et Aborn [1].

On remarque dans le diagramme présenté dans la (Figure I.1) qu'il y a une miscibilité totale du chrome dans le fer à des très hautes températures (pour $T > 1500$). Le chrome étant un élément alphasgène qui favorise la formation de ferrite, toute la solidification du liquide se fait sous forme de ferrite de structure cubique centrée.

Pour des faibles teneurs en chrome (inférieure à 13%), on voit l'apparition d'une phase totalement austénitique sous forme d'une boucle appelée « boucle γ » dans l'intervalle de température (910°C à 1400°C), en dehors de cette boucle et à des températures élevées les alliages sont complètement ferritiques.

À de basses températures entre (600°C et 820°C) apparaît une nouvelle phase appelée phase sigma « σ » de composition comprise entre 45 et 50% de chrome. Cette phase est de structure tétragonale, et elle est extrêmement fragile, c'est pour cela qu'il faut faire très attention lors de l'utilisation de cet alliage aux alentours de ces température qui favorise sa formation, il faut noter aussi que cette phase à un effet nuisible sur la résistance à la corrosion des aciers inoxydables donc sa présence est fortement indésirable.

Une dernière transformation, qu'on peut voir dans la (figure I.2), se produit, il s'agit de la démixtion [1], c'est-à-dire une décomposition de la phase α cubique centrée en deux phases α et α' de même structure, cubique centrée, mais de teneurs en chrome très différentes.

La cinétique de formation de la phase α' est très lente et entraîne un durcissement structural qui entraîne une fragilisation importante.

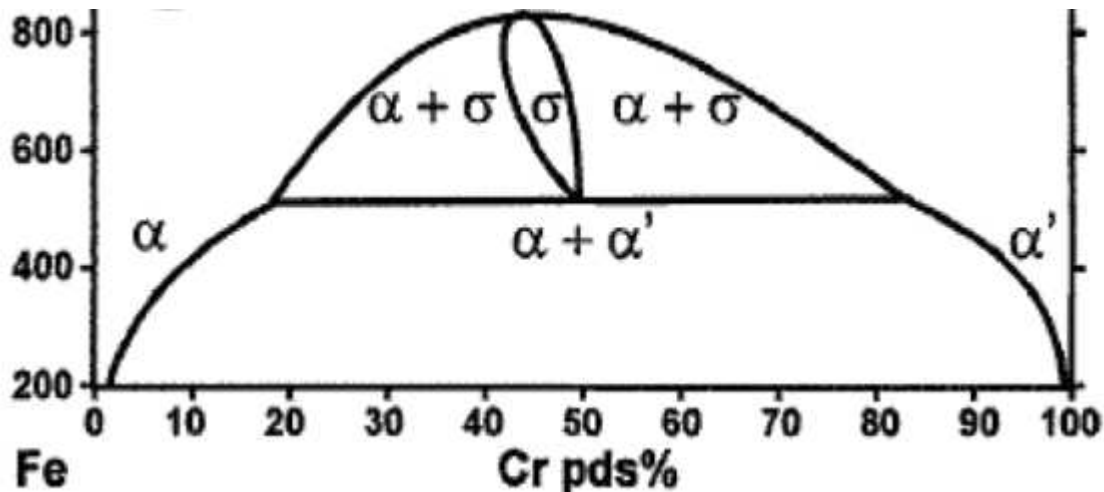


Figure I.2 Diagramme Fe-Cr de 200°C à 800°C [4].

I.2.2 Diagramme Fer-Chrome-Carbone :

L'addition du carbone, qui est un élément gammagène puissant, à l'alliage Fe-Cr a pour but d'élargir le domaine d'existence de la phase gamma. On peut très clairement remarquer le changement de la taille de la boucle gamma avec l'augmentation la teneur du carbone. Néanmoins la présence d'un taux élevé de carbone conduit à la précipitation de carbures, qui ont un pouvoir durcissant causant parfois des problèmes de corrosion et de fragilisation, c'est pour cela que sa teneur est généralement maintenue basse.

I.2.3 Diagramme Fer-Chrome-Nickel :

Le nickel augmente considérablement la capacité de déformation de l'acier qui est souvent nécessaire pour certaines applications. L'ajout du nickel permet d'obtenir des aciers austénitiques à température ambiante en élargissant le domaine austénitique .

En prenant une coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni on remarque clairement le déplacement de la boucle gamma lorsqu'on augmente la teneur du nickel.

L'austénite stable est obtenue avec une teneur de nickel très élevée, il faut au moins 30% de nickel dans l'acier en l'absence du chrome pour l'obtenir, en cas de présence de chrome qui est un élément alphasé une teneur de nickel plus élevée que 30% est nécessaire [5], généralement on utilise des austénites instable mais dont la stabilité est suffisante car le prix d'une austénite stable est trop élevé, mais en prenant des précautions.

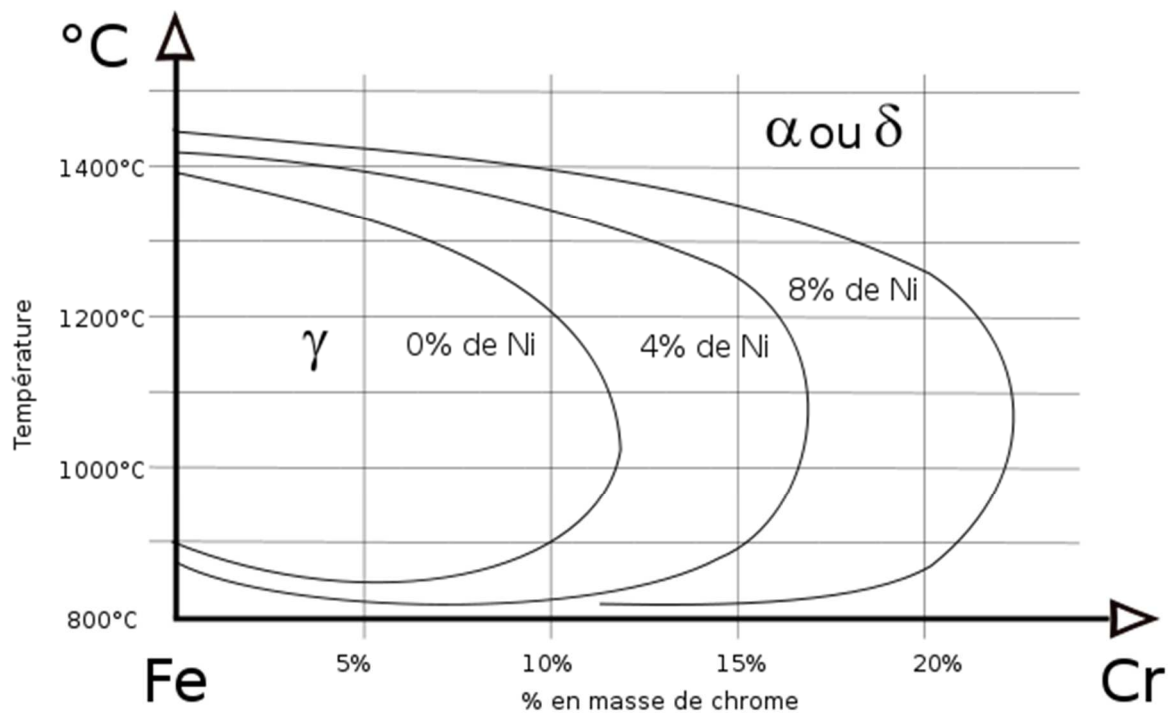


Figure I.3 Coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni [1].

I.3 Les aciers inoxydables austénitiques :

Les aciers inoxydables austénitiques Fe-Cr-Ni (série 300 selon ASTM) sont les aciers les plus répandus dans le marché (environ 80% du marché mondial), ceci est dû à leur structure cubique à faces centrées qui leur confère de nombreux avantages en terme de propriétés mécaniques qu'on abordera plus en détail dans cette partie du chapitre [1].

Pour appartenir à ce groupe, la somme des teneurs en chrome et nickel doit être supérieure à 26% afin d'obtenir une structure totalement austénitique à température ambiante comme le montre le diagramme Fe-Cr-Ni vu auparavant, on retrouve le plus souvent les combinaisons : 18/8 et 18/10 avec une très faible teneur en carbone ($\approx 0,06\%$), il existe 50 nuances d'acier inoxydable austénitique selon la norme NF EN 10088-1 [1].

Les aciers inoxydables austénitiques sont amagnétiques, et jouissent d'une structure homogène qui les rend ductiles, doux et déformables, ce qui facilite leur usinabilité et leur mise en forme. Les propriétés mécaniques de cet alliage sont tout aussi bonnes, que ça soit à température ambiante ou à basse température (jusqu'à -197°C), et varient selon la teneur en nickel et en carbone principalement ainsi que d'autres éléments d'addition, en effet, on constate que les alliages de type 18-8 présentent une bonne résistance au fluage dû à la hausse dans la teneur en carbone et une bonne résistance à la corrosion jusqu'à 1100°C grâce au taux de chrome et de silicium ajouté, cependant, on remarque que pour les alliages de type 25-20 le silicium ajouté leur confère une bonne résistance à la corrosion jusqu'à 1200°C [7].

La déformation à froid des aciers inoxydables austénitiques augmente leur résistance à la traction et leur dureté au détriment de l'allongement, de la striction et de la ténacité. (Figure I.6)

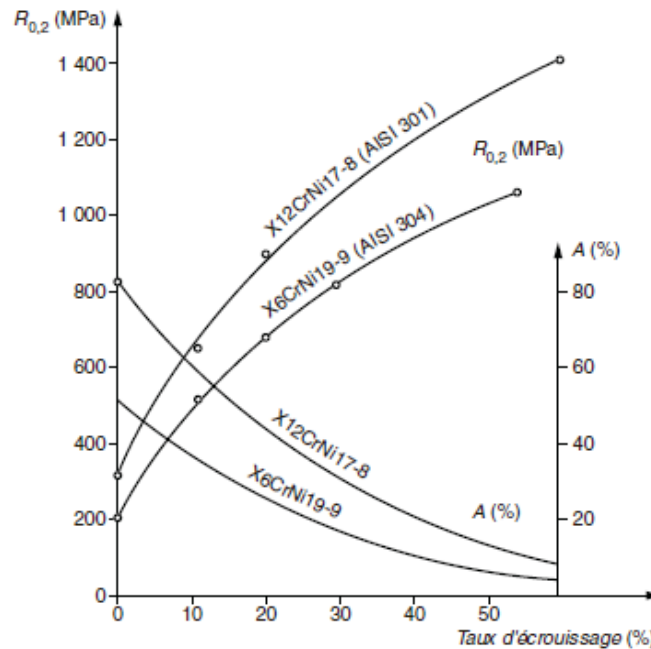


Figure I.4 Influence du taux d'érouissage sur les caractéristiques d'aciers austénitiques [1].

De plus de leur bonne usinabilité et la facilité de leur mise en forme, les aciers inoxydables austénitiques sont bien soudables. Ils ne sont pas durcissables et pas trop sensibles au grossissement des grains mais présentent néanmoins une certaine sensibilité à la fissuration à chaud du métal fondu, ce phénomène se produit plus souvent pour les alliages dont le rapport chrome/nickel est inférieur ou égal à 1,8. Après soudage, ces aciers peuvent contenir un pourcentage en ferrite de 8 à 10%, qui diminue la fissuration à chaud. Lors du refroidissement, cette ferrite se transforme généralement en austénite, mais pas totalement, on essaie donc d'obtenir un taux de ferrite résiduel (ferrite delta) de 3 à 10% [8].

Il faut noter que les aciers inoxydables austénitiques présentent :

- Une faible limite d'élasticité $Re_{0,2} = 190 \div 230 \text{ MPa}$. (l'addition d'azote augmente cette dernière)
- Une résistance à la traction supérieure à celle d'un acier non allié $Re_m = 500 \div 730 \text{ MPa}$.
- Une dureté de $\approx 80 \text{ HRB}$
- Un coefficient de dilatation élevé entre 20°C et 300°C. $\alpha = 17,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$
- Une faible conductibilité thermique.
- Une résistance électrique élevée de l'ordre de $70 \mu\text{Ohm.cm}$.

I.3.1 Quelques type d'aciers inoxydable austénitiques :

I.3.1.1 Le type Z8CNF18.09 (INOX 303) :

Son code de couleur est le Blanc, comme tous les aciers austénitiques, il amagnétique. Contient du soufre ce qui facilite son usinage, il a bonne résistance à la corrosion mais sa soudabilité est pour le moins acceptable (mais généralement les soudures oxy-acétyléniques ne sont pas recommandées). Son formage à froid est possible mais en évitant les coudes avec des angles vifs. Il est utilisé dans l'usinage en série, automates...

I.3.1.2 Le type Z4CN19.10FF (INOX 304) :

Son code de couleur est le Jaune. C'est le type d'acier inoxydable le plus couramment utilisé en dépit de sa qualité d'usinage acceptable. Il a tout de même une bonne résistance à la corrosion et bonne soudabilité (mais comme pour le 303, les soudures oxy-acétyléniques ne sont généralement pas recommandées). Son formage à froid donne de très bons résultats (Légèrement magnétique lorsqu'il est travaillé à froid). Il est très utilisé dans les hôpitaux, blanchisseries, et de nombreuses applications mécaniques en général.

I.3.1.3 Le type Z3CND18.14.08 (INOX 316L) :

Son code de couleur est le Rouge. Il a une résistance élevée à la corrosion, surtout pour l'eau salée et les acides et une bonne soudabilité mais sa qualité d'usinage reste acceptable. Son formage à froid donne de bons résultats (Amagnétique une fois recuit, légèrement magnétique lorsqu'il est travaillé à froid.) il est utilisé dans la pétrochimie, marine, hôpitaux...

I.3.1.4 Le type Z6DNT18.10 (INOX 321) :

Son code de couleur est le Bleu. Il a une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation ainsi qu'une très bonne soudabilité, néanmoins son usinabilité reste acceptable. Son formage à froid quant à lui, donne de bons résultats (Amagnétique une fois recuit, légèrement magnétique lorsqu'il est travaillé à froid) il est utilisé dans la pétrochimie, toutes applications mécaniques en général...

I.3.2 Acier inoxydable austénitique 316L :

La désignation 316L (1.4404 selon EN) est une désignation d'ASTM Internationale qui est un organisme de normalisation qui rédige et produit des normes techniques concernant les matériaux, les produits, les systèmes et les services. La différence entre le 316 et 316L réside dans la teneur en carbone, avec « L » signifiant « Low carbon », c'est-à-dire que le 316L a une teneur en carbone inférieure à celle du 316 [9].

Le 316L est un acier inoxydable contenant 16 à 18% de chrome, 10,5 à 13% de nickel et 0,02% de carbone, mais afin d'améliorer la résistance à la corrosion, en particulier dans les environnements chlorés, du molybdène est ajoutée à l'alliage. La faible teneur en carbone de l'alliage 316L lui confère une meilleure résistance à la corrosion dans les structures soudées [9].

Cette nuance est utilisée le plus souvent pour le cas d'environnement suffisamment corrosif pour provoquer la corrosion inter-granulaire des soudures, mais il est aussi répandu dans les sites industriels, alimentaires, pharmaceutiques, les zones côtières, les piscines et les milieux avec une forte pollution industrielle (fer, chlore, soufre) [1].

I.3.3 Propriétés de l'acier inoxydable austénitique 316L :

C'est un acier inoxydable amagnétique avec une excellente résistance à la corrosion, il se caractérise par une faible teneur en carbone qui lui confère une bonne résistance à la corrosion inter-granulaire, et la présence de molybdène améliore la résistance aux acides non oxydants et à la corrosion par piqûres. Il n'est ni durcissable ni trempable, mais parfaitement soudable avec tous les procédés (MIG, TIG, WIG, à l'arc, au laser...etc) exception faite du chalumeau oxyacétylénique. Dépendant des conditions de soudage, une faible teneur de ferrite résiduelle magnétisable peut être présente au niveau du cordon de soudure [1].

Cet acier se déforme facilement à froid (pliage, étampage, emboutissage). Cependant son taux d'écrouissage très important nécessite des équipements adaptés. L'écrouissage a pour conséquence de rendre le 316L très légèrement magnétisable [1].

Il faut aussi noter que lorsque cet acier est maintenu à des températures entre 500°C et 900°C, il y a risque de formation de phases, aux conséquences nocives pour l'aptitude à la déformation et la résistance à la corrosion. Un recuit consécutif sera alors nécessaire pour dissoudre cette phase avec un refroidissement rapide pour éviter toute nouvelle précipitation [1].

Une trempe n'est nécessaire que pour les pièces de grandes dimensions. Cet acier est relativement difficile à usiner et on lui préférera des nuances optimisées (PX, PM) si des usinages conséquents sont prévus [8].

Le tableau ci-dessous représente les propriétés physiques de cet alliage qui sont proches de celles précédemment évoquées dans les aciers inoxydables austénitiques :

Tableau I.1 Propriétés physiques et mécaniques du 316L [1]

Propriétés physiques							
Densité ρ [$kg \cdot m^{-3}$]	Résistivité électrique ρ [$\mu\Omega \cdot m$]			Chaleur spécifique C_p [$J \cdot Kg^{-1} \cdot K^{-1}$]			Conductivité thermique λ [$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$]
7980	0,75			500			15
Coefficient de dilatation α [$10^{-6} \cdot C^{-1}$] entre 20°C et							Module élastique E [GPa]
100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C	700°C	200 à 20°C
16,5	17,5	17,5	18,5	18,5	19	19,5	172 à 400°C
Propriétés mécaniques							
Etat	Limite élastique $R_{p0,2}$ [MPa]				Résistance de rupture R_m [MPa]	Allongement de rupture A_s [%]	Dureté Vickers [HV]
	20°C	100°C	200°C	300°C			
Recuit	190	166	137	118	460 - 680	≥ 45	160 – 200
Ecroui max	1300				1400	5	430

I.3.4 L'influence des éléments d'addition :

La résistance à la corrosion extraordinaire des aciers inoxydables austénitiques, ou encore leurs bonnes propriétés mécaniques à basse température, sont directement liées et améliorables par le biais de l'ajout d'éléments d'addition tel que : le manganèse, le silicium, l'azote ou le soufre. Chaque élément ajouté laisse des traces et des changements sur la structure de l'alliage et ses propriétés, nous allons aborder dans cette partie du chapitre les différents effets des éléments d'addition sur l'acier inoxydable austénitique.

Le chrome : élément de base des aciers inoxydables, augmente la résistance à la corrosion.

Le nickel : élément majeur dans les aciers inoxydables austénitiques, il est gammagène, il stabilise alors l'austénite et facilite la mise en œuvre par déformation plastique.

Le manganèse : a un rôle alphasène pour une teneur de plus de 7% et diminue la fissuration à chaud.

Le carbone : puissant gammagène donc il stabilise l'austénite en déformation à froid mais diminue la résistance à la corrosion intergranulaire.

L'azote : puissant gammagène donc stabilise l'austénite, augmente la limite élastique dans le cas des faibles teneurs en carbone.

Le silicium : Alphasène diminue la résistance à la fissuration lors du soudage mais améliore les propriétés pour des températures élevées.

Le soufre : Améliore l'usinabilité mais diminue la résistance à la corrosion par piqûre.

Le molybdène : élément alphasène. À des teneurs de 2 à 5%, il augmente la résistance à la corrosion dans plusieurs milieux mais forme des carbures si l'alliage est maintenu à des

températures allons de 500 à 1000°C pendant 1 à 1000 heures, ces carbures détériore les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion.

I.4 Autres utilisations industrielles de l'acier inoxydable 316L :

En plus du projet du GTP et Linde pour la distribution du gaz naturel, les aciers inoxydables 316L sont utilisés dans de nombreux autres domaines, comme cité auparavant, allant des pipelines dans le désert, aux instruments médicaux dans les hôpitaux, mais leur utilisation reste limitée pour les cas spéciaux, où le risque de corrosion est fort présent. Par conséquent leur utilisation est très répandue dans les usines chimiques et pétrochimiques, dans l'architecture, l'industrie alimentaire, l'industrie pharmaceutique mais surtout dans les zones côtières et les offshore.

I.5 Conclusion :

En conclusion, les aciers inoxydables austénitiques sont les aciers les plus utilisés dans l'industrie, et pour cause, le chrome leurs confère une résistance incroyable à la corrosion qui les rend particulièrement indispensables dans certains domaines et certains milieux, notamment les milieux marins salins et les installations côtières, à cela vient s'ajouter le fait qu'ils aient la même malléabilité que le cuivre, ce qui facilite leur mise en forme ainsi que leur usinage, néanmoins leur soudabilité reste acceptable et peut engendrer des effets secondaire indésirables au niveau de la structure du métal de base.

Leurs propriétés mécaniques ne sont pas à la hauteur de leur résistance à la corrosion mais restent bonnes et acceptables même à basse température (jusqu'à -197°C)

Les aciers inoxydables austénitiques sont souvent utilisés sous leurs formes instables, car l'obtention de la stabilité dépend du taux de nickel dans l'alliage, plus le pourcentage massique en nickel est élevé, plus l'alliage est stable, et donc plus cher. Néanmoins il existe d'autres types d'alliages plus performants mais moins abondants et donc plus cher comme les alliages de titane.

Chapitre II : Le soudage

II. Le soudage

II.1 Introduction au soudage :

Avant le 19^{ème} siècle, le seul procédé d'assemblage des pièces métalliques était le forgeage, mais avec les avancées technologiques, il était devenu possible de stocker de l'oxygène et de l'acétylène en toute sécurité, et qui une fois mélangés, donnent des températures élevées et suffisantes qui peuvent atteindre 3100°C, permettant un bain de métal en fusion qui se solidifie en refroidissant pour constituer le joint entre les pièces à assembler.

Après ce succès, plusieurs autres procédés avec d'autre source d'énergie ont vu le jour tel que le soudage par résistance et le soudage à l'arc, qui utilisent l'énergie électrique pour atteindre des températures très élevées. Les premières électrodes fabriquées étaient en acier, mais elles ont rapidement dû être remplacées par des électrodes en carbone de Bernardos pour le soudage à l'arc. L'électrode enrobée n'a été inventé qu'en 1904 par un suédois nommé Oskar Kjellberg. Le soudage à l'arc, le soudage par résistance et le soudage sous protection gazeuse ont été inventés avant la Première Guerre Mondiale.

A la fin des années 1930, de nouveaux procédés remplacent le soudage à l'arc traditionnel avec l'électrode fusible, le plus utilisé était le soudage à l'arc submergé (AS) dans lequel l'arc est plongé dans un flux granuleux.

En 1940, les Etats-Unis invente la protection par gaz inerte et l'utilisation d'une électrode en tungstène qui permet la soudure sans matériau d'apport, le procédé est appelé soudage TIG (Tungsten Inert Gas).

Le soudage avec gaz de protection inerte hélium ou argon, dit MIG, n'apparaît que quelques années plus tard, le remplacement des gaz inerte par le CO₂, à cause de sa disponibilité et son faible coût, crée le procédé MAG (Metal Active Gas)

D'autres méthodes plus avancées voient le jour en 1958, comme le soudage par faisceau d'électrons (Soudage FE) qui permet une pénétration étroite et profonde à la fois, mais il présente néanmoins un inconvénient majeur qui est la nécessité d'une chambre à vide qui pourrait contenir tous les équipements nécessaires ainsi que la pièce à souder.

Il existe aujourd'hui plusieurs procédés de soudage plus modernes les uns que les autres comme : le soudage électrogaz, soudage laser, soudage par faisceau d'électrons, soudage aluminothermique, soudage par ultrasons, soudage par plasma ...etc.

II.2 Les facteurs métallurgiques guidant le choix du procédé de soudage :

Les aciers inoxydables se soudent par les mêmes procédés de soudage, et aussi bien, que les aciers au carbone, mais pour garantir aux assemblages les propriétés spécifiques du métal de base, il faut adapter ces procédés en tenant compte des propriétés physiques et métallurgiques particulières du métal. Cette facilité de soudage a contribué au développement de leur emploi dans des domaines variés.

Vu que les aciers inoxydables se soudent par les mêmes procédés que les aciers au carbone, on a une assez grande gamme de choix de procédé, mais il existe plusieurs facteurs qui permettent d'avoir un meilleur rendement et une meilleure qualité soudage.

Les facteurs qui déterminent le choix d'un procédé sont les suivants [10] :

- Le type d'assemblage à réaliser : forme de l'assemblage, performances en service, aspect du cordon ;
- L'épaisseur ;
- La nuance, ou les nuances, dans le cas d'assemblage de métaux dissimilaires, des pièces à souder.

Tous les procédés devront satisfaire à la triple règle suivante :

- Protéger le bain contre l'oxydation ;
- Éviter l'introduction de carbone dans la soudure
- Régler le régime thermique de manière à limiter le grossissement des grains et la précipitation des carbures.

II.3 Soudage GTAW :

II.3.1 Présentation du procédé :

Le soudage GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) ou plus connu sous le nom de TIG (Tungsten Inert Gas) est un procédé de soudage à l'arc, dans lequel l'arc jaillit entre la pièce à souder et une électrode de tungstène infusible qui se trouve au milieu de la buse de soudage, cet arc éclate dans une atmosphère de gaz inerte (le plus souvent de l'Argon ou de l'Hélium) qui est transporté à l'aide d'une buse à gaz fixée à l'extrémité du pistolet de soudage, ce gaz a pour rôle de protéger l'électrode et le métal fondu [11].

On peut utiliser un métal d'apport, soit sous forme de baguettes à manier manuellement soit sous forme de fil d'apport pour le soudage automatique. Ce procédé est généralement utilisé pour le soudage des tuyaux et des plaques tabulaires sur les échangeurs de chaleurs. Il est souvent utilisé pour les aciers inoxydables et les alliages légers mais il convient pour tous les matériaux soudables (exception faite pour le zinc et le plomb) ainsi que pour tous les types de joints et positions. L'arc résultant de la manipulation est stable et maîtrisé parfaitement.

II.3.2 Matériels utilisés :

Dans le soudage GTAW on utilise [12] :

- Un pistolet à souder ;
- Un générateur haute fréquence pour l'amorçage de l'arc ;
- Une alimentation électrique ;
- Un gaz de protection ;
- Un équipement de contrôle.

II.3.2.1 Pistolet à souder :

Il est utilisé en cas de soudage manuel et doit donc être facile à manier, il en existe deux types :

- Pistolet à refroidissement à air ($I_{\max} = 200A$).
- Pistolet à refroidissement à eau ($I_{\max} = 400A$)

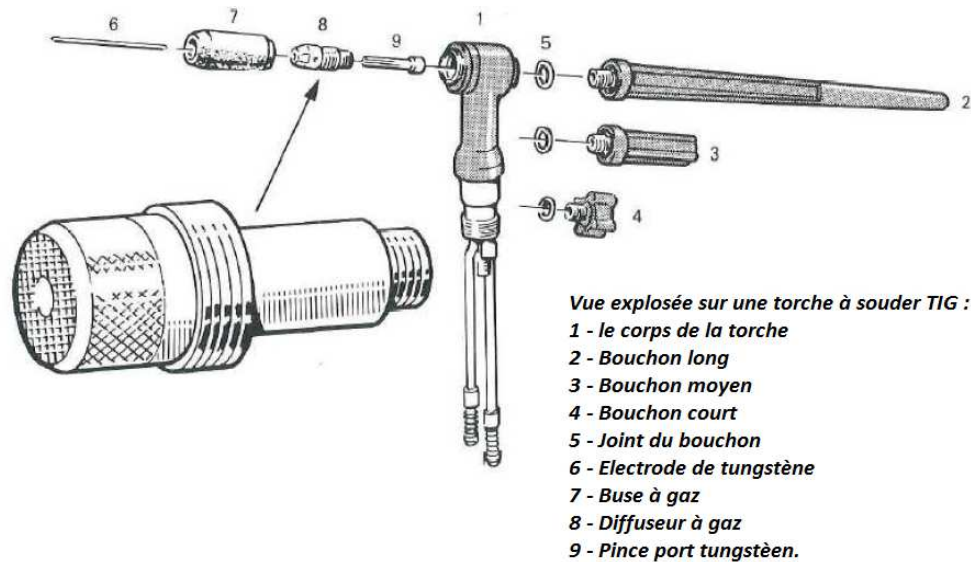


Figure II.1 Vue explosée d'une torche à souder TIG [12].

II.3.2.2 Générateur haute fréquence :

Avec ce procédé d'amorçage, l'électrode n'entre pas en contact avec la pièce à souder. Une tension élevée d'amorçage produite par le générateur HF (haute fréquence) amorce l'arc électrique et crée alors un chemin conducteur de courant à basse tension [13]. Il n'y a aucun risque d'inclusion de tungstène dans la soudure, utilisé pour des applications de soudage de précision et de qualité élevées. Mais cette méthode présente néanmoins l'inconvénient de provoquer de fortes interférences électriques.

II.3.2.3 Alimentation :

Le type de courant qui alimente ce procédé dépend de la composition de l'électrode utilisée, en courant continu (CC) la grande partie de la chaleur est concentrée sur l'électrode (pôle positif) et non sur la pièce. Cette polarité est utilisée pour le soudage des épaisseurs minces afin d'éviter les déformations et la brûlure de la plaque. Pour ce type de polarité, les ions positifs du gaz ionisé sont accélérés vers le métal de base en découpant la couche d'oxyde sur ce dernier. L'effet des électrons émis consiste disperser et évacuer cet oxyde une fois fragmenté [14].

Cette polarité est efficace pour son effet de nettoyage, surtout dans le cas des métaux et alliages ayant une couche d'oxyde stable. Par exemple : l'aluminium, le magnésium, le bronze-aluminium, etc.

Néanmoins, il est à noter que ce type de polarité risque de produire une surchauffe au niveau de l'électrode de tungstène ce qui peut même entraîner la fusion de sa pointe. Cette situation requiert donc l'usage d'électrodes de tungstène de diamètres plus ou moins larges pour

résister davantage à l'effet de surchauffe. Dans le soudage GTAW, l'électrode est souvent reliée au pôle négatif du générateur pour éviter sa surchauffe dans le cas des tôles épaisses.

En 1970, du courant alternatif (CA) à onde carrée a été utilisé pour ce type de soudage, cette onde permettait un passage à zéro très rapide et donc dispensait de l'utilisation d'un générateur haute fréquence, elle donnait aussi le contrôle sur la pénétration et la désoxydation.

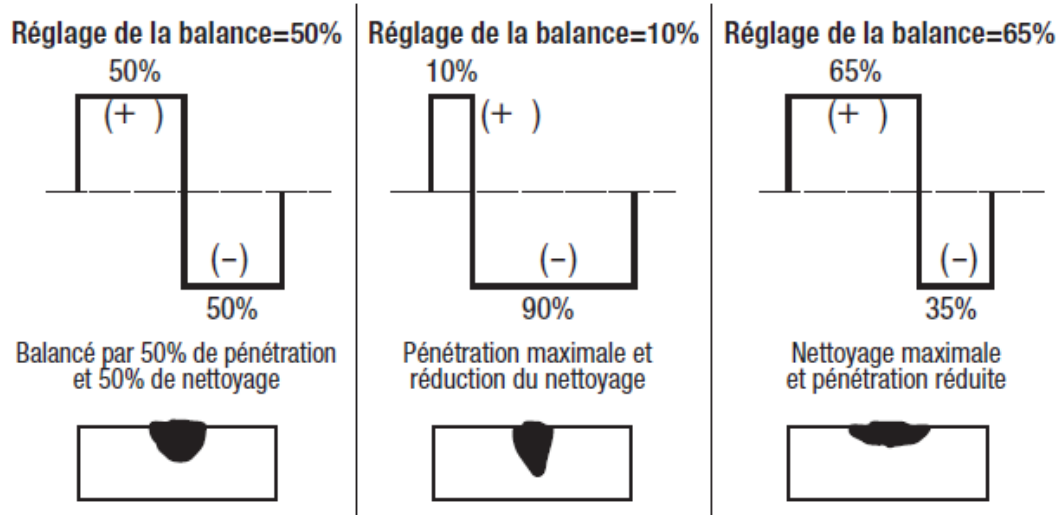


Figure II.2 Variation du ratio nettoyage-pénétration pour le soudage avec courant alternatif à onde carrée.

II.3.2.4 Gaz protecteur :

Dans le soudage GTAW, le gaz protecteur est choisi selon les matériaux des pièces à souder [14], on retrouve alors pour :

- Les aciers :

Le gaz de protection utilisé pour le soudage des aciers non alliés, faiblement alliés ou inoxydables est l'argon pur dans le cas d'un soudage manuel ou mélangé avec de l'hélium ou de l'azote dans le cas d'un soudage automatique.

Dans le cas des aciers inoxydables ou facilement oxydables, on utilise un gaz de protection de racine pour éviter l'oxydation de l'envers de la soudure, ce gaz est un mélange d'azote et d'hydrogène.

- Aluminium :

Pour l'aluminium ou les alliages d'aluminium on utilise souvent d'argon mélangé à de l'hélium, ce dernier améliore le transfert de chaleur pour les matériaux épais, augmente la tension de l'arc et donc la vitesse de soudage.

- Cuivre :

L'argon reste adéquat pour le soudage du cuivre et alliage de cuivre aussi dans toutes les positions mais un préchauffage est nécessaire à cause de la grande conductivité thermique de ce métal.

- Titane :

Dans le cas du titane, un gaz de protection pur à 99,99% au moins est obligatoire et avec une plus grande quantité que les autres métaux, il peut être de l'hélium ou de l'argon.

II.3.2.5 Équipement de contrôle :

Pendant le soudage mécanisé, le fonctionnement du générateur, la durée de pré-gaz et post-gaz du gaz de protection destiné à empêcher l'oxydation de l'électrode, sont contrôlés automatiquement, on peut aussi contrôler la descente du courant pour assurer un remplissage optimal.

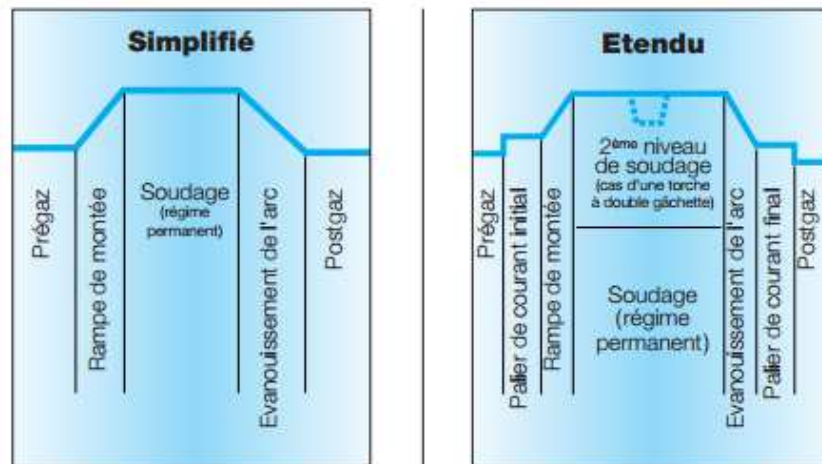


Figure II.3 - exemple de cycle de soudage simplifié et étendu.

II.3.3 L'électrode :

Le tungstène est le métal de base de l'électrode dans le procédé GTAW pour des raisons évidentes : son point de fusion très élevé à 3 370°C et sa conductivité thermique incroyable égale à celle de l'aluminium ($174 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$), en plus de ses bonnes propriétés physiques, il présente aussi une forte émission électronique et une faible résistance électrique, deux critères majeurs pour une électrode de soudage.

L'électrode de tungstène pur convient au soudage des métaux légers, mais pour d'autres applications on y ajoute des éléments d'additions à faible proportions tels que : l'oxyde de thorium (bien qu'il soit radioactif mais inoffensif à faible proportion si on l'inhale pas), l'oxyde de zirconium, l'oxyde de lanthane ou l'oxyde de cérium. Ces ajouts stabilisent l'arc et facilitent l'amorçage. Le tableau ci-dessous présente quelques électrodes de soudage GTAW :

Tableau II.1 Exemples d'électrodes de soudage TIG conformes ISO 6848.

Additif	Proportion (%)	Code couleur	Type	Courant
-	0	Vert	WP	C.A
Thorium	2	Rouge	WT20	C.C
Zirconium	0,8	Blanc	WZ8	C.A
Lanthane	1	Noir	WL10	C.A et C.C
Cérium	2	Gris	WC20	C.A et C.C

Pour obtenir une certaine stabilité de l'arc, la charge de courant doit être élevée et cela dépend directement du diamètre de l'électrode et sa pointe. Contrairement au soudage en courant alternatif (CA), dans le soudage en courant continu (CC), la pointe de l'électrode doit être affûtée parallèlement à son axe à l'aide d'une meule pour obtenir une pointe à 45° pour une longueur de 1,5 ou 2 fois le diamètre de l'électrode.

La pointe de l'électrode ne doit être ni trop froide ni trop chaude, on augmente l'intensité du courant pour lui donner un léger arrondi dans le cas du courant alternatif (CA).

II.3.4 Calcul des différents paramètres de soudage :

Les paramètres de soudage à prendre en compte sont : le type, le diamètre et l'affûtage de l'électrode, la composition et le débit du gaz, le temps du pré-gaz et du post-gaz, le type de courant et la polarité, la position de soudage, la préparation du joint, le diamètre du fil d'apport, le diamètre des buses, la vitesse de soudage et bien évidemment l'ampérage [13].

En règle générale, on règle l'intensité du poste de soudage par la formule suivante :

$$\text{intensité (A)} = (\text{\textcircled{Ø} de l'électrode (mm)} - 1) \times 50$$

Ces paramètres varient d'un alliage à un autre, on retrouve alors pour les aciers et les aciers inoxydables :

- En bout à bout : 20 à 25 A par millimètre d'épaisseur.
- En angle : 30 à 35 A par millimètre d'épaisseur.
- Un courant continu avec une polarité directe.
- Une électrode de tungstène thorié avec un affûtage de 30 à 60°.
- L'argon ou un mélange argon/hélium comme gaz protecteur.
- Une position à plat (réduction de l'intensité de 10 à 20%)

Tableau II.2 Paramètres de soudage pour aciers avec le procédé TIG [14].

Epaisseur des tôles (mm)	Diamètre du fil d'apport (mm)	Diamètre de l'électrode (mm)	Ampérage (A)	Débit de gaz (L/mn)	Vitesse de soudage (cm/mn)
0,6	Sans ou 1mm	1	10 à 25	4	30 à 40
0,8	Sans ou 1mm	1	15 à 40	4	30 à 40
1,0	1,2	1,0 à 1,6	25 à 65	4	25 à 30
2,0	1,6 à 2,0	1,6 à 2,0	60.à 100	5	20 à 25
3,0	2,0 à 2,5	2,0 à 2,4	100 à 150	6	20 à 25
4,0	3,0	2,4	120 à 200	6	15 à 20
5,0	3,0 à 4,0	2,4 à 3,0	150 à 250	6	10 à 20
6,0	4,0	3,0 à 4,0	200 à 300	6	10 à 20

Pour l'aluminium et ses alliages :

- En bout à bout : 35 à 40 A par millimètre d'épaisseur.
- En angle : 45 à 50 A par millimètre d'épaisseur.

- Un courant alternatif.
- Une électrode de tungstène pur avec un affûtage de 90°.
- L'argon ou un mélange argon/hélium comme gaz protecteur.
- Une position à plat (réduction de l'intensité de 10 à 20%)

Tableau II.3 Paramètres de soudage pour aciers avec le procédé TIG [14].

Epaisseur des tôles (mm)	Diamètre du fil d'apport (mm)	Diamètre de l'électrode (mm)	Ampérage (A)	Débit de gaz (L/mn)	Vitesse de soudage (cm/mn)
1,0	1,6	1,6	30 à 55	7	20 à 25
1,5	1,6 à 2,0	1,6 à 2,0	60 à 80	7	15 à 25
2,0	2,0 à 2,5	2,0 à 2,4	70 à 120	7	15 à 20
2,5	2,5 à 3,0	2,4	110 à 140	8	10 à 20
3,0	3,0	2,4 à 3,0	130 à 150	8	10 à 15
4,0	3,0 à 4,0	3,0	140 à 160	8	10 à 15
5,0	4,0	4,0	150 à 190	9	5 à 15
6,0	4,0 à 4,5	4,0 à 5,0	180 à 240	9	5 à 10

Le choix du diamètre de buses se fait selon les valeurs suivantes :

Tableau II.4 Tableau donnant le diamètre intérieur de la buse en fonction du diamètre de l'électrode et l'intensité de courant [14].

Ø électrode (mm)	Ø intérieur de la buse (mm)	Intensité de courant (A)
0,25	6,4	15
0,50	6,4	5 à 20
1,00	9,5	15 à 80
1,6	9,5	70 à 150
2,4	12,7	150 à 250
3,2	12,7	250 à 400
4,0	12,7	400 à 500

Le temps de pré-gaz et de post-gaz quant à eux sont fixés comme suit :

- Le temps de pré-gaz : 3 secondes
- Le temps du post-gaz :
 - 8 secondes à 50 A ;
 - 10 secondes à 100 A ;
 - 15 secondes à 200 A ;
 - 25 secondes à 250 A.

II.3.5 Préparation des surfaces à souder :

La préparation des surfaces avant le soudage est un facteur essentiel qui influe directement sur la qualité de la soudure. Elle consiste en vérité à préparer la surface et le joint de soudure, que ça soit pour un assemblage bout à bout, en T, en angle extérieur, à recouvrement ou sur chant, cette préparation varie selon les épaisseurs des tôles, la géométrie des pièces, la position de soudage, les caractéristiques mécaniques recherchées ainsi que l'usinage à effectuer ultérieurement.

La qualité du joint soudé est tributaire du soin apporté à la préparation de la surface, en effet, plusieurs défauts de soudage proviennent d'une mauvaise préparation de surface. Cette préparation consiste à éliminer tous les résidus, les fissures, les oxydes et les matières végétales ou organique (comme l'huile s'il s'agit d'une pièce mécanique ayant déjà travaillé) avant le soudage. Pour comprendre l'importance de cette étape, il faut savoir que tous les résidus non éliminés se verront emprisonnés dans le bain de fusion pendant le soudage, cela conduirait à la formation de porosités, inclusions et des microfissures.

La présence de fissures avant le soudage quant à elle pourrait entraîner leur développement pendant l'opération d'assemblage et donc son irrecevabilité.

II.4 Propriétés mécaniques d'une soudure d'un acier inoxydable :

Les propriétés mécaniques d'une soudure d'un acier inoxydable sont généralement très acceptables et ne posent pas de problèmes, car souvent la résistance et la limite d'élasticité du métal fondu sont à la limite égale à celles du métal de base néanmoins la résilience diminue légèrement mais elle reste acceptable.

La dilatation lors du soudage et la rétraction lors du refroidissement du joint de soudure donne naissance à des distorsions et des contraintes résiduelles, cela dépend directement des caractéristiques thermomécaniques de l'acier.

II.5 Microstructure d'une soudure :

Les aciers inoxydables austénitiques conservent généralement à température ambiante leur structure gamma des hautes températures. Toutefois après le refroidissement à température ambiante d'une soudure d'un acier inoxydable une phase ferritique delta peut se former pour donner une structure mixte austénite-ferrite.

L'existence de la phase ferritique dans la matrice austénitique dépend de la composition chimique du métal d'apport et de la vitesse de solidification et de refroidissement de la soudure, et vu que dans le cas d'un soudage TIG on a une vitesse refroidissement très élevée, le risque d'avoir de la ferrite devient lui aussi très élevé.

La présence de la ferrite delta ne pose pas de problème particulier, au contraire elle a plusieurs avantages, sa présence permet la dissolution des impuretés et limite la formation des micro-ségrégations qui peuvent causer des fissurations à chaud. Cependant cette ferrite delta peut se transformer en phase sigma si on maintient la structure pour une longue durée à un intervalle de température compris entre 500 et 900°C, la phase sigma obtenue est dure et cassante ce qui fragilise la soudure.

La précipitation des carbures de chrome peut avoir lieu à cause de la grande affinité que possède le carbone avec le chrome. Les carbures de chrome Cr_{23}C_6 se forment aux joints de grains, ce qui diminue la résistance à la corrosion de l'acier et augmente le risque de la corrosion intergranulaire. Il existe deux façon pour éviter cette corrosion intergranulaire, soit en utilisant des éléments d'additions comme le titane ou le niobium, qui vont précipiter avec le carbone à la place de chrome, soit en diminuant la teneur du carbone tout en ajoutant de l'azote pour compenser le manque de chrome. Pour éviter la présence des carbures de chrome on effectue un traitement thermique d'hypertrempe.

II.5.1 Solidification des soudures d'aciers inoxydable austénitique :

Lorsque la température réelle du liquide est plus élevée ou égale à celle du liquidus la solidification est à front plan car le soluté est rejeté à l'interface solide-liquide et diffuse vers le liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interfac

Lors du soudage, le refroidissement est trop rapide donc la diffusion du soluté est limitée, l'excédent de soluté au niveau de l'interface provoque la surfusion constitutionnelle ce qui cause l'apparition d'une interface cellulaire dendritique (Figure II.5) à la place de l'interface plane, avec des branches qui se développe parallèlement à des directions préférentielles associées à la structure cristalline.

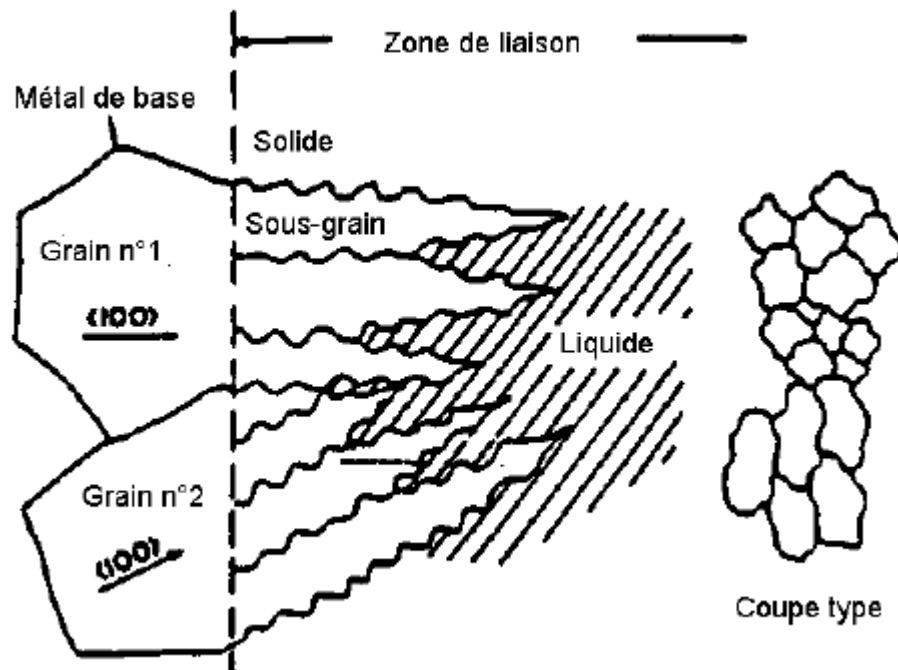


Figure II.4 Croissance selon le mode cellulaire-dendritique [15].

Les modes de solidification des soudures :

Il existe quatre modes de solidification qui varie selon la composition du métal d'apport utilisé lors du soudage qui sont :

- Mode A : solidification en austénite primaire.
- Mode AF : Solidification en austénite primaire avec apparition 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. Lors de cette transformation il y a un appauvrissement en Nickel et un enrichissement en Chrome au cœur des dendrites.
- Mode F : solidification en ferrite primaire avec possibilité de nucléation de grains d'austénite au sein de la ferrite (austénite dite de Widmanstätten).

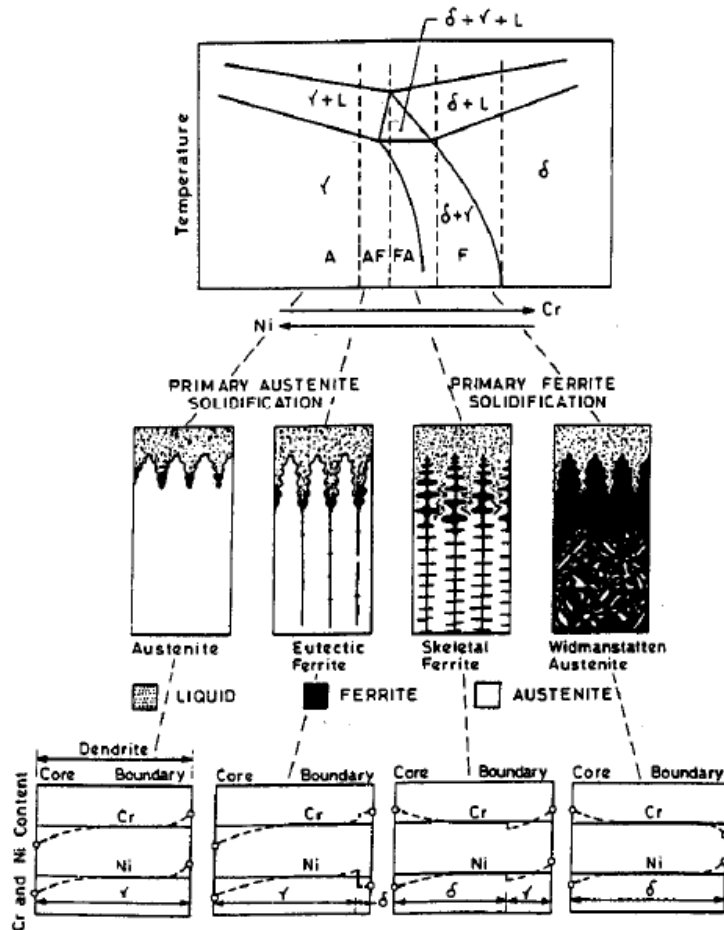


Figure II.5 Positions relatives des modes de solidification sur une coupe du Diagramme Ternaire à %Fe constant - Morphologies des structures résultantes à température ambiante [16].

Chapitre III : Traitements thermiques et suivi électrochimique

III. Traitements thermiques et suivi électrochimique

III.1 Introduction aux traitements thermiques des aciers :

Lors du refroidissement des aciers, plusieurs phases et structures métastables peuvent se former dans des conditions hors équilibre. Le diagramme fer-cémentite est un diagramme décrivant des phénomènes ne s'établissant qu'au bout d'un temps plus ou moins long, alors pour mieux comprendre ces transformations, il faut considérer les états hors-équilibres cités précédemment, ces dernières nécessitent de prendre en compte le temps et la température nécessaires à la transformation, on obtient alors un système tridimensionnel (Température – Temps – Composition). De cela sont nés les diagrammes ternaires TTT et TRC qui sont générés en fixant la teneur en carbone et en variant le temps, ces diagrammes nous permettent de mieux comprendre les évolutions du système pendant un court temps, et de mettre en évidence les changements structuraux liés aux traitements thermiques appliqués.

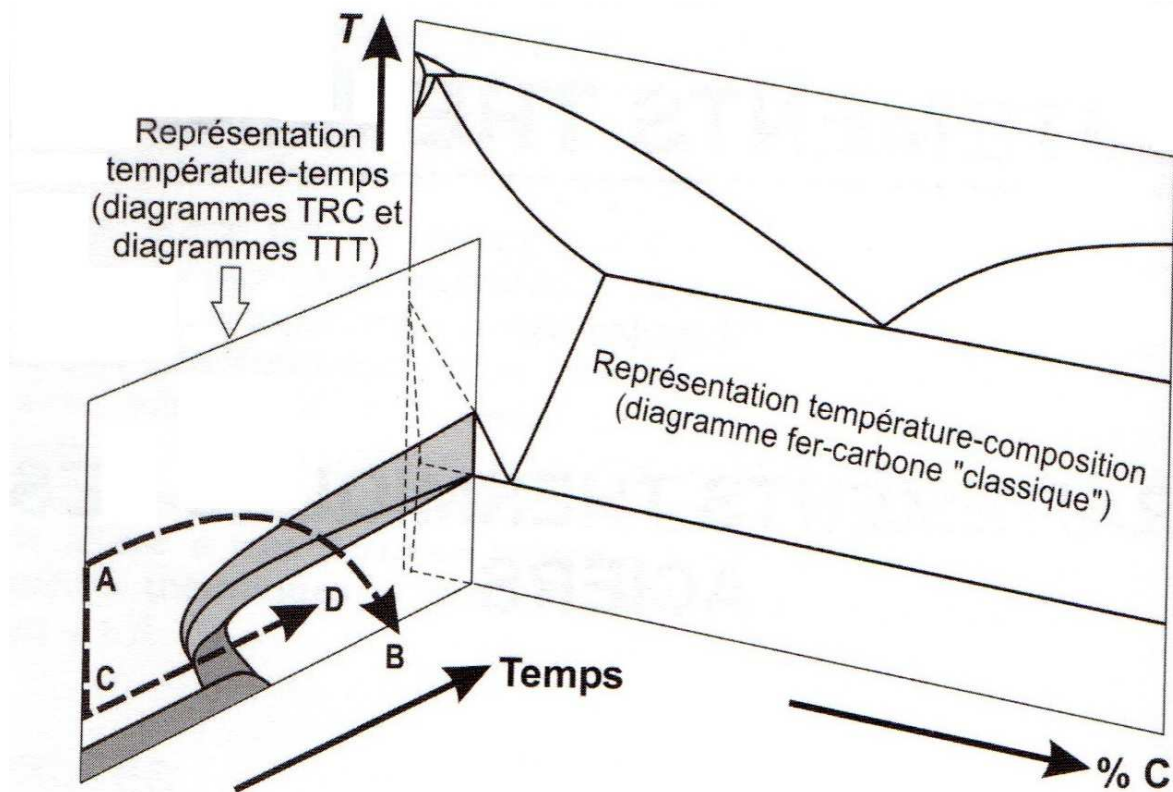


Figure III.1 Système tridimensionnel : Température - Temps - Composition.

Tout l'art du traitement thermique repose sur l'action de refroidir un acier préalablement austénisé dans des conditions qui le transforme en perlite ou en ferrite, ou au contraire qui évitent ces transformations conduisant ainsi le métal à refroidir dans d'autres structures comme la martensite ou alors stoppant la transformation gardant ainsi l'austénite à l'ambiante, on appelle cela la trempe.

Ces constituants peuvent alors être décomposés à leurs tours par un réchauffage ou un revenu. Enfin ces effets cités précédemment peuvent être effacés lors d'un recuit.

Ces traitements thermiques sont appliqués dans le but d'accroître ou décroître une propriété mécanique quelconque, par exemple, souvent (mais pas toujours) pour les aciers, la trempe cause la transformation martensitique et donc une augmentation flagrante de la dureté, cette même dureté diminue régulièrement lorsque la durée et la température du revenu augmentent, sauf pour les aciers contenant certains éléments (Cr, Mo, V...) qui provoquent la précipitation de carbures durcissant.

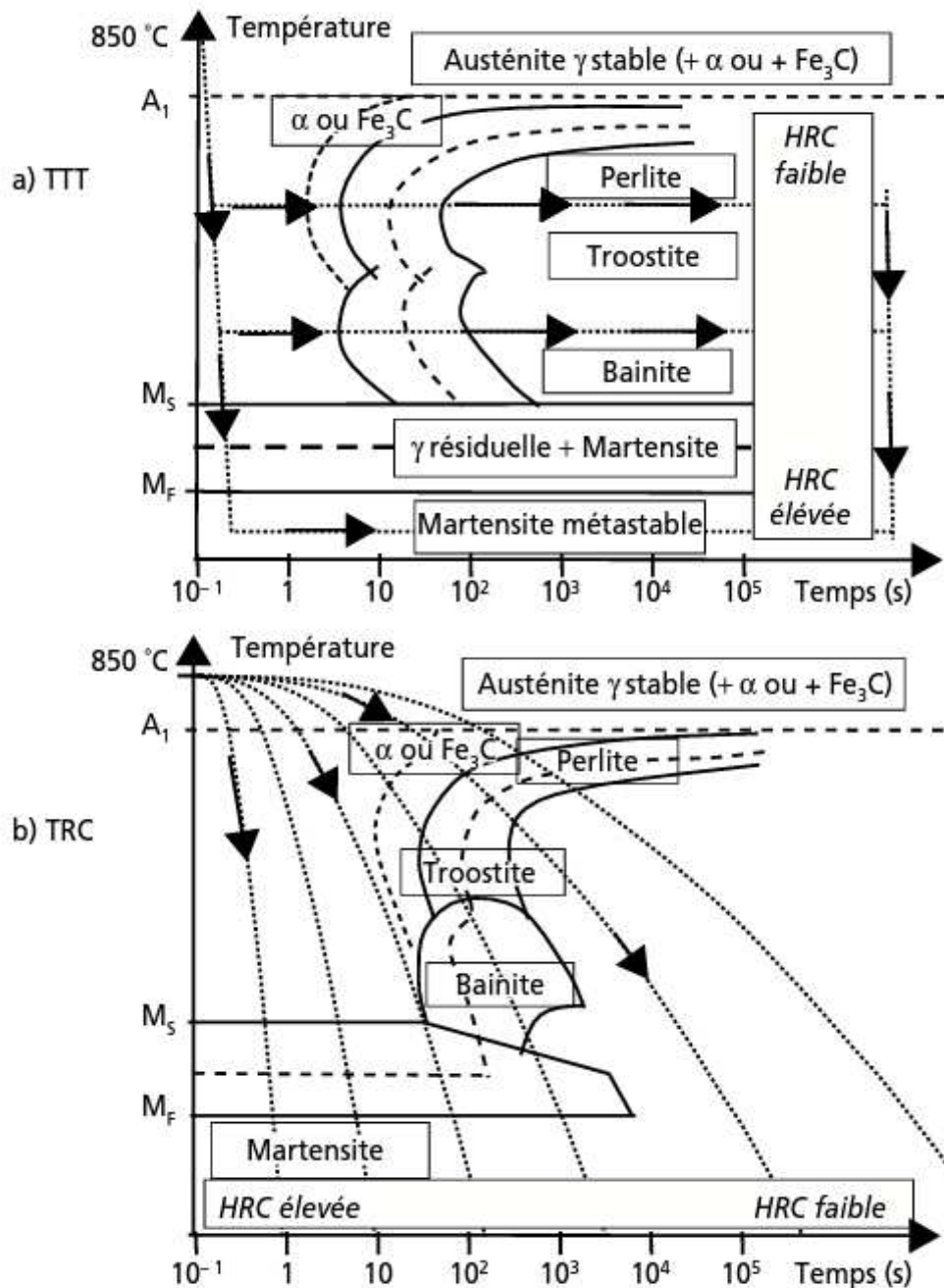


Figure III.2 Diagramme typique TTT et TRC d'un acier au carbone.

En plus de la dureté, la limite d'élasticité, la résistance à la traction, l'allongement à la rupture ainsi que la ténacité de tous les aciers sont très sensibles à leur microstructure et donc aux traitements thermiques.

III.2 Les traitements thermiques dans les aciers inoxydables :

Les traitements thermiques appliqués aux aciers inoxydables sont propres à la structure finale de l'acier, et sont donc spécifiques pour chaque famille d'alliage qui sont : les aciers inoxydables austénitiques, ferritiques, martensitiques et austéno-ferritique. Dans cette partie du document, nous traiterons, en général, chaque traitement thermique à part et les traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques en particulier.

III.2.1 L'hypertrempe :

Ce traitement thermique permet d'obtenir des structures austénitiques homogène, le refroidissement se fait à l'air (sauf cas spécial de grosses pièces forgées ou moulées) pour avoir une vitesse de refroidissement assez élevée afin éviter les précipitations de carbures de chrome ou autre composés. La durée de maintien à haute température d'austénitisation, quant à elle, dépend de l'épaisseur de la pièce, elle varie entre 0,7 et 2,5 minutes par millimètre, qui sont des valeurs assez importantes mais nécessaires pour l'homogénéisation de la température dans la pièce compte tenu de la faible conductivité thermique de l'austénite [17].

La température d'hypertrempe est définie entre 950 °C et 1 150°C pour permettre la dissolution des composés intermétalliques et les carbures formés lors du refroidissement initial, si la température dépasse les 1 150°C, il y aura un risque de grossissement néfaste des grains de l'austénite. Cela explique les hautes températures d'hypertrempe pour les nuances au molybdène qui, rappelons-le, est un élément alphagène, qui seront suffisantes pour dissoudre ces composés. On retrouve alors la répartition des températures d'hypertrempe suivante :

- 1 000 à 1 100 °C pour les nuances sans addition de molybdène ;
- 1 050 à 1 150 °C pour les nuances avec addition de molybdène ;
- 950 à 1 050 °C pour les nuances stabilisées sans molybdène.

III.2.2 Traitement de relaxation :

Lors de l'hypertrempe ou le soudage, il y a un refroidissement rapide et brutal de la pièce, ce dernier peut engendrer des contraintes dites contraintes résiduelles, pour éliminer ces contraintes, on applique un traitement de détente ou de relaxation, cette action se fait par abaissement de la limite d'élasticité ou par fluage. Il existe deux types de traitements de détente :

- Détente à basse température : son application à basse température lui confère l'avantage de ne pas provoquer des modifications métallurgiques dans la pièce. Il réduit de peu les contraintes résiduelles mais assez pour diminuer les pics locaux qui peuvent altérer la résistance à la corrosion sous contrainte dans les aciers inoxydables austénitiques. Il consiste à maintenir la pièce à une température comprise entre 200 et 400°C pour une durée d'une heure (10 à 20 minutes par millimètre d'épaisseur) au-delà les effets s'estomperont car il y a absence de fluage. Ce chauffage est suivi d'un refroidissement lent [18].
- Détente par fluage : bien plus efficace que le traitement à basse température mais avec des paramètres plus extrêmes, en effet la température de chauffage est comprise entre 550 et 1 050°C, d'un maintien à 2,5 minutes par millimètres d'épaisseur au minimum et d'un refroidissement homogène plus lent que le traitement ayant généré ces contraintes. Le taux de contraintes supprimées passe de 35% à 550 °C à 100% à 1 050 °C [18].

III.2.3 Traitement de désensibilisation :

Après traitement à haute température, les aciers inoxydables austénitiques non stabilisés subissent une sensibilisation à la corrosion intergranulaire par appauvrissement en chrome dans le voisinage des carbures de chrome, dans le cas où leur refroidissement n'a pas été assez rapide. Dans ce cas, un traitement dit de désensibilisation ou d'homogénéisation est appliqué, ce dernier consiste à supprimer le caractère sensibilisant à la corrosion intergranulaire des carbures sans les supprimer, en augmentant la teneur en chrome dans les zones adjacentes par diffusion [18].

La température de ce traitement est comprise entre 850 et 950°C pour les aciers inoxydables austénitiques avec un temps de maintien supérieur à une heure [18].

III.2.4 Traitement antiferrite :

Nous avons mentionné dans le deuxième chapitre qu'il existait un risque de formation d'un taux de ferrite pendant le soudage, cette ferrite a un caractère préjudiciable entre 550 et 900 °C, en effet, dans cette gamme de température, la ferrite forme la phase σ , causant par ailleurs la fragilisation de la pièce. A des taux plus élevés (entre 10 et 45%), la ferrite diminue la forgeabilité, par conséquent avant l'application d'une opération de mise en forme difficile, un traitement antiferrite est appliqué afin de limiter le taux de ferrite résiduelle dans la pièce [17].

Le traitement antiferrite est un traitement d'homogénéisation, ce traitement tend à diminuer les ségrégations formées à la solidification et qui ne sont pas éliminées lors des chauffages antérieurs, ces éléments favorisent la formation de ferrite en dessous de 1 100 °C.

L'opération consiste en un chauffage à une température relativement élevée (entre 1 150 et 1 200 °C), cette température facilitera la diffusion qui éliminera les ségrégations, mais pour assurer la fiabilité de ce phénomène, un maintien de 24 à 36h à cette température est nécessaire, un refroidissement jusqu'à 1 050 °C est ensuite appliqué afin d'atteindre la température d'hypertrempe, cette dernière est ensuite exécutée avec un refroidissement rapide jusqu'à température ambiante [17].

III.2.5 Traitement thermomécanique :

Jusqu'ici, nous n'avons abordé que l'amélioration des propriétés métallographiques de l'acier inoxydable austénitique, or des traitements pour améliorer les propriétés mécaniques de celui-ci existent, parmi eux le traitement thermomécanique, ce dernier est le plus efficace pour augmenter la limite d'élasticité [17].

Il existe deux processus pour augmenter les propriétés mécaniques d'un alliage, le premier étant de diminuer la température lors des dernières passes de laminage, un taux de l'érouissage à chaud est alors conservé en augmentant la limite d'élasticité, ce processus est souvent accompagné d'un adoucissement pour l'affinage des grains avec des cycles recristallisation-érouissage, cet ensemble d'opération est appelé : contrôle [17].

Le deuxième processus a pour but de former des carbonitrides fins, mais avant cela, une hypertrempe est appliquée pour dissoudre les carbures déjà existants. Un érouissage d'un certain ordre est ensuite exécuté pour créer des germes intragranulaires, afin d'éviter la sensibilisation à la corrosion intergranulaire, les carbonitrides créés seront de niobium [17].

Néanmoins ce traitement présente quelques inconvénients lors du soudage, le premier réside dans l'hétérogénéité en terme de résistance mécanique du métal d'apport, ce problème peut se résoudre en utilisant un métal d'apport au manganèse et à l'azote pour avoir une limite d'élasticité comparable à celui du métal de base, le deuxième est l'adoucissement du métal de base dans la ZAT, on peut palier à ce problème en jouant sur les paramètres de soudage [17].

III.3 Suivis électrochimique :

Les essais de corrosion sont très importants, ils nous permettent de déterminer ou estimer, d'un point de vue quantitatif, les grandeurs caractéristiques de la corrosion telles que le courant et le potentiel de corrosion et la vitesse de corrosion, ce qui nous permettra plus tard de prendre les précautions nécessaires contre ce phénomène.

Les aciers inoxydables, contrairement à ce que leur nom indique, sont exposés au danger de la corrosion, les formes de corrosion qui les touchent le plus sont :

- La corrosion intergranulaire.
- La corrosion par piqûres.
- La corrosion sous contrainte.

III.3.1.1 Droite de Tafel :

La polarisation est la méthode la plus utilisée pour déterminer le courant, le potentiel et la vitesse de corrosion. Cette méthode est basée sur l'équation $i=f(E)$ de Butler-Volmer [19] :

$$i = i_0 \left(\exp\left[\frac{\alpha \cdot z \cdot F}{R \cdot T} \cdot (E - E_{eq})\right] - \exp\left[-\frac{(1 - \alpha) \cdot z \cdot F}{R \cdot T} \cdot (E - E_{eq})\right] \right)$$

Avec :

i : densité de courant (en $A \cdot m^{-2}$).

i_0 : densité de courant d'échange (incluant la constante de vitesse).

E : Potentiel de l'électrode.

E_{eq} : Potentiel d'équilibre.

T : température (en K).

Z : nombre d'électrons intervenant dans l'étape déterminant la vitesse de réaction.

F : constante de Faraday (en $C \cdot mol^{-1}$).

R : constante des gaz parfaits (en $J \cdot K^{-1} \cdot mol^{-1}$).

A : coefficient de transfert de charge.

Cette équation peut être simplifiée comme suit :

$$i = i_{corr} \exp\left(\frac{E}{\beta_a}\right) - i_{corr} \exp\left(\frac{E}{\beta_c}\right)$$

Avec β_a et β_c sont les coefficients de Tafel.

Si la réaction chimique est dite cathodique le terme anodique est négligé et la densité de courant devient :

$$i = -i_{corr} \exp\left(\frac{E}{\beta_c}\right)$$

Le même cas pour une réaction anodique avec :

$$i = i_{corr} \exp\left(\frac{E}{\beta_a}\right)$$

Si on représente la courbe de polarisation en fonction de $\log(i) = f(E)$ (figure IV-26), le point d'intersection des deux droites cathodique et anodique représente le courant et le potentiel de corrosion.

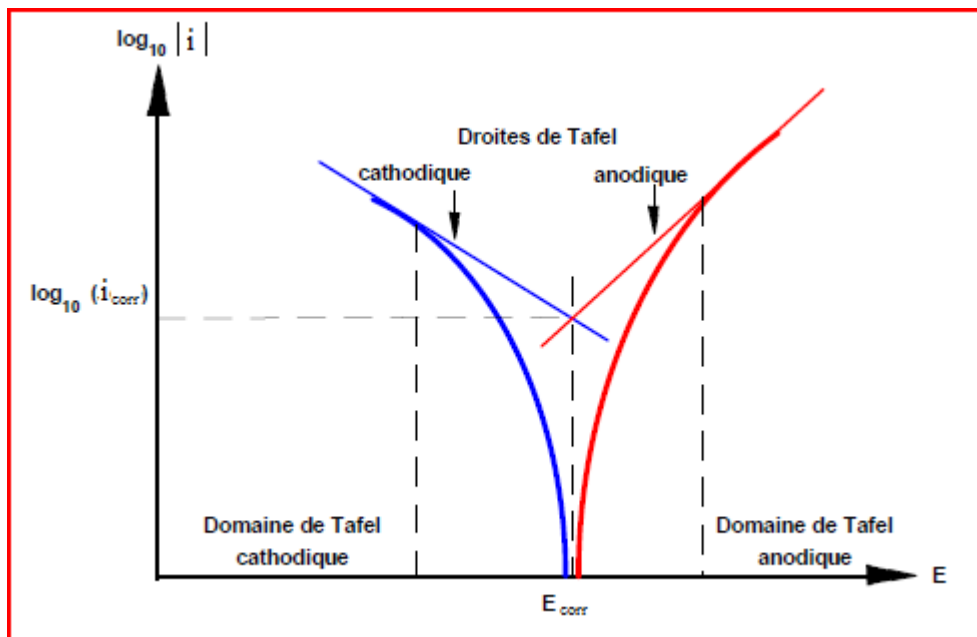


Figure III.3 Les droites de Tafel.

Au potentiel de corrosion, le courant est égal au courant de corrosion, ce qui nous permet de déduire la vitesse de corrosion qui est directement proportionnelle à ce courant :

$$V_{corr} = \frac{i_{corr}}{nF}$$

III.3.2 Potentiel d'abandon :

En suivant temporairement le potentiel on peut connaître le comportement de la surface de notre métal en milieu corrosif, ce qui nous permettra plus tard de déterminer les conditions d'emploi du métal en fonction de son milieu. Cette mesure s'effectue entre l'électrode de travail qui représente notre échantillon et l'électrode de référence. Le potentiel d'abandon à plusieurs nom comme : potentiel de repos, potentiel en circuit ouvert, potentiel spontané ou aussi potentiel libre. Cette méthode ne perturbe en aucun cas l'état du système étudié.

Le potentiel d'abandon n'est pas caractéristique du métal, il dépend des conditions du milieu dans lequel se trouve le métal ainsi que l'état de sa surface. L'interface métal solution peut se modifier en continue par la formation de nouveaux produits de corrosion.

La courbe qui représente l'évolution du potentiel en fonction du temps d'immersion $E=f(t)$ peut évoluer en quatre différentes possibilités comme on peut le voir dans (la figure IV.2) [20].

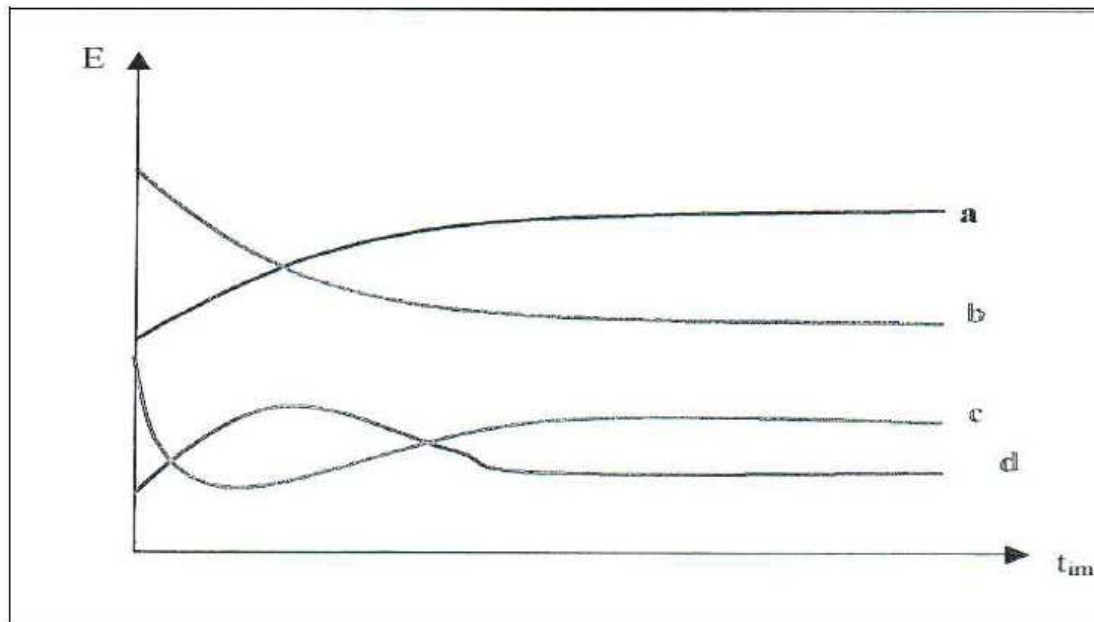


Figure III.4 Courbes types potentiel/temps d'immersion : $E=f(t)$.

En étudiant l'évolution des courbes $E=f(t)$ on peut avoir une indication sur l'évolution du phénomène de corrosion ou de passivation :

- a- le potentiel augmente au cours du temps (devient de plus en plus cathodique), c'est le cas d'une réaction de passivation conduisant par exemple à la formation sur la surface du métal d'un produit de corrosion insoluble, adhérent, compact et par conséquent d'une couche protectrice.
- b- Le potentiel devient de plus en plus anodique, c'est le cas d'une attaque par dissolution continue du métal (le potentiel de l'électrode devient de moins en moins noble).
- c- Le potentiel devient d'abord négatif (anodique) puis tend vers des valeurs plus positives, c'est le cas d'un début d'attaque suivie d'une passivation.
- d- Le potentiel devient d'abord plus noble puis tend vers de valeurs plus négatives. Il s'agit d'un métal qui se passive mais la couche de passivation formée est instable, elle se détruit après un certain temps (disparition d'un film protecteur préexistant à l'immersion).

Partie Expérimentale

Chapitre IV : Matériaux et techniques expérimentales

IV. Matériaux et techniques expérimentales

IV.1 Présentation du matériau :

Pour effectuer cette étude l'EN-GTP nous a fourni des échantillons de l'acier inoxydable austénitique du grade TP316/316L (nuance type : A312) prélevés depuis un pipeline gazier soudé avec le procédé GTAW avec comme métal d'apport le ER316L, destiné au projet TOUATGAZ – ADRAR.

IV.1.1 Etude du métal de base :

Le métal de base a été importé d'Inde sous forme de tuyaux élaborés par l'entreprise PRAKASH STEELAGE LTD dans les dimensions suivantes : 168,3 mm OD x 3,4 mm THK x 5 – 7 MTR LONG. L'A312 TP316L est un acier inoxydable austénitique avec une très faible teneur en carbone, une très bonne résistance à la corrosion mais une mauvaise usinabilité, néanmoins, il est parfaitement soudable avec tous les procédés sans traitements thermiques nécessaires. Il est amagnétique et pas trempable mais ses propriétés mécaniques restent bonnes, il jouit d'un module élastique allant jusqu'à 200 GPa et d'une dureté hors écrouissage variant entre 160 et 200 HV. Cependant, des traitements adaptés peuvent être appliqués avec un risque d'une formation de phase néfaste si l'acier est maintenu à des températures entre 500 et 900 °C. la composition chimique de ce métal fournie par l'entreprise, et qu'on vérifiera plus tard à l'aide de la spectrométrie, est la suivante :

Tableau IV.1 Composition chimique en pourcentage massique (%) du métal de base.

C	Cr	Ni	Mo	S	Si	Mn	P	Pb
0,023	16,72	11,15	2,05	0,006	0,40	1,65	0,030	0,001

Le document fourni par PRAKASH STEELAGE nous informe aussi sur les propriétés mécaniques du métal de base, qui sont a priori bonnes et qui sont données dans le tableau suivant :

Tableau IV.2 Propriétés mécaniques du métal de base.

Limite élastique Rp0,2 [MPa]	Résistance à la rupture Rm [MPa]	Allongement A [%]	Dureté Rockwell [HRB]
305,32	572,91	60,0	72 – 74

IV.1.2 Etude du métal d'apport :

Le métal d'apport est le W 19 12 3 L selon l'EN : ISO 14343 et le ER316L selon SFA/AWS A5.9, cet acier inoxydable austénitique destiné au remplissage lors du soudage est fourni par l'entreprise ESAB France dont le siège social se trouve en Inde, le métal est livré sous forme de tige 2,4 x 1000 mm pesant 5 Kg chacune. Ce métal jouit des mêmes propriétés physiques que le métal de base.

Sa composition chimique se rapproche de la composition du métal de base et est la suivante :

Tableau IV.3 Composition chimique en pourcentage massique (%) du métal d'apport.

C	Cr	Ni	Mo	S	Si	Mn	P	Pb
0,01	18,2	11,8	2,5	0,01	0,40	1,5	0,02	0,02

Même si les compositions chimiques se rapprochent, les propriétés mécaniques, elles, se diffèrent avec variation assez importante :

Tableau IV.4 Propriétés mécaniques du métal d'apport.

Limite élastique R _{p0,2} [MPa]	Résistance à la rupture R _m [MPa]	Allongement A [%]
440	620	37

IV.2 Préparation du joint de soudure :

Avant chaque opération de soudage, les deux pièces à souder doivent être soigneusement nettoyé et exempt de tout corps gras. Les pièces devront subir un dégraissage suivi d'un décapage mécanique ou parfois chimique (dans le cas des alliages légers).

Les bords sont débarrassés de tout excès d'oxyde, rouille, graisse ou peinture. Selon l'épaisseur des pièces on choisit si le soudage se fait sur des bords droits ou sur des bords chanfreinés. Une finition mécanique est obtenue par meulage à la brosse métallique ou à la laine d'acier.

Dans notre cas les deux bords sont chanfreinés (figure IV.1) avec un épaulement $a = 1.6 \pm 0.8$ mm et un écartement $b = 3.2 \pm 0.8$ mm et un angle de chanfrein $\alpha = 35^\circ$

IV.3 Réalisation de la soudure :

IV.3.1 Procédé GTAW :

La soudure de la tuyauterie à l'acier inoxydable est réalisée avec le procédé GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) ou plus communément appelé TIG, ce procédé à l'arc consiste à faire

jaillir l'arc entre la pièce à souder et une électrode de tungstène infusible, cet arc éclate dans une atmosphère de gaz inerte qui est transporté à l'aide d'une buse à gaz fixée à l'extrémité du pistolet de soudage.

La soudure est réalisée avec un poste de marque LINCOLN High Frequency Current en courant alternatif (AC), avec une électrode de tungstène thorié de 2,4 mm de diamètre dans une atmosphère d'argon pur à 99,995%.

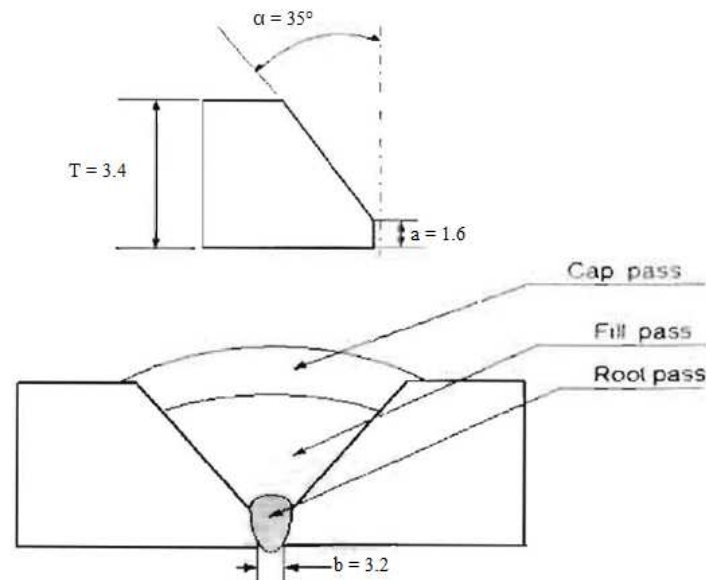


Figure IV.1 Forme du joint de soudure et le nombre de passe.

IV.3.2 Paramètres de soudage :

Après un préchauffage à 20 °C et la mise en place des tous les paramètres, notre soudure est réalisée en 2 passes à cause de l'épaisseur du tuyau qui est de 3,4 mm, une fois la première passe finie, la température entre les deux passes est de 115 °C car on laisse s'écouler 4 minutes avant d'entamer la passe suivante, le tout sous une même atmosphère d'argon à 99,995%, on retrouve alors les différents paramètres de soudage pour chaque passe dans le tableau suivant :

Tableau IV.5 Paramètres de soudage utilisés.

N° de passe	Position de soudage	Métal d'apport		Courant de soudage				Temps de soudage (en minutes)	Vitesse de soudage (cm/mn)	Energie de soudage (kJ/cm) max
				Intensité (Amp)		Tension (volt)				
		Type	Dia ϕ (mm)	I _{min}	I _{max}	U _{min}	U _{max}			
1	5G	ER316L	2,4	90	102	9,5	10,5	6min 32s	7,33	8,77
2	5G	ER316L	2,4	95	105	10,1	11,5	5min 07s	9,36	7,74

Après chaque passe et après enlèvement du laitier, tout défaut apparent est enlevé par brossage et/ou meulage avant l'exécution de la passe suivante. Les brosses et disques doivent être identifiés pour les utilisations sur Acier inox uniquement. Le courant de soudage et la manière de déposer le métal assureront une fusion complète sans manque de liaison sur les faces du chanfrein et la zone voisine du métal de base. Il devra par la suite satisfaire à un examen visuel conforme aux exigences des codes et standards en vigueur.

IV.4 Tests destructifs :

Afin de s'assurer de la fiabilité de notre soudure et sa conformité avec la norme ASME IX exigée, nous devons, de plus des tests non destructifs, effectuer des tests destructifs pour déterminer les caractéristiques mécaniques du cordon de soudure.

IV.4.1 Essai de traction :

L'essai de traction est nécessaire pour prévoir le comportement du matériau dans les conditions réelles d'utilisation, il détermine son aptitude à se déformer quand il est soumis à des efforts. Deux paramètres rentrent en jeu dans ce cas, l'effort F et l'allongement Δl , l'essai se fait selon le paramètre recherché, on mesure la force F en variant l'allongement Δl , ou inversement, on mesure l'allongement Δl en variant la force F . Afin de mieux caractériser le matériau et d'interpréter les courbes obtenues, on introduit la notion de contrainte σ et de déformation ε comme suit :

$$\sigma = \frac{F}{S}$$

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$$

l_0 : L'allongement initial du corps de l'éprouvette (partie reliant ses deux têtes).

IV.4.1.1 Préparation de l'éprouvette :

Les éprouvettes de traction sont normalisées, que ça soit pour les métaux en barres ou les métaux en feuilles comme suit :

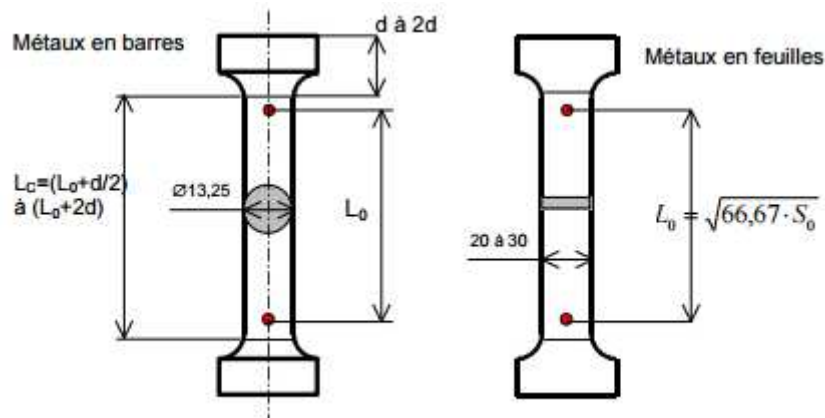


Figure IV.2 éprouvettes de tractions : à gauche métaux en barres ; à droite métaux en feuilles.

Avec : S_0 : section initiale en mm^2 .

L_0 : longueur initiale entre repères.

L_C : longueur de la partie calibrée.

Le sens du prélèvement de l'éprouvette est tout aussi important que ses dimensions, car il pourrait y avoir d'éventuelles directions d'anisotropie.

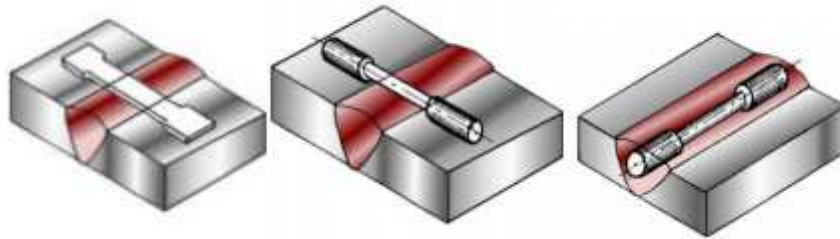


Figure IV.3 Sens possibles du prélèvement des éprouvettes de traction sur un cordon de soudure.

Nous avons alors, avec l'aide de l'équipe du GTP, effectué le prélèvement de deux éprouvettes en métaux en feuilles de dimensions suivantes :

Tableau IV.6 Dimensions des éprouvettes prélevées.

Repère	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm^2)
T1	18,52	2,91	53,89
T2	18,78	2,90	54,46

IV.4.1.2 Mode de traction :

Pour effectuer cet essai destructif, nous avons utilisé une machine universelle de marque Wolpert UTM d'une capacité de 1000 kN composé d'un extensomètre pour mesurer l'allongement et d'un dynamomètre pour mesurer l'effort. L'essai se pratique à température ambiante 20 °C, en imposant une déformation croissante à vitesse constante et en mesurant l'effort nécessaire à cette déformation. L'essai se fait pour les deux éprouvettes jusqu'à rupture, les résultats sont ensuite prélevés depuis l'écran de l'ordinateur relié à la machine.

IV.4.2 Essai de résilience :

La résistance à la rupture se mesure traditionnellement par un essai de traction comme dit précédemment, mais ses résultats ne nous informent pas sur la résistance à un choc brutal, car dans l'essai de traction classique, l'effort est imposé graduellement à la pièce et laisse le temps à cette dernière de s'adapter et de réagir, cela nous induit en erreur quant à la résistance au choc de la pièce, ce problème se présente souvent pour les matériaux fragiles qui contiennent des défauts interne ou de surface tels que : les inclusion, les fissures et les retassures, mais aussi pour les matériaux ductiles qui subissent des chocs extrêmement brutaux. C'est pour cette raison qu'un essai dit essai de résilience ou essai Charpy a été mis en œuvre, il consiste à rompre une éprouvette préalablement entaillée sous l'impact d'un « mouton-pendule ». Ce test nous

informe sur l'énergie absorbée par la rupture et donc sur la résilience du matériau (énergie absorbée ramenée à la surface en J/cm^2) ainsi que sur l'expansion latérale de l'éprouvette suite à la rupture.

IV.4.2.1 Prélèvement des éprouvettes :

Il existe deux types d'éprouvettes pour le test de résilience : éprouvette Charpy U et éprouvette Charpy V, mais les dimensions globales des éprouvettes reste le même, on retrouve alors 55mm de longueur et 10x10mm en section, l'entaille diffère de par sa forme qu'elle soit en V ou en U elle est toujours faite au milieu de l'éprouvette soit à 27,5mm d'un des deux extrémités comme montré sur (figure IV.4)

Pour notre essai de résilience, nous avons effectué le prélèvement de six éprouvettes dites réduites de dimension 55 x 10 x 2,5 mm, de deux zones différentes de la pipe, trois d'entre elles provenaient de la zone du métal fondu et les trois autres de la zone affectée thermiquement. Nous avons par la suite usiné l'entaille en V au milieu de l'éprouvette.

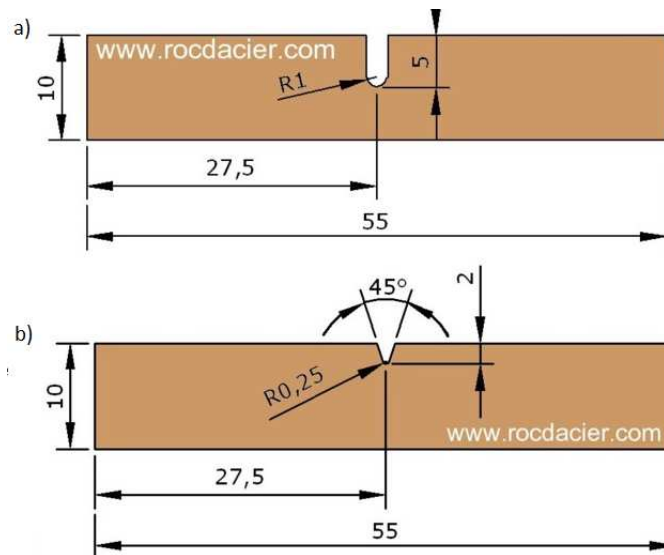


Figure IV.4 - Schéma d'éprouvettes de résilience : a) Charpy en U; b) Charpy en V.

IV.4.2.2 Méthode utilisée :

Pour effectuer le test de résilience sur nos échantillons d'acier inoxydable austénitique dans les normes, nous avons dû refroidir nos éprouvettes à l'aide de neige carbonique jusqu'à une température égale à $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, le refroidissement s'est fait dans un pot métallique en mesurant la température du bain au fur et à mesure qu'on ajoutait de la neige carbonique, une fois le bain à la bonne température, nous avons plongé nos éprouvettes entaillées dans le pot.

Après quelques minutes de refroidissement, nous avons placé une éprouvette dans l'emplacement dédié à cette dernière dans une machine de marque Instron Wolpert de type PW 30 ayant comme échelle 300 Joules, en s'assurant que l'entaille préalablement faite était bien placée au milieu du champ de l'impact à l'aide du « couteau du mouton », nous avons ensuite fermé la porte de sécurité et enclenché le pendule, après impact, nous avons relevé l'énergie

absorbée depuis l'écran numérique ou l'affichage analogique de la machine. Nous avons ensuite récupéré l'échantillon détruit (cassé en deux morceaux au niveau de l'entaille) pour mesurer la déformation latérale à l'aide d'un extensomètre de la marque japonaise Mitutoyo, la mesure se fait pour chaque morceau seul, on somme les deux valeurs par la suite. Le même déroulement du test a été suivi pour les cinq autres éprouvettes.



Figure IV.5 Extensomètre utilisé de marque Mitutoyo.

IV.4.3 Essai de pliage :

L'essai consiste à soumettre une éprouvette ayant trois points d'appui à une déformation plastique sur un mandrin jusqu'à l'obtention d'un angle spécifique généralement entre 120° et 180° . Lors du pliage la partie extérieure de l'éprouvette subit une déformation plastique en traction, ce qui permet l'apparition des défauts de la soudure. Ces défauts peuvent être repérer facilement avec l'œil nu, si les défauts ont une longueur égale ou supérieure à 3 mm la soudure n'est pas qualifiée.

Le diamètre du poinçon utilisé pour notre test est égale à $d_{\text{poinçon}} = 12\text{mm}$.

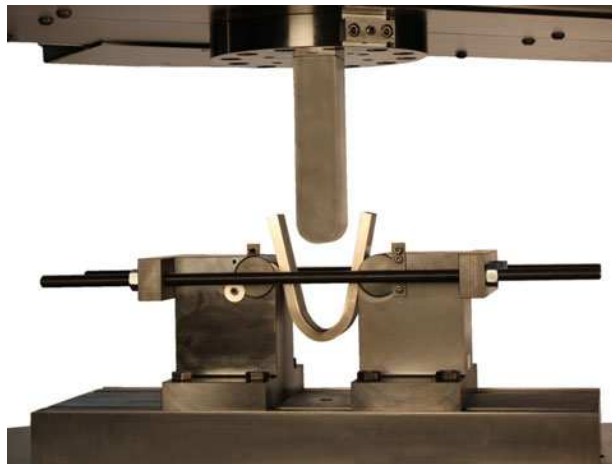


Figure IV.6 L'essai de pliage

IV.4.3.1 Prélèvement des éprouvettes :

Les éprouvettes destinées à l'essai de pliage sont très faciles à réaliser, elles sont prélevées dans le sens perpendiculaire à la soudure et sont rectilignes de section pleine, la soudure doit être exactement au milieu de l'éprouvette, pour notre essai on a préparé quatre échantillons pour effectuer quatre essais, deux pliages envers, et deux pliages endroites, les éprouvettes ont les dimensions suivantes :

Tableau IV.7 Dimensions des éprouvettes prélevées pour l'essai de pliage.

Repère	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Type de pliage
T1	38	3,4	<i>Envers</i>
T2	38	3,4	<i>Envers</i>
T3	38	3,4	<i>Endroit</i>
T4	38	3,4	<i>Endroit</i>

IV.4.3.2 Méthode utilisée :

L'essai a été réalisé avec la même machine utilisée pour l'essai de traction, à savoir la machine universelle de marque Wolpert UTM. L'éprouvette utilisée ne doit pas être forcément fixée, on la positionne, bien centrée, sur les deux points d'appui de bas, et on active le poinçon qui commence à descendre jusqu'à atteindre un angle de pliage compris entre 120° et 180°, après cela on remonte le poinçon et on retire l'éprouvette et on effectue un contrôle visuel sur la partie sollicitée par la traction.

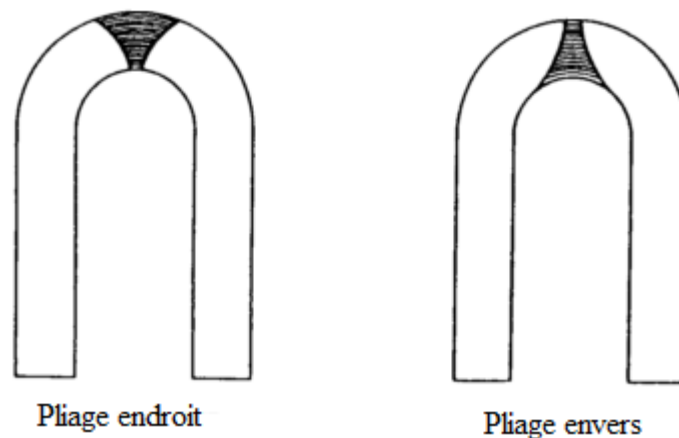


Figure IV.7 Les types de pliage, Pliage endroit, pliage envers

IV.4.4 Essai de dureté :

La dureté représente la résistance d'un matériau à la pénétration d'un matériau plus dur que lui. Il existe plusieurs types d'essai de dureté comme :

- L'essai de dureté Vickers ;
- L'essai de dureté Brinell ;
- L'essai de dureté de Rockwell.

L'essai le plus utilisé dans les laboratoires est l'essai de Vickers, le pénétrateur utilisé dans cet essai est un diamant pyramidal à base carrée comprenant des angles à facettes de 136° . L'essai est très simple, il suffit d'appliquer une charge avec le pénétrateur sur l'éprouvette qu'on a, l'empreinte obtenu est ensuite utilisée pour calculer la valeur de la dureté.

La valeur de dureté Vickers est calculée de la façon suivante :

$$HV = k \frac{F}{S} = 0.102 \frac{2F \cdot \sin \frac{\theta}{2}}{d^2} = 0.1891 \frac{F}{d^2}$$

Avec :

$$k = \frac{1}{g_n} = \frac{1}{9.8} \approx 0.102$$

F : la charge de l'essai.

S : la surface de l'empreinte.

d : la longueur moyenne des deux diagonales en mm, $d = \frac{(d_1+d_2)}{2}$.

θ : l'angle des facettes du pénétrateur (136°)

g_n : l'accélération de la pesanteur.

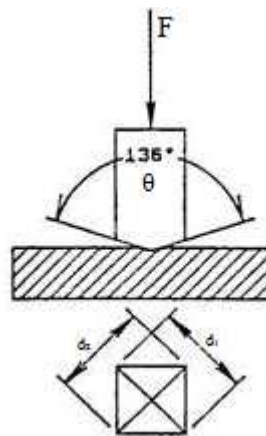


Figure IV.8 En haut la forme du pénétrateur, en bas l'empreinte obtenue.

IV.4.4.1 Prélèvement des éprouvettes :

Pour les essais de dureté on a besoin d'éprouvette simple qui comporte : la zone de soudage, la zone affectée thermiquement et la zone non-affectée thermiquement comme dans la (figure 7) suivante :

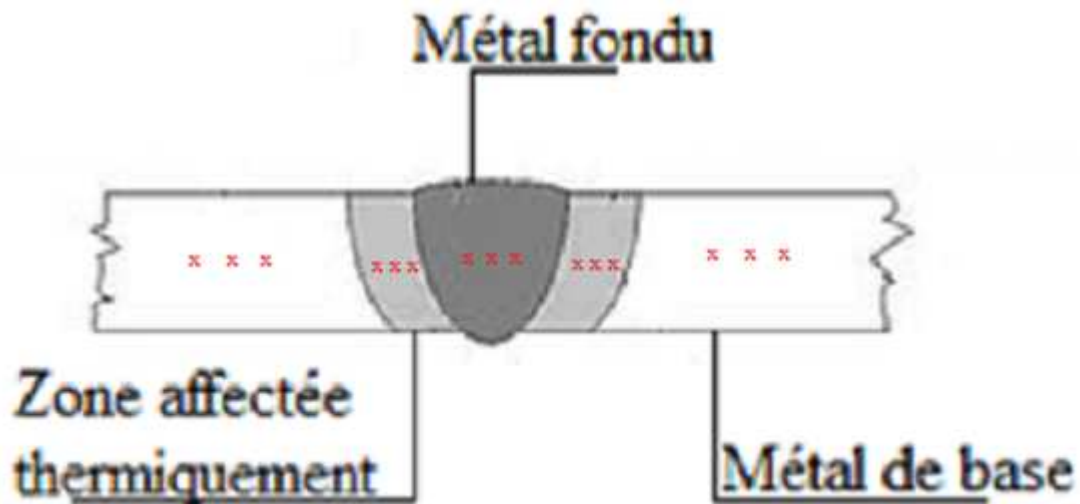


Figure IV.9 L'éprouvette utilisée pour l'essai de dureté avec en rouge les différents points d'application du test.

IV.4.4.2 Méthode utilisé :

Pour effectuer l'essai de dureté on a utilisé la machine INNOVATEST Nemsis 9000 (figure IV.11), qui comporte un porte-outil, contenant un pénétrateur et plusieurs lentilles de microscope, et un écran d'affichage. On met l'éprouvette on place et démarre l'essai en appuyant sur Start sur l'écran d'affichage, après que l'opération de pénétration se termine le porte-outil tourne automatiquement pour mettre en place la lentille du microscope, en s'aidant de l'écran d'affichage on ajuste les deux diamètres de l'empreinte, le résultat s'affiche sur l'écran.

On effectue trois essais de dureté sur le métal fondu, six autres essais sur la zone affectée thermiquement, trois du côté gauche et trois du côté droit et pour finir six essais sur le métal de base, trois du côté gauche et trois du côté droit (figure 7)



Figure IV.10 Duromètre automatique INNOVATEST 9000

IV.4.5 L'essai de microdureté :

L'essai de microdureté vient compléter les résultats obtenus par l'essai de dureté, il s'effectue de la même façon que le l'essai de dureté, la seule différence est dans la taille de l'empreinte qui est de l'ordre de quelques micromètres. On utilise généralement l'essai de microdureté pour avoir des résultats plus exactes, et sélectionner les zones où on souhaite effectuer l'essai plus précisément.

IV.4.5.1 Prélèvement des éprouvettes :

Les éprouvettes utilisées pour l'essai de microdureté sont les mêmes utilisées pour l'essai de dureté.

IV.4.5.2 Méthode utilisée :

Pour effectuer l'essai de microdureté on utilise le microduromètre de marque Mitutoyo (Micro Hardness Testing Machine, Mitutoyo) qui est composé d'un écran d'affichage et d'un porte-outil, contenant des lentilles de microscope et d'un pénétrateur (figure 8).



Figure IV.11- Microduromètre.

On met l'éprouvette en position et on la fixe avec l'étau, ensuite on met le pénétrateur en place et on l'active, après cela on calcule les deux diamètres de l'empreinte en utilisant le microscope, on retrouve le résultat sur l'écran d'affichage avec les données suivant : d_1 , d_2 et la microdureté.

On relève la microdureté sur plusieurs points de chaque zone. Les points sont placés comme suit : une grille de six point dans la zone du métal de base, six points dans la zone de liaisons, trois du côté gauche et trois du côté droit, douze points dans la zone affecté thermiquement, six du côté gauche et six du côté droit, et pour finir 6 point dans la zone du métal de base, trois du côté gauche et trois du côté droit, comme dans la (figure IV.13) suivante :

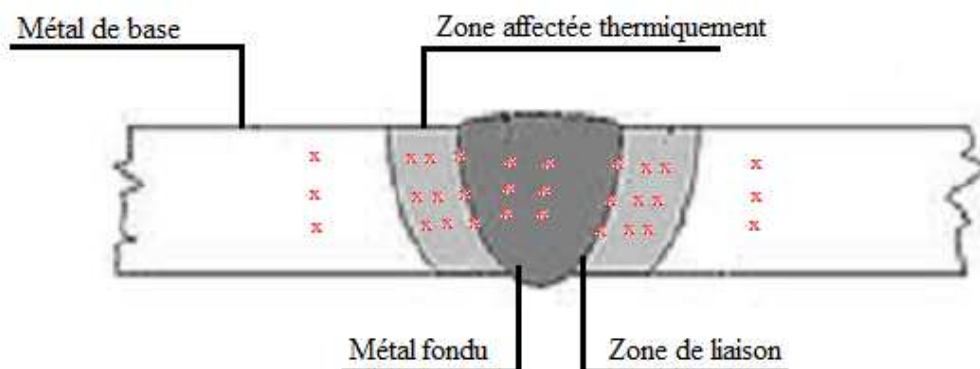


Figure IV.12 Eprouvette utilisée pour l'essai de dureté avec en rouge les différents points d'application du test.

IV.5 Tests non destructifs :

IV.5.1 Spectrométrie :

L'analyse spectrométrique des matériaux est devenue un outil indispensable dans les laboratoires de contrôle qualité, ces tests non destructifs vise à vérifier la conformité de la composition chimique ainsi que la teneur des éléments dans les matériaux après élaboration ou après commande, notre métal de base est importé d'inde comme dit précédemment, c'est pour cette raison que dans cette partie du projet, nous avons effectué une identification positive des matériaux (PMI) à l'aide d'un spectromètre de marque OXFORD instruments PMI-Master pro 2. Le principe de ce type d'instrument consiste à bombarder la surface de l'échantillon à analyser avec un faisceau d'ions (dans notre cas des ions d'argon), une partie alors de la surface est pulvérisée et ionisée, ces ions secondaires sont ensuite accélérés vers un spectromètre de masse qui nous affichera la composition en éléments sur l'écran LCD.

Les échantillons utilisés pour ce test n'ont pas de dimensions précises comme pour les tests destructifs. Le test est facile à faire et dure que quelques secondes, et se fait comme suit : on pointe tout d'abord le pistolet attaché au spectromètre vers notre échantillon en veillant à bien le coller à ce dernier afin d'assurer la trajectoire des ions de bombardement, on appuie ensuite sur le bouton du pistolet en maintenant notre position jusqu'à ce que le test se termine, enfin on prend note des résultats affichés sur l'écran LCD du spectromètre. On refait le test trois ou quatre fois dans des zones différentes plus ou moins rapprochées sur l'échantillon pour garantir les résultats affichés.



Figure IV.13 Spectromètre de marque OXFORD

IV.5.2 Analyse visuelle :

L'analyse visuelle est tout simplement l'inspection du cordon de soudure à l'œil nu ou à l'aide d'une loupe, cette inspection vise à envoyer, au service de réparation, les pièces ayant des défauts bien apparents sur leurs surfaces, on trouve une multitude de défauts, parmi eux il y a :

- les soufflures vermiculaires qui sont assez volumineuses pour une vue à l'œil nu, elles peuvent être causées par un courant d'air, un manque de gaz de protection ou la présence d'une substance graisseuse.
- Les inclusions : se sont tous les corps étrangers qui peuvent venir se coller à la surface du cordon de soudure pendant le soudage.
- La pollution ferreuse : c'est une corrosion des aciers inoxydables causé par la destruction de la couche superficielle, elle est due à l'utilisation d'outils qui ne sont pas en acier inoxydable.
- Les retassures et les criques, qu'elles soient à la racine ou au cratère.
- Les morsures et les caniveaux et les défauts de forme.
- Effondrement et autres trous...etc.

Les pièces ayant réussies le test visuel sont envoyées vers le laboratoire de test non-destructif pour des analyses plus approfondies, les autres sont mises hors circulation et sont envoyées pour réparation.

IV.5.3 Examen de radiographie :

La radiographie est une méthode de contrôle non destructif qui consiste à obtenir une image de la densité de matière d'un objet traversé par un rayonnement électromagnétique X ou gamma. L'image est obtenue grâce à un détecteur qui est dans notre cas un film argentique. Le principe de la méthode est basé sur l'absorption différentielle du milieu en fonction du numéro atomique des atomes le composant et de la masse volumique. Tout manque de matière induira une plus faible absorption et donc, localement, une plus forte densité optique sur le film ou un niveau de gris plus élevé dans le cas des images numériques.

L'examen de radiographie a le même but que l'analyse visuelle, la seule différence réside dans les défauts visés, effectivement, la radiographie met en évidence les discontinuités microscopiques ou internes de la soudure, ces défauts sont impossible à visualiser à l'œil nu, on retrouve alors dans cette liste : les fissures à chaud ou à froid, les soufflures alignées, les nids de soufflures, les piqûres, les retassures, les inclusions, les défauts de pénétration et le manque de fusion latérale ou entre les passes.

Cette machine nous a alors fourni un film argentique de radiographie qu'on a ensuite inspecté à l'aide d'un négatoscope de la marque SEIFERT qui a une source de lumière intense.



Figure IV.14 Négatoscope de la marque SEIFERT utilisé.

Le film obtenu est un film argentique où les manques de matière de l'objet apparaissent en sombre sur le radiogramme, notamment les fissures et les défauts de soudure on présente ci-dessous la radiographie obtenue pour nos échantillons (figure IV.15), on y remarque aucun défaut de soudure ni de fissure.

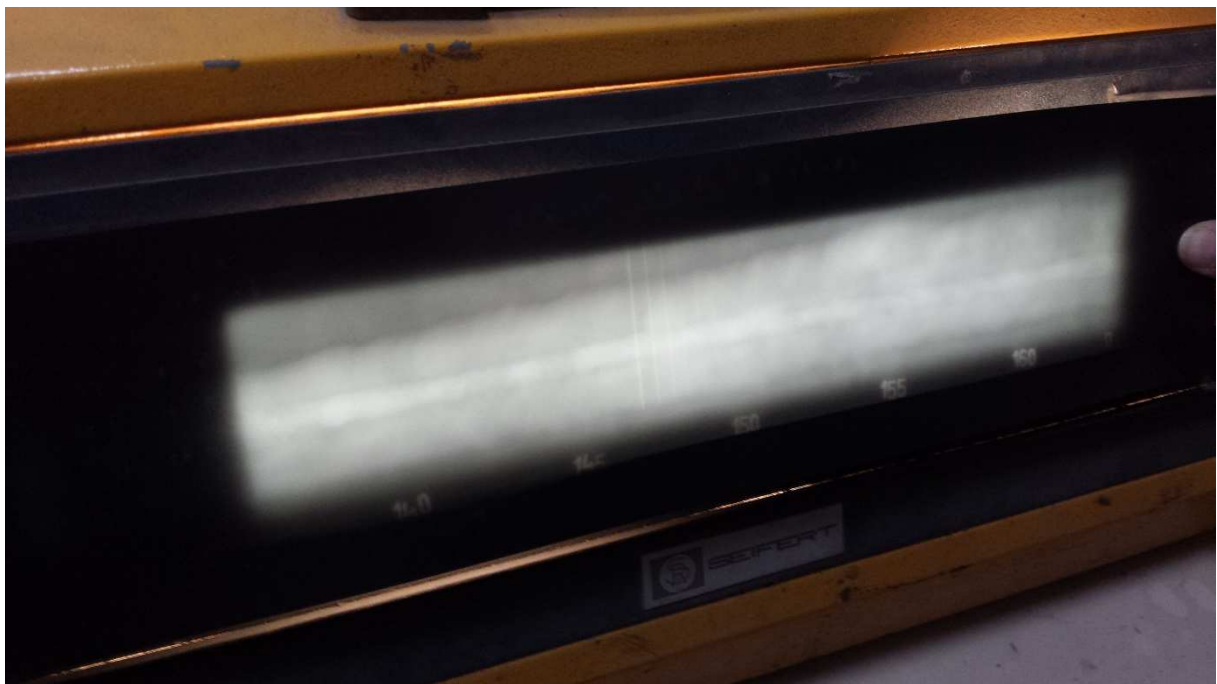


Figure IV.15 Radiographie obtenue.

IV.5.4 Observation métallographique :

L'observation métallographique ou microscopique est considérée comme un test non destructif des matériaux car elle permet de révéler les défauts microscopique, ainsi que les phases non désirées ou nocives dans le matériau, cet examen est souvent utilisé pour vérifier les précipités formés, les composés intermétallique, le taux de ferrite formé, la présence de corrosion intergranulaire ou autre forme de corrosion ainsi que pour calculer la taille des grains.

Les pièces utilisées pour l'observation optique n'ont pas de dimensions normalisées. Afin de réaliser cette étape du projet, nous avons eu recours au polissage des pièces en question et plus particulièrement du plan de coupe longitudinal de la soudure comme montré sur la figure ci-dessous :



Figure IV.16 Face longitudinale polie de l'échantillon.

Pour cela, nous avons utilisé une polisseuse de marque STRUERS avec des papiers abrasifs à l'eau ayant des tailles de grains allant de 120 jusqu'à 2000 μm , pour finir avec un filtre doux et de l'alumine mélangé à l'eau, une fois le polissage terminé, nous avons séché nos échantillons à l'aide d'un compresseur à air pour commencer l'attaque chimique.

Pour l'acier inoxydable austénitique 316L, nous avons préparé une solution dite attaque Kalling contenant : 15mL d'HCl, 20mL d' HNO_3 et 15mL d'eau distillé, nous avons ensuite trempé nos échantillons dans la solution pendant 120 secondes, pour finir avec un lavage rapide à l'eau et un séchage au compresseur à air.



Figure IV.17 Echantillon avant et après attaque chimique.

On remarque qu'après l'attaque chimique, il y a noircissement de la surface polie et plus particulièrement au niveau de la soudure.

Par la suite, nous avons observé nos échantillons sous un microscope optique de marque OPTIKA type XDS-3MET équipé d'une caméra numérique relié à ordinateur de bureau, ce qui nous a permis de prendre une multitude de photo de microstructure dans différentes zones de la pièce et la soudure avec des agrandissements allant de x50 jusqu'à x500.

IV.5.5 Mesure du taux de ferrite :

Comme dit dans le chapitre théorique, la ferrite à des teneurs supérieures à 10% a des effets néfastes sur les pièces, cette ferrite peut apparaître lors du soudage sous l'effet de la température, c'est pour cette raison que nous devons contrôler ce taux afin d'assurer la bonne tenue et la durabilité de la pièce en travail, et pour ce faire, nous avons mesuré le taux de ferrite à l'aide d'un feritscope de marque FISCHER de type FMP-30 (figure IV.20). A l'issue de ce test, si la soudure a un taux de ferrite supérieur à 10%, elle devra subir un traitement thermique dit traitement antiferrite afin de diminuer le taux de ferrite.

Le feritscope est un appareil portable robuste à sonde intelligente qui mesure le taux de ferrite avec précision lors d'un test non-destructif selon le principe de l'induction magnétique. Le test est très simple, il suffit de coller la sonde du feritscope sur la surface de la soudure et appuyer sur « Enter », la valeur mesurée s'affiche ensuite sur l'écran numérique de l'appareil, on refait le test sur plusieurs points différents plus ou moins distants afin de s'assurer de la fiabilité de la mesure.



Figure IV.18 Ferriscope de marque FISCHER de type FMP-30 utilisé.

IV.6 Traitements thermiques :

Dans le but de diminuer les composés intermétalliques et les carbures non désirés formés lors du soudage, nous avons exécuté trois traitements thermiques différents sur trois différents échantillons, ces traitements thermiques consistent en un maintien à la température d'austénitisation suivie d'un autre maintien à une certaine température choisie pour des temps différents. Nous avons par la suite observé l'effet de ces traitements sur les caractéristiques métallurgiques, mécaniques et électrochimiques de la soudure.

IV.6.1 Paramètres et déroulement du traitement :

Pour mettre en œuvre ces traitements thermiques, nous avons utilisé un four de fabrication anglaise de marque CARBOLITE de type CWF 1300 fonctionnant sous une tension de 220 V et un courant de 13 A pour une température maximal de 1300 °C, dans ce four, nous avons mis trois échantillons, un à la fois, les éprouvettes pour cette étape du projet n'avaient pas de dimensions précises mais avaient toutes 3,4 mm d'épaisseur.

Les trois traitements thermiques appliqués comptaient tous un maintien de 30 mn à la température d'austénitisation de 1 100 °C, mais différaient dans le temps de maintien à la température de 925 °C, on retrouve alors les cycles suivants :

- 1- Un maintien à la température de 1 100 °C pendant 30 mn suivi d'un refroidissement à l'air :

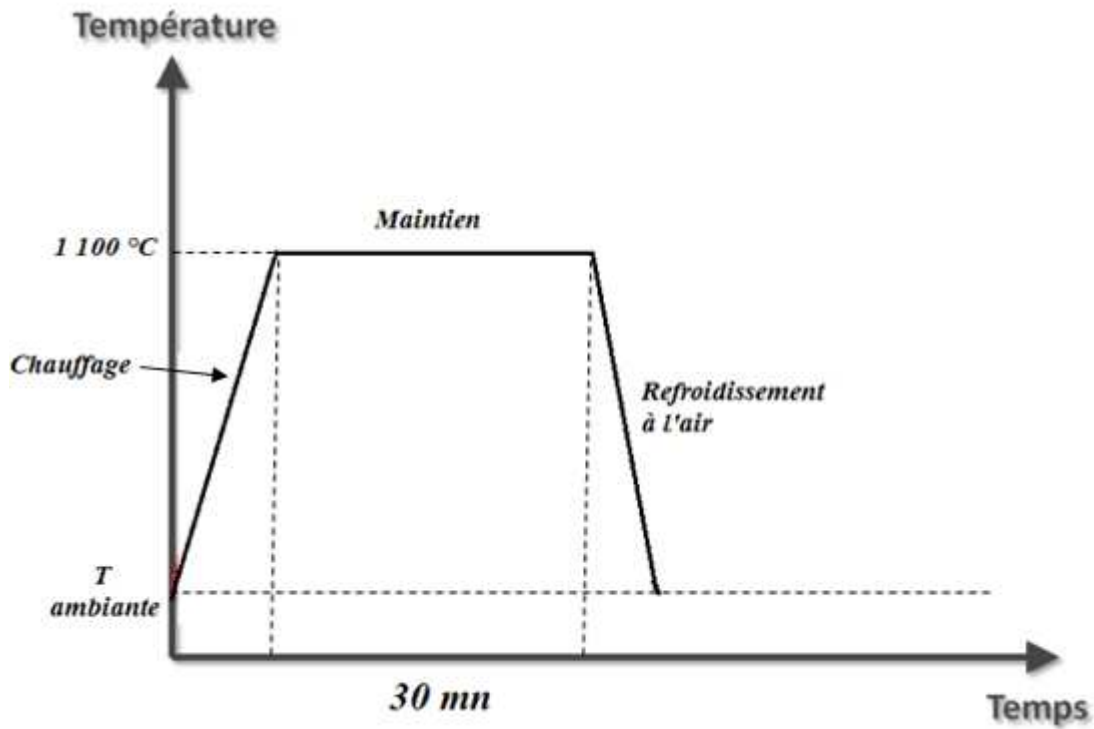


Figure IV.19 Cycle du traitement thermique appliqué à l'échantillon 1.

- 2- Un maintien à la température de 1 100 °C pendant 30mn suivi d'un refroidissement au four jusqu'à la température de 925 °C et un maintien d'une heure à cette température pour finir avec un refroidissement à l'air :

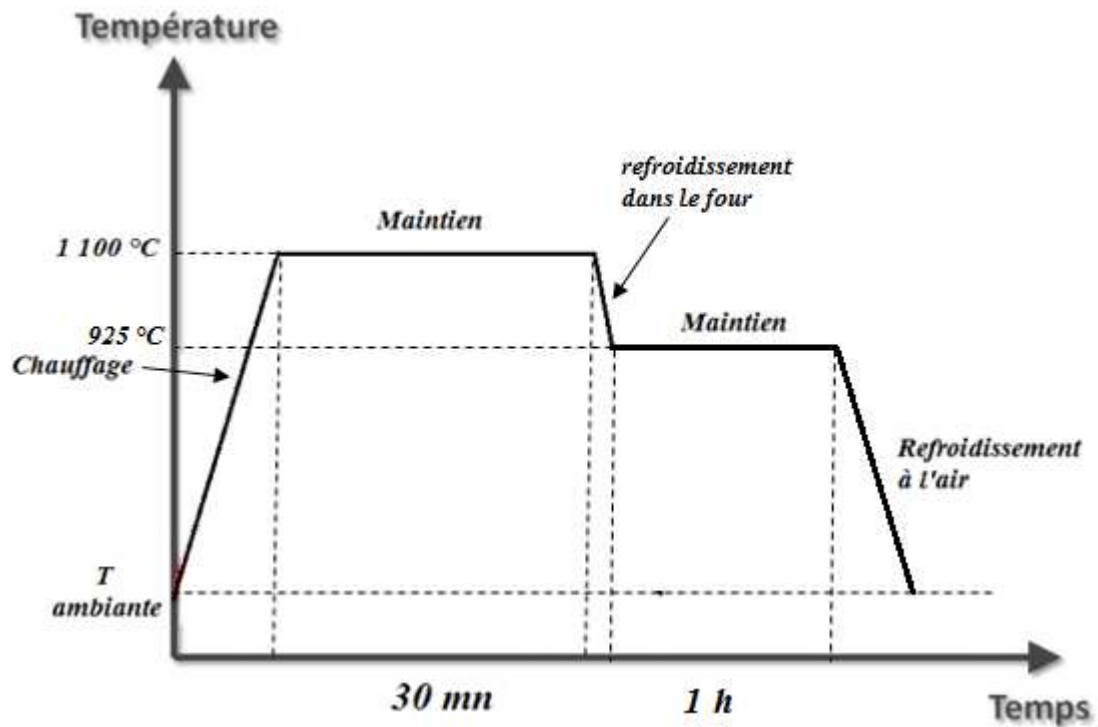


Figure IV.20 Cycle du traitement thermique appliqué à l'échantillon 2.

- 3- Un maintien à la température de 1 100 °C pendant 30mn suivi d'un refroidissement au four jusqu'à la température de 925 °C et un maintien de 5 heures à cette température pour finir encore une fois avec un refroidissement à l'air :

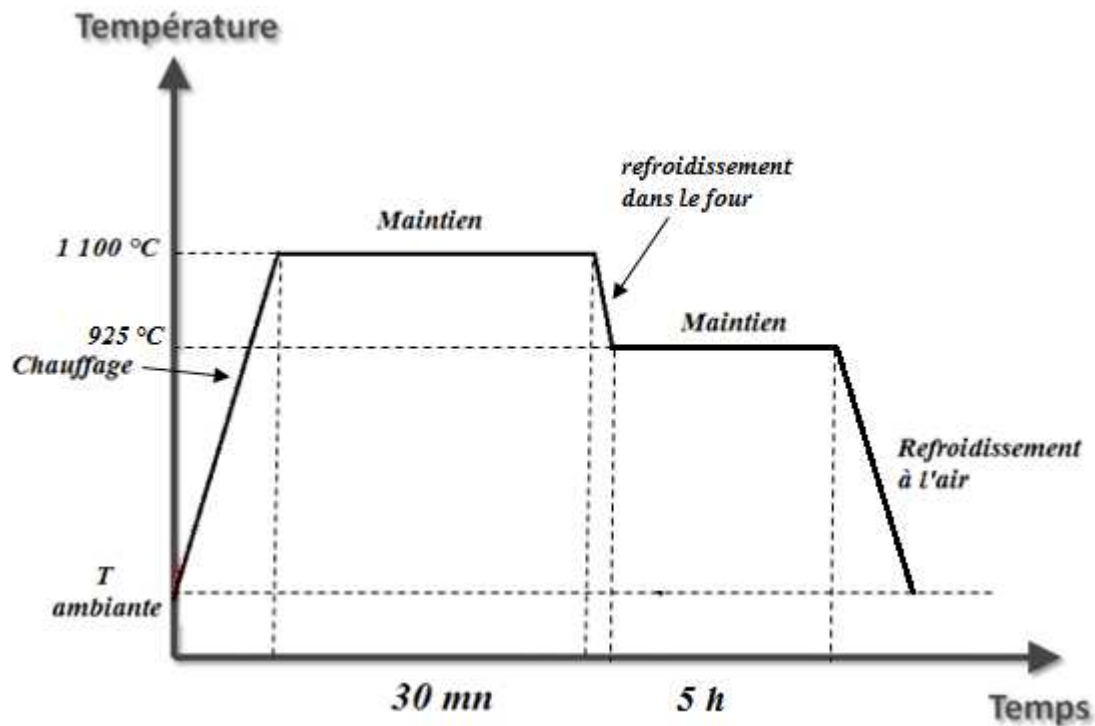


Figure IV.21 Cycle du traitement thermique appliqué à l'échantillon 3.

Pour les trois traitements thermiques, nous avons chauffé le four jusqu'à 1 120 °C pour laisser une marge à cause du refroidissement dû à l'ouverture de la porte, une fois à cette température, nous avons ouvert le four et mis une pièce à la fois à l'aide d'une longue pince métallique, nous avons par la suite réglé le four à 1 100 °C et enclenché un minuteur de 30 mn.

Une fois les 30 minutes écoulées, nous avons sorti la première pièce pour la laisser refroidir à l'air, tandis qu'on règle le four à 925 °C dans les deux autres cas, une fois à cette température, on enclenche le minuteur au temps de maintien choisi pour finir avec un refroidissement à l'air encore une fois.

IV.7 Polissage :

Le polissage est une étape inévitable dans la caractérisation de notre acier inoxydable. Cette opération précède chaque essai de microdureté, dureté, électrochimie ainsi que les observations microscopiques, car elle élimine les impuretés, les graisses et les rayures présentes sur la surface. Le polissage peut être manuel ou automatique, mécanique ou chimique, tout dépend de la forme de la pièce et du degré de précision requis.

Pour nos pièces, on a utilisé une polisseuse métallographique de marque STRUERS cette dernière est composée d'un plateau tournant, un régulateur de jets d'eau, et un régulateur de vitesse de rotations du plateau.

Pour le polissage on utilise du papier abrasif, avec de l'eau comme lubrifiant pour éviter l'échauffement. Le papier abrasif est composé d'un support sur le quel est disposé des grains d'un matériau abrasif il a plusieurs forme : feuilles, rouleaux, disques ... etc. En utilisant des grains de grande taille on retire plus rapidement de la matière, c'est pour cela qu'on commence toujours le travail en utilisant un papier abrasif avec des grains de grande taille. Les grains fins servent à la finition, c'est pour cela que le travail de polissage demande l'utilisation successive de plusieurs papiers verre de plus grand jusqu'au plus fin. La vitesse de rotation des plateaux est comprise entre 150 et 300 tours minutes. La durée de chaque polissage est comprise entre 2 à 3 minutes pour chaque taille de grain. Pendant le polissage on effectue une rotation de la pièce de 90° entre chaque passe. Pour la dernière passe on utilise un disque de feutre accompagné de l'alumine ou de pâte diamantée pour la finition.

Les papiers abrasifs qu'on a utilisé ont la taille des grains de 60 jusqu'à 2500 μm .



Figure IV.22 Polisseuse de marque STRUERS.

IV.8 Attaque électrolytique :

Après le polissage, il est impossible que l'examen au microscope de la surface polie puisse fournir des renseignements sur la microstructure de l'acier inoxydable, c'est pour cela qu'on effectue l'attaque électrolytique qui permet de mettre en évidence la morphologie des grains et des joints de grains.

Le principe de l'attaque est très simple, il consiste à faire passer un courant électrique à travers l'échantillon qui est placé à l'anode du circuit électrique ce qui provoque une oxydation des éléments de certaines zone de la surface (figure IV.25). Le potentiel imposé, le temps de l'attaque et la solution utilisé dépendent de l'acier à attaquer ainsi de ce qu'on veut observer.

Pour notre acier inoxydable 316L on a utilisé deux attaques différentes :

- Dans notre première attaque notre solution était composée de HNO_3 69%, nous avons mis notre échantillon en anode et utilisé une plaque plate d'acier inoxydable 316L comme cathode et imposé une tension de 1 Volt avec notre générateur de courant pendant 120 secondes. A la fin de l'attaque on rince avec de l'éthanol pour éliminer tous les corps étranger et la couche encore collé sur la surface puis on rince encore avec de

l'eau distillé. Le but de ce montage est de faire apparaître les joints de grains pour pouvoir ensuite les observer facilement avec le microscope optique.

- Le mécanisme de la deuxième attaque est très similaire à la première, mais la différence se situe dans la solution aqueuse utilisée ainsi que le potentiel imposé par le générateur de courant. La solution que nous avons utilisée est composée de 10% de persulfate d'ammonium $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ et de 90% de H_2O , avec un potentiel imposé de 6 Volt pendant 15 secondes. Le but de ce montage est de faire apparaître les joints de grain ainsi que les phases du cordon de soudure.

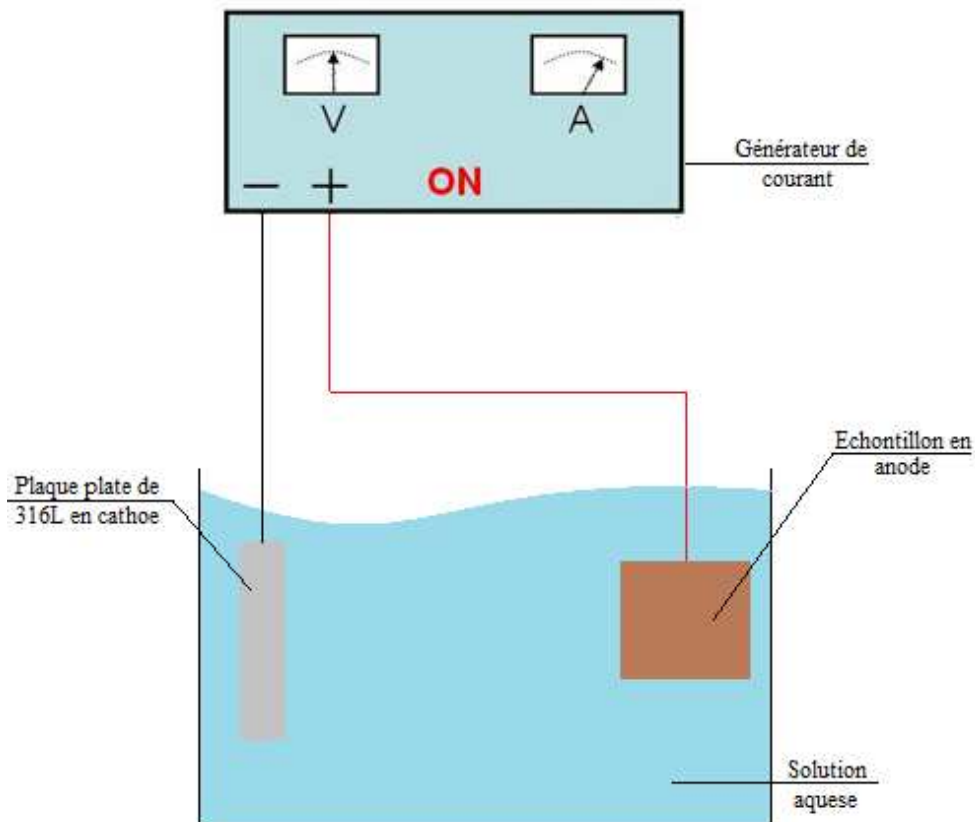


Figure IV.23 Schéma descriptif de l'attaque électrolytique

IV.9 Mesure de la taille de grain moyenne :

Après avoir effectué l'attaque chimique et la prise de micrographie sur le microscope optique, nous avons pu calculer la taille moyenne de grain avec la méthode du segment intercepté, cette méthode fonctionne par voie planimétrique basée sur le comptage du nombre de grains traversés par une ligne droite, il est possible de caractériser la grosseur du grain en définissant la valeur moyenne du segment intercepté :

$$d = \frac{L}{N}$$

L : longueur du segment ;

N : nombre de grains interceptés.

Le nombre « N » est fixé à 50 pour un contrôle habituel. Une mesure effectuée par un ou plusieurs segments de longueurs fixes est également admise. Le nombre de grains interceptés doit être alors de 50 au moins. Les grains non entièrement coupés (seulement légèrement entamés) sont comptés comme demi-grains. La longueur du segment interceptant 50 grains est mesurée soit sur le verre dépoli du microscope, soit sur une micrographie. Le grossissement est choisi tel que la longueur mesurée « L' » soit au moins de 50 mm.

Cette longueur peut être également mesurée à l'aide du déplacement de la platine du microscope, le nombre de grains étant déterminé à l'aide d'un oculaire comportant un réticule. La longueur réelle mesurée « L » est donnée par la relation :

$$L = \frac{L'}{g'}$$

g' = grossissement.

Dans le cas de grains non équiaxes, les mesures sont effectuées dans les trois directions principales. La connaissance de « d » permet d'obtenir l'indice correspondant à l'aide de différentes formules de conversion. En effet, il existe une relation de proportionnalité entre le segment moyen intercepté et le diamètre moyen du grain, le facteur de proportionnalité pouvant prendre différentes valeurs. D'autres méthodes dérivées de la méthode du segment moyen intercepté existent et peuvent être utilisées.

En se basant sur les normes AFNOR concernant le calcul de grosseur de grain G on a :

$$G = 10.2875 - 6.6438 \log N$$

Le nombre de grain par unité d'aire est calculé comme suit :

$$m = 8.2^G$$

Pour finir on détermine le diamètre moyen par l'équation suivante :

$$d_m = \frac{1}{\sqrt{m}}$$

Dans le cas de grains non équiaxes, les mesures sont effectuées dans les trois directions principales. La connaissance de « d » permet d'obtenir l'indice correspondant à l'aide de différentes formules de conversion. En effet, il existe une relation de proportionnalité entre le segment moyen intercepté et le diamètre moyen du grain, le facteur de proportionnalité pouvant prendre différentes valeurs. D'autres méthodes dérivées de la méthode du segment moyen intercepté existent et peuvent être utilisées.

Afin de mener cette étape à bout sans erreur, nous avons utilisé un programme fonctionnant sous « MATLAB » qui utilise la méthode décrite ci-dessus, on présente ci-dessous l'interface principale du programme :

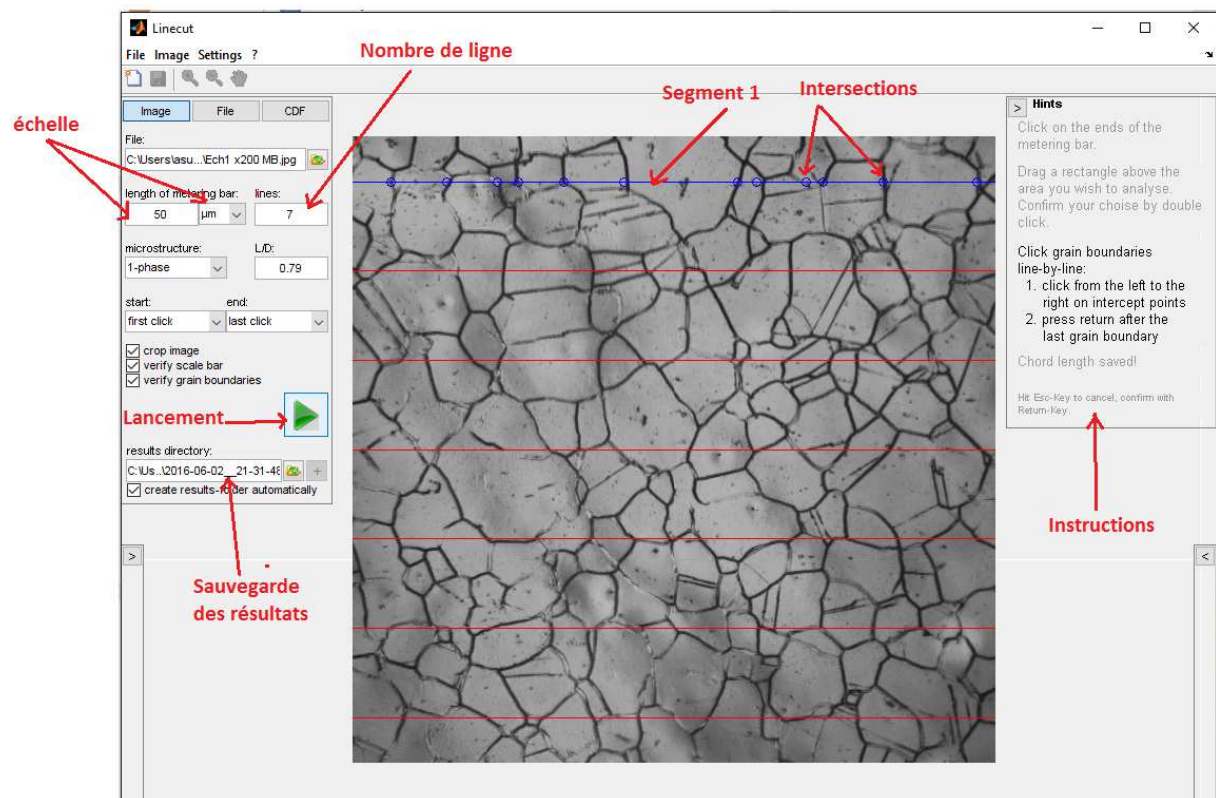


Figure IV.24 Interface graphique du programme MATLAB utilisé pour le calcul de taille de grains moyenne

IV.10 Suivis électrochimique :

Pour déterminer les différents paramètres de corrosion on a utilisé un potentiostat de marque Voltalab PGZ 301 qui est disponible dans le laboratoire du département de génie des matériaux. Cet appareil est assisté par ordinateur avec un logiciel qui lui est dédié le VoltaMaster4 qui nous donne la possibilité d'enregistrer les données et peut ainsi reconstituer les différentes courbes souhaitées comme les courbes de Tafel, Evans et Stern.

Le potentiostat permet de maintenir automatiquement le potentiel de l'électrode de travail même sous courant. Il est directement relié aux électrodes, les électrodes utilisées pour nos essais sont :

- Electrode de travail : l'électrode de travail est notre échantillon d'acier inoxydable, ce dernier a été relié à un fil électrique puis enrobé, avant le d'entamer les essais, notre échantillon a bien été poli pour éviter toute impureté sur sa surface.
- Electrode de référence : cette électrode est au calomel saturé ($\text{Hg}/\text{Hg}_2\text{Cl}_2/\text{KCl}$), le potentiel standard de cette électrode à température ambiante est de 244 mV/ENH. Elle permet d'imposer un potentiel précisément défini à l'électrode de travail.
- Electrode auxiliaire : elle est utilisée pour faire circuler un courant électrique entre elle et l'électrode de référence, elle est généralement en platine ou en carbone.

Pour que le courant circule entre les électrodes, nous les avons reliées au potentiostat puis plongées dans une solution FeCl_3 0.1M.

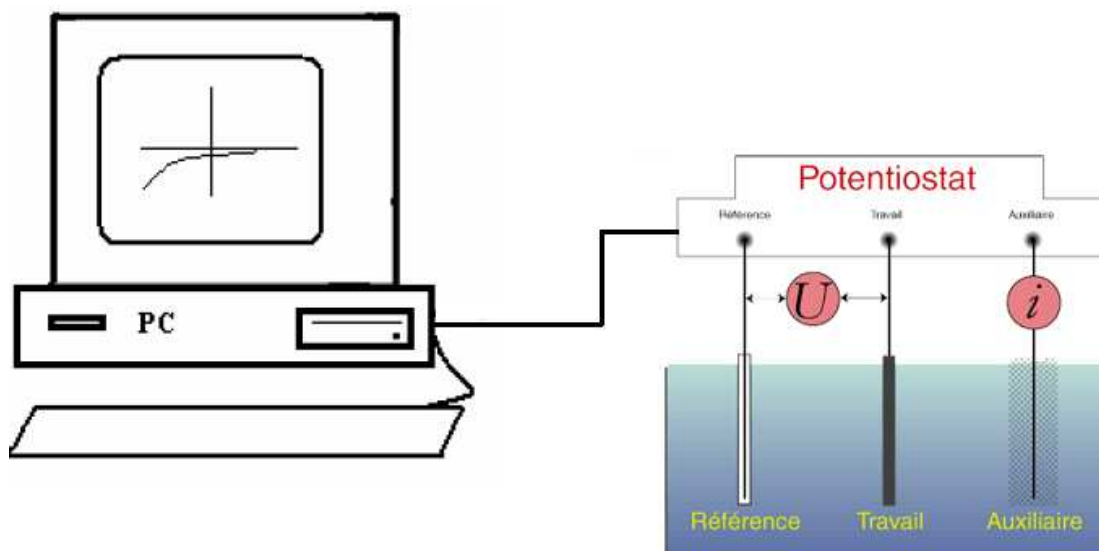


Figure IV.25 Dispositif expérimental (Le potentiostat et les électrodes utilisées).

V. Présentation et interprétation des résultats

V.1 Influence du soudage :

Dans ce chapitre, nous allons présenter les résultats obtenus lors des essais sur le matériau brut soudé non traité cités dans le chapitre précédent, dans le but de déterminer leurs évolutions et d'interpréter les phénomènes métallurgiques en cause.

V.1.1 Influence du soudage sur la microstructure :

Après avoir accompli le polissage, l'attaque chimique à l'eau régale et l'attaque électrolytique comme dit dans le chapitre précédent, nous avons pris des photographies des microstructures de l'échantillon n'ayant pas subi de traitement thermique afin de déterminer l'influence qu'a le soudage sur la microstructure des pièces soudées sur différentes zones, les résultats obtenus sont sur la figure V.1.

On peut observer sur les deux photographies ci-dessus la microstructure du cordon de soudure, où la couleur noire constitue visiblement le réseau ferritique de forme dendritique, et la couleur blanche une matrice austénitique, cette fine structure dendritique est due au refroidissement rapide de la soudure, donc la structure n'a pas eu le temps de se cristalliser en grain d'austénite. Ce refroidissement rapide est aussi responsable de la formation de la ferrite qui n'a pas eu le temps de se transformer complètement en austénite.

Tandis que sur les quatre autres photographies ci-dessous on retrouve une structure granulaire qui s'étend depuis la zone de liaison jusqu'à l'extrémité du métal de base. Les grains observés sont tout simplement les grains de l'austénite formés lors du refroidissement rapide du métal de base avant son importation, néanmoins, on observe une différence remarquable et visible au microscope entre la taille des grains du métal de base et celle des grains dans la zone de liaison. Effectivement, les grains dans la zone de liaison sont relativement plus gros que ceux du métal de base, cela est dû à l'effet de la température du soudage qui a causé une croissance des grains dans ce qu'on appelle la zone affectée thermiquement.

On peut également observer des macles bien visibles sur les photographies obtenues après attaque chimique.

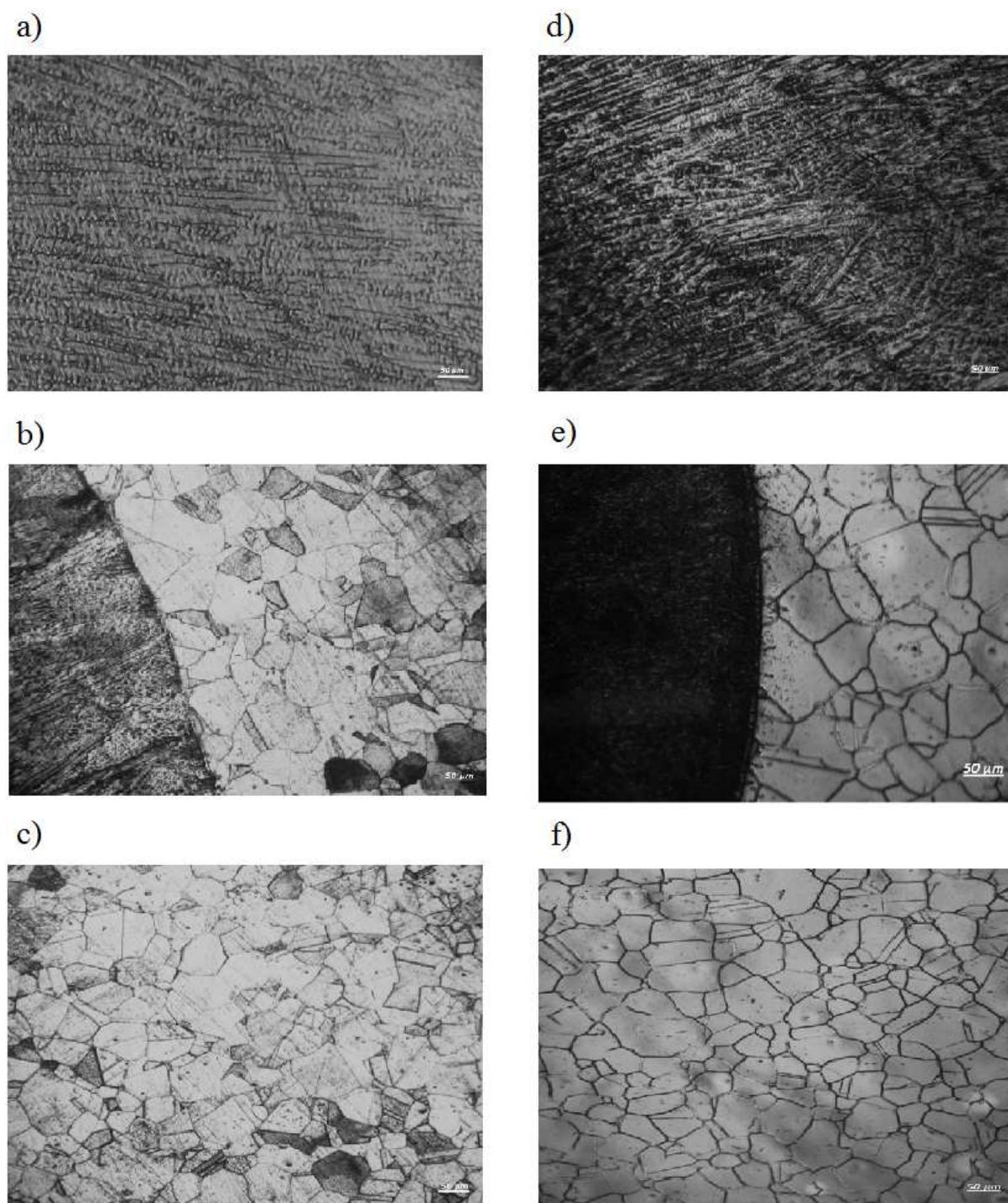


Figure V.1 Microstructures vues sous le microscope optique de l'échantillon 1 où : a) Zone fondue (attaque chimique; G x 200) ; b) ZAT (attaque chimique; G x 200) ; c) Métal de base (attaque chimique; G x 200) ; d) Zone fondue (attaque électrolytique ; G x 100); e) Zone de liaison (attaque électrolytique ; G x 100) ; f) Métal de base (attaque électrolytique ; G x 100) .

V.1.2 Mesure du taux de ferrite :

D'après les normes, le taux de ferrite dans un acier inoxydable austénitique après le soudage ne doit pas être inférieur à 3% pour prévenir contre les fissurations à chaud et ne doit pas dépasser les 10% pour éviter de fragiliser les pièces assemblées, c'est pour cette raison que nous avons mesuré le taux de ferrite dans notre soudure, pour cela, nous avons utilisé le feritscope présenté précédemment et mesurer le taux de ferrite sur 5 points différents sur la zone fondue, on présente ci-dessous les résultats obtenus :

Tableau V.1 Résultats obtenus lors de la mesure du taux de ferrite.

Zone	Point n°	Taux de ferrite (%)	Taux de ferrite moyen (%)
Métal fondu	1	6,80	7,28
	2	7,10	
	3	7,40	
	4	6,60	
	5	8,50	

On constate que le taux de ferrite dans la soudure est supérieur à 3% et inférieur à 10%. 7,28% de taux de ferrite n'est pas nuisible à la pièce mais n'est pas non plus bas, cela est dû aux paramètres de soudage qui ont causé un refroidissement rapide de la soudure et par conséquent n'ont pas laissé le temps à la ferrite de se transformer complètement en austénite. Néanmoins la soudure reste donc dans les normes exigées par l'ASME 9.

V.1.3 Influence du soudage sur les caractéristiques mécaniques :

V.1.3.1 Essai de traction :

Comme dit précédemment, nous avons accompli un test de traction sur deux éprouvettes en feuilles de sections 53,89 et 54,46 mm², ce test a été exécuté à température ambiante. Nous avons obtenu les courbes de traction suivantes :

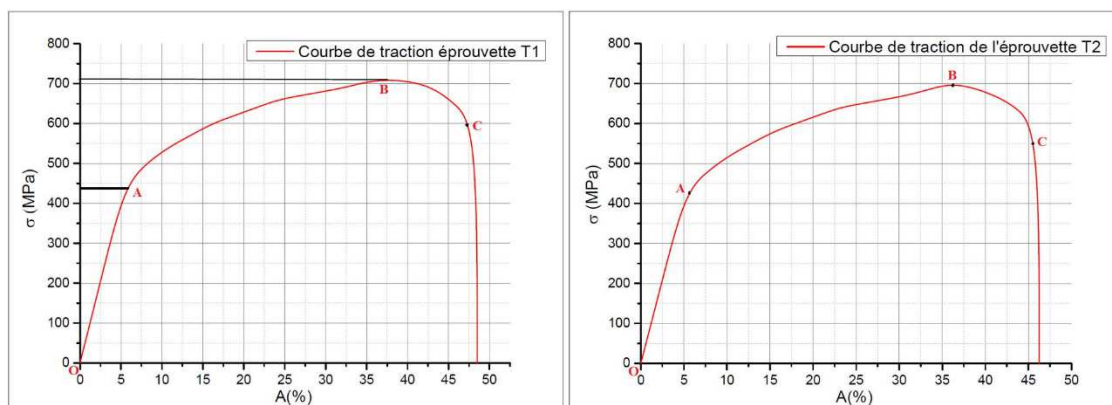


Figure V.2 Les courbes de tractions des deux essais effectués

On peut observer sur ces courbes trois parties bien distinctes de par leur évolution, ces différentes parties caractérisent le comportement du matériau pendant le test et se traduisent comme suit :

- Partie OA : cette première partie modélise le domaine élastique du matériau, et donc une déformation réversible en cas de l'arrêt du test, cette partie de la courbe nous informe sur la limite élastique, ainsi que le module de Young des éprouvettes et se caractérise par la loi de HOOKE :

$$\sigma = E \cdot \varepsilon$$

Où : E : module de Young ; σ : la contrainte appliquée ; ε : est la déformation

On y remarque une croissance très rapide de la contrainte jusqu'au point A qui représente la limite élastique du matériau, approximativement 442,22 MPa pour la première éprouvette et 428,64 MPa pour la deuxième pour déformation de

- Partie AB : la deuxième partie est le domaine plastique, c'est-à-dire la déformation irréversible de l'éprouvette, le matériau se comporte plastiquement une fois la limite élastique dépassée. On remarque dans cette partie des courbes que la contrainte augmente moins rapidement avec la déformation jusqu'au point B et sa pente tend vers 0, cela est dû à l'augmentation de la longueur de l'éprouvette au détriment de la section et donc le matériau résiste moins. La valeur maximale de ce domaine, et plus précisément le point B, représente la résistance à la traction R_m du matériau, la déformation dans ce domaine est homogène.
- Partie BC : dans ce domaine, on constate que la contrainte décroît avec la déformation dans les deux cas, cela est dû à la déformation hétérogène qui se localise dans une zone précise dite zone de striction. Cette zone de striction apparaît lorsque l'écrouissage ne compense plus l'augmentation de contrainte causée par la diminution de la section. La déformation maximale de ce domaine est dite déformation à la rupture A%.

Depuis ces courbes, on peut déterminer les limites élastiques ($R_{p0.2}$), l'allongement à la rupture (A%) et les résistances à la traction (R_m) des deux éprouvettes, on les note dans le tableau suivant :

Tableau V.2 Résultats obtenus du test de traction

N°	Dimension éprouvette			Domaine élastique	Domaine plastique		Allongement
	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm ²)	$R_{p0.2}$ (MPa)	F_m	R_m (MPa)	A%
T1	18,52	2,91	53,89	442.22	38275,57	710,21	48,58
T2	18,78	2,90	54,46	428.64	38163,85	700,74	46.26

On présente ci-dessous une photo des éprouvettes de traction après l'essai, on constate visuellement et à l'œil nu que dans les deux cas la rupture s'est faite hors soudure, on en conclue donc que la soudure n'a pas eu d'effets néfastes sur les pièces assemblées et jouit donc des mêmes résistance à la traction que le métal de base au minimum.

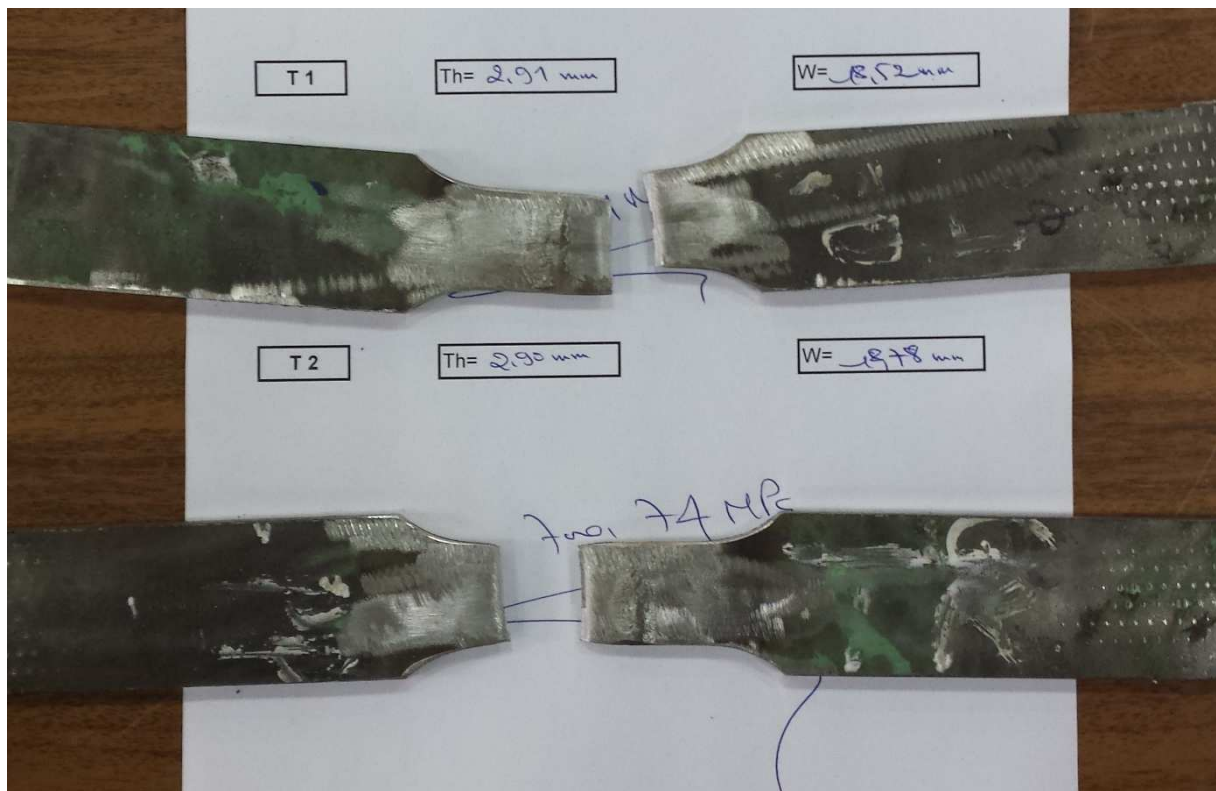


Figure V.3 Eprouvettes en feuille d'acier inoxydable 316L après essai de traction.

V.1.3.2 Essai de résilience :

Afin de vérifier la fiabilité de la soudure, et évaluer son impact sur les caractéristiques mécaniques de base des pipelines, un test de résilience a été appliqué comme dit précédemment, ce test nous permet d'évaluer le risque de rupture du matériau et plus précisément de la soudure dans les conditions de travail, pour cela, le métal a été refroidit jusqu'à $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ pour éviter une la déformation plastique des matériaux ductile qui ne conduit pas forcément à une rupture et donc à des résultats erronés, les résultats obtenus sont classier dans le tableau suivant :

Tableau V.3 Résultats obtenus du test de résilience.

N°	Type d'essai	Localisation de l'entaille	Dimension éprouvette (mm)	T° de l'essai (°C)	Energie absorbée (J)	Valeur moyenne (J)	Déformation latérale (mm)
1	V	ZF	10 x 2,5	-196	25,5	24,87	3,10
2	V	ZF	10 x 2,5	-196	25,6		3,20
3	V	ZF	10 x 2,5	-196	23,5		2,64
1	V	ZAT	10 x 2,5	-196	29,5	31,70	3,09
2	V	ZAT	10 x 2,5	-196	26,6		3,09
3	V	ZAT	10 x 2,5	-196	39,0		3,62

Pendant l'essai on constate que tous les échantillons ont été rompu en deux morceaux en un seul coup sans présenter de comportement ductile, la figure ci-dessous montrent les échantillons après essai :

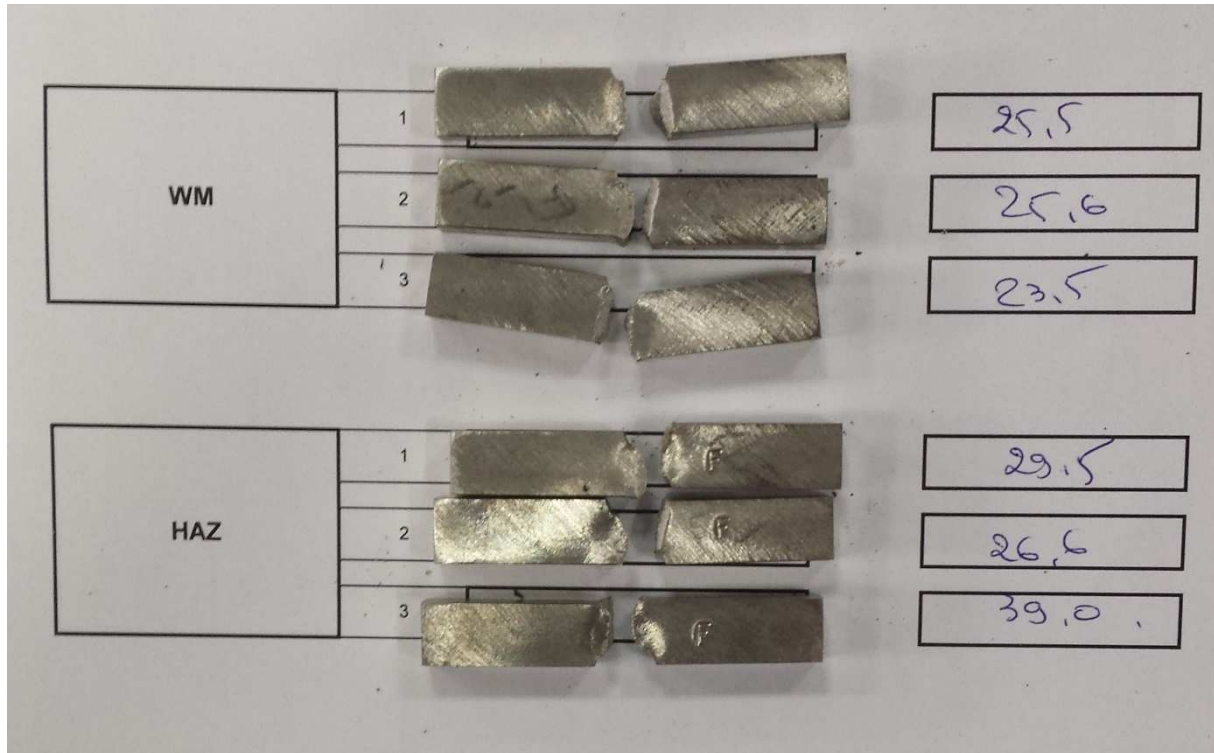


Figure V.4 Eprouvettes d'acier inoxydable 316L entaillées V après essai de résilience Charpy.

On remarque que pour les mêmes températures, les résultats obtenus pour les éprouvettes entaillées en zone fondue sont relativement faibles par rapport à ceux obtenus pour les éprouvettes entaillées en zone affectée thermiquement moyennant 24,87 J pour la ZF et 31,70 J pour la ZAT, tandis que la déformation latérale reste plus ou moins constante pour les 6 échantillons, environs 3mm, néanmoins, les valeurs obtenues en zone fondue sont largement acceptables par la norme ASME 9 qu'utilise l'EN-GTP, et donc la soudure reste acceptable et présente de bonnes propriétés mécaniques jusqu'ici.

V.1.3.3 Essai de pliage :

L'essai de pliage est un test destructif dont les résultats sont évalués à l'œil nu, nous avons appliqué le test sur 4 éprouvettes de dimensions normalisées citées précédemment, le tableau suivant résume les observations après le test :

Tableau V.4 Résultats du test de pliage.

N°	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Diamètre du poinçon (mm)	Type du pliage		Observations
				envers	endroit	
1	38	3,4	12		X	Aucune fissure.
2	38	3,4	12		X	Fissure apparente inférieure à 3 mm.
3	38	3,4	12	X		Aucune fissure.
4	38	3,4	12	X		Aucune fissure

Afin de concrétiser les résultats de l'essai, nous avons tenu à présenter ci-dessous les éprouvettes pliées après le test :

**Figure V.5** Eprouvettes d'acier inoxydable 316L après test de pliage.

V.1.3.4 Test de dureté :

Le test de dureté Vickers est l'un des tests destructifs appliqué à notre échantillon afin de mieux caractériser la soudure même si la norme ASME 9 ne l'impose pas, pour accomplir cet essai, la surface doit être plane et lisse, exempte d'oxyde, de corps étrangers et de lubrifiant nous avons alors appliqué un polissage en utilisant des papiers verre de polissage avec des grosseurs de grains allant jusqu'à 1200 μm . la charge utilisée dans ce test est de 10 Kgf.

Nous avons mesuré la dureté sur 15 points sur une droite horizontale afin de mieux comprendre son évolution en fonction des zones. On présente dans le tableau ci-dessous les résultats obtenus lors de l'essai de dureté :

Tableau V.5 Résultats de l'essai de dureté.

Zone	Point N°	HV10
MB	1	217,43
	2	213,12
	3	210,05
ZAT	4	196,50
	5	195,30
	6	193,50
ZF	7	218,21
	8	219,13
	9	220,14
ZAT	10	205,48
	11	203,55
	12	201,82
MB	13	212,11
	14	214,04
	15	211,04

On trace à l'aide du logiciel Excel, la courbe décrivant l'évolution de la dureté en fonction de la position, on obtient le graphe suivant :

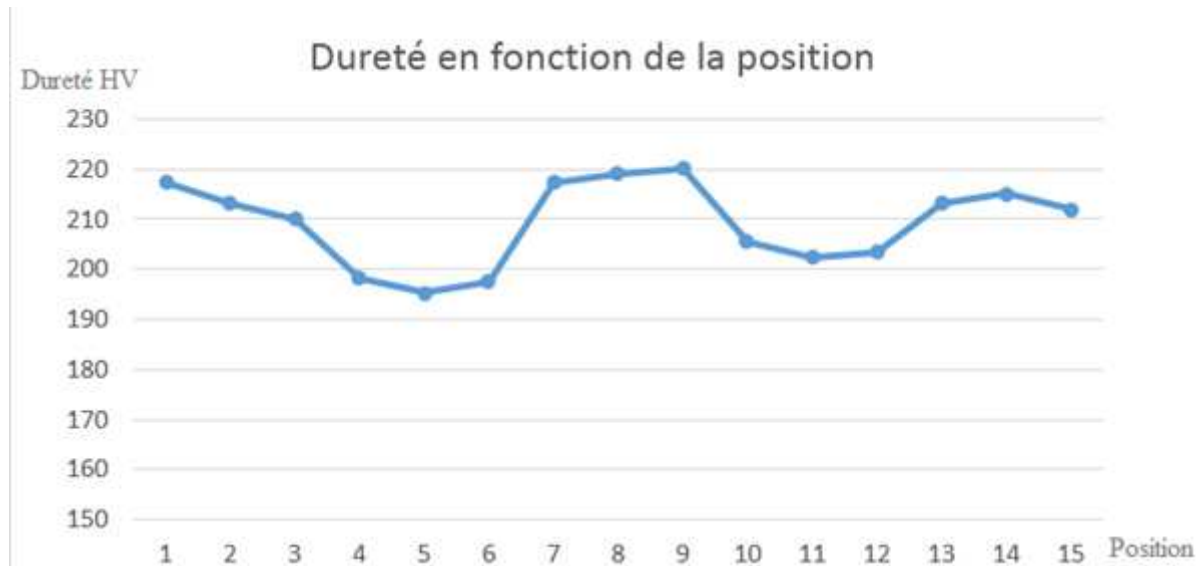


Figure V.6 Courbe décrivant l'évolution de la dureté de l'échantillon 1 en fonction de la zone.

On constate à partir de la courbe, que les duretés sont différentes et varient en fonction des zones, on retrouve dans un premier temps une dureté plus ou moins élevée du métal de base qui varie entre 217,34 et 210,05 HV pour décroître une fois dans la ZAT jusqu'à 193,50 HV, elle reprend ensuite de l'élan dans la zone fondue avec un pic d'une valeur de 220,14 HV pour atteindre sa valeur maximal dans l'autre côté de la soudure et plus précisément dans le point entre la ZAT et le métal de base avec une valeur de 203,82 HV.

Cette variation de la dureté est essentiellement due à la microstructure de la soudure et les pièces assemblées, et plus précisément à la taille des grains qui décroît en allant de la ZAT vers le métal de base.

V.1.3.5 Test de microdureté :

Le test de microdureté Vickers ne diffère du test de dureté que sur la possibilité de localiser les essais, c'est-à-dire appliqué le poinçon sur une phase ou une microstructure précise, c'est pour cette raison que nous avons appliqué une attaque chimique à notre échantillon avant le test. La solution utilisée est l'attaque Kalling citée précédemment dans ce chapitre.

Dans cet essai, nous avons mesuré la microdureté de 30 points différents sur un échantillon chimiquement attaqué, ces points de mesure sont pris en fonction de la zone ainsi que de la microstructure c'est-à-dire 10 points dans les grains, 10 points pour les joints de grain et 10 points pour les macles répartis comme suit : 6 points en métal de base, 12 points en zone affectée thermiquement, 6 points en zone de liaison et enfin 6 points dans la zone fondue, le tout sous une charge de 1 Kgf.

Les résultats obtenus sont manuscrits dans le tableau suivant :

Tableau V.6 - résultats obtenus lors du test de microdureté.

Zone	Joint de grain (HV)	Grain (HV)	Macle (HV)
BM	194,0	174,9	188,0
ZAT	196,8	151,9	175,4
	203,9	135,1	178,4
ZDL	233,9	160,0	179,5
	197,7	177,6	196,8
ZAT	181,2	164,8	171,1
	178,4	170,5	172,0
MB	191,1	181,8	184,7

On constate des différences sur plusieurs niveaux, tout d'abord, une différence flagrante entre les microduretés des zones, effectivement, les microduretés de la zone fondue sont bien plus élevées que celles de la ZAT ou du métal de base, elles varient entre une valeur minimale de 200,7 HV et une valeur maximale de 240,7 HV tandis que pour la ZAT, ces valeurs varient entre 151,9 HV et 203,9 HV, pour un maximum de 191,1 HV seulement pour le métal de base. Cela est dû à la microstructure des zones, on retrouve alors une microdureté plus élevée pour la microstructure ferritique dendritique à matrice austénitique de la zone fondue, suivit de la microdureté du métal de base, qui est granulaire austénitique, ces grains diffèrent de ceux de la ZAT de par leur taille, c'est le facteur principal de cette différence.

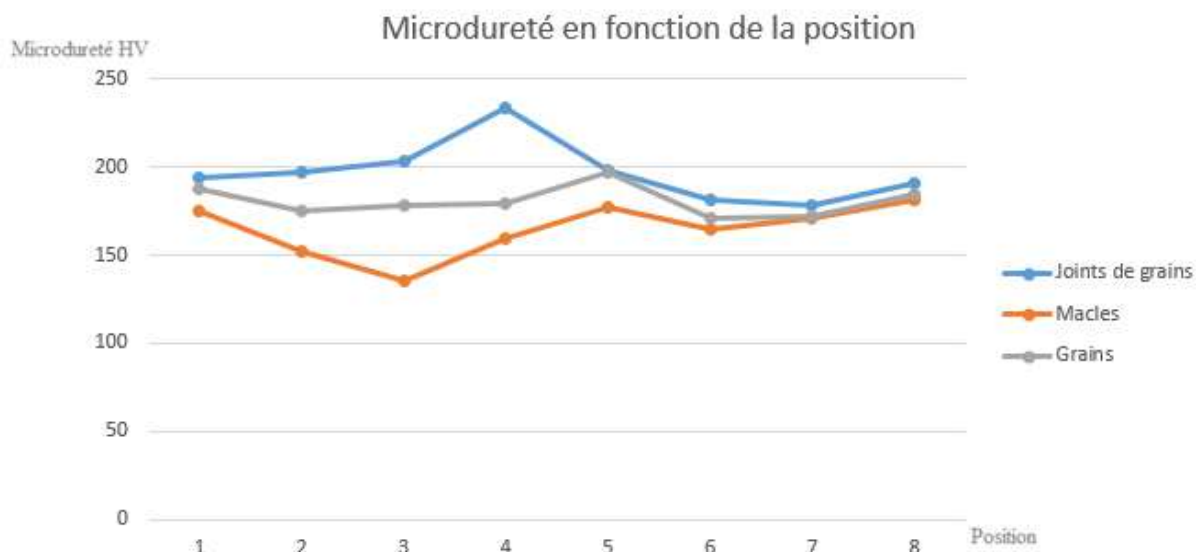


Figure V.7 Courbe décrivant l'évolution de la microdureté de l'échantillon 1 en fonction de la zone.

Par ailleurs, on constate aussi une différence entre les microduretés au niveau de la microstructure, on retrouve alors des valeurs plus élevées au niveau des joints de grains, suivit de valeurs plus ou moins moyennes au niveau des macles pour finir avec des valeurs relativement faibles dans les grains.

Les microduretés de la zone fondue sont clairement les plus élevées et donc les propriétés mécaniques de la soudure restent correctes et qualifiées.

V.2 Influence des traitements thermiques :

Dans le but de déterminer l'effet de la température sur les propriétés métallographiques et mécaniques de l'acier inoxydable 316L soudé, nous avons appliqué trois traitements thermiques à des températures précises et à des temps de maintien différents. Dans cette partie du chapitre, nous allons présenter et discuter les résultats obtenus sur ces propriétés après traitement. Pour simplifier la compréhension et la rédaction de cette partie, nous récapitulons dans le tableau ci-dessous les traitements thermiques appliqués et les échantillons concernés :

Tableau V.7 Tableau récapitulatif des échantillons traités.

Nom	Traitement thermique appliqué
Echantillon 1	Aucun.
Echantillon 2	30 mn à 1100 °C suivi d'un refroidissement à l'air
Echantillon 3	30 mn à 1100 °C + 1h à 925 °C suivi d'un refroidissement à l'air
Echantillon 4	30 mn à 1100 °C + 5h à 925 °C suivi d'un refroidissement à l'air

V.2.1 Influence des traitements thermiques sur la microstructure :

Pour déterminer l'influence des traitements thermiques sur les microstructures, nous avons appliqué deux sortes d'attaques sur les trois échantillons, une première attaque dite eau régale à base de : 20 mL de HNO₃, 15 mL d'HCl et 15 mL d'eau distillé pendant 55 secondes, et une deuxième attaque électrolytique dans une solution de HNO₃ 69% à 1 V pendant 120 secondes. Dans les deux cas de figure, nous remarquons que les solutions deviennent de couleur jaune et dégagent un gaz pendant l'attaque. Après l'attaque, on remarque visuellement que l'échantillon attaqué chimiquement est plus mate que celui attaqué électrolytiquement.

L'intérêt de ces manipulations est d'avoir une microstructure claire avec des grains et des macles apparents dans le but de déterminer le changement au niveau de la microstructure de la soudure et les tailles des grains. Les résultats obtenus sont classés par échantillon comme suit :

- a. Echantillon 2 : Nous pouvons observer sur les microstructures de l'échantillon 2 qui a subi une hypertrempe à 1 100 °C que les attaques chimique et électrolytique affectent moins les joints de grains par rapport à l'échantillon de référence présenté dans la partie précédente du chapitre, ce qui nous conduit à déclarer qu'il y a eu diminution dans le taux de carbures dans les joints de grains.. Nous pouvons aussi constater que la zone fondue a subi une légère germination, néanmoins les grains de l'austénite n'ont pas subi de croissance flagrante visible à l'œil nu.

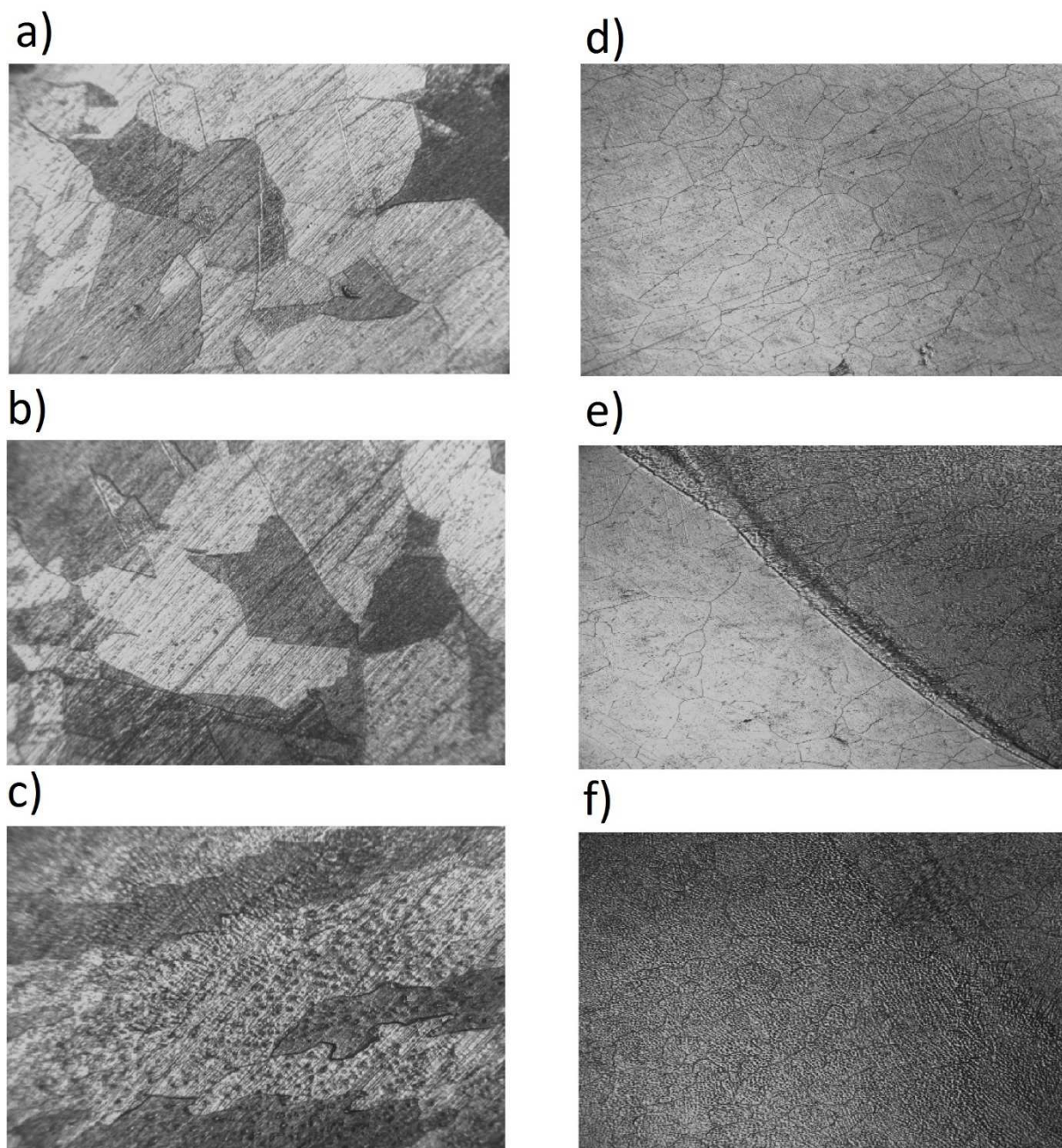


Figure V.8 Microstructures vues sous le microscope optique de l'échantillon 2 où : a) Métal de base (attaque chimique; G x 200) ; b) ZAT (attaque chimique; G x 200) ; c) Zone fondue (attaque chimique; G x 200) ; d) Métal de base (attaque électrolytique ; G x 100) ; e) Zone de liaison (attaque électrolytique ; G x 100) ; f) Zone fondue (attaque électrolytique ; G x 100) ;

b. Echantillon 3 :

L'échantillon 3 a subi un maintien de 30 mn à 1 100 °C suivi d'un autre maintien d'une heure à 925 °C avec un refroidissement à l'air, ceci a conduit à une germination apparente et flagrante de la zone fondue, on remarque aussi que les germes de la ZAT et le métal de base sont de moins en moins visibles car inattaqués, néanmoins, on peut constater une augmentation visible dans leurs tailles.

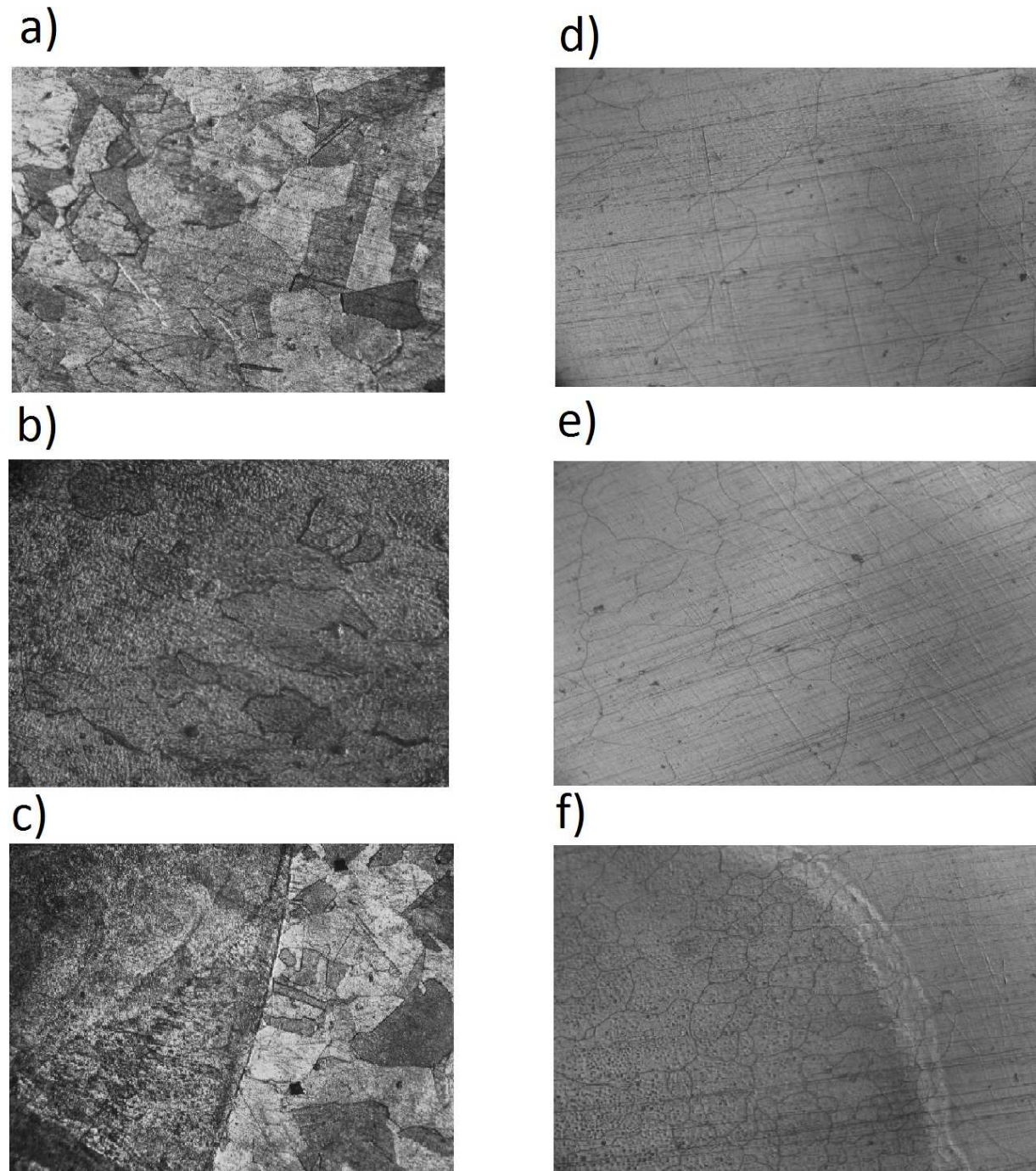


Figure V.9 Microstructures vues sous le microscope optique de l'échantillon 3 où : a) Métal de base (attaque chimique; G x 100) ; b) Zone fondue (attaque chimique; G x 100) ; c) Zone de liaison (attaque chimique; G x 100) ; d) Métal de base (attaque électrolytique ; G x 200) ; e) ZAT (attaque électrolytique ; G x 200) ; f) Zone de liaison (attaque électrolytique ; G x 200) ;

c. Echantillon 4 :

En observant les microstructures présentées ci-dessous nous pouvons constater que l'attaque électrolytique est bien plus efficace sur l'échantillon 4 que sur les échantillons 2 et 3, cela peut nous conduire à penser qu'il y a éventuellement formation de nouveaux précipités de carbures dans les joints.

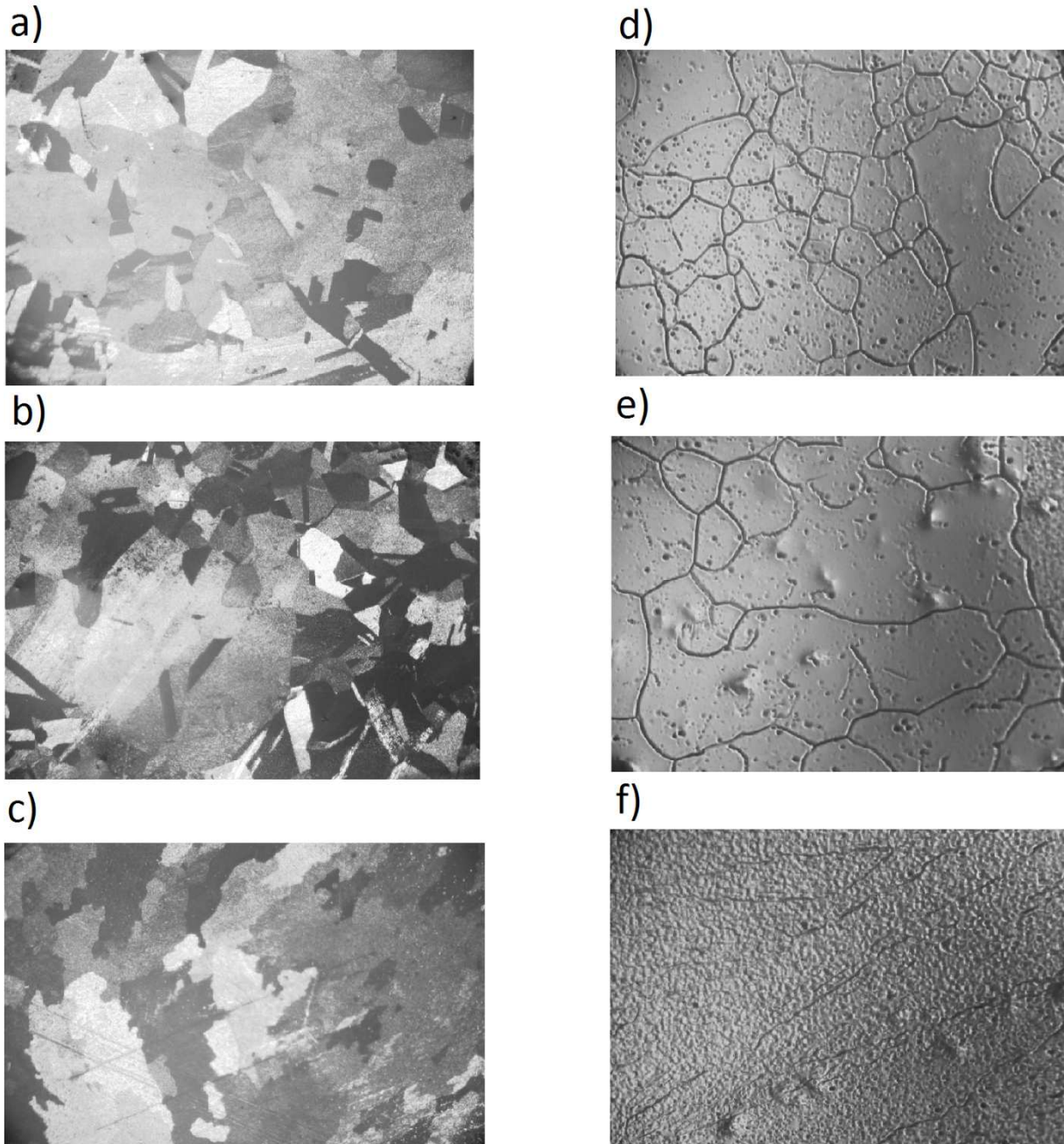


Figure V.10 Microstructures vues sous le microscope optique de l'échantillon 4 où : a) Métal de base (attaque chimique; G x 100) ; b) ZAT (attaque chimique; G x 100) ; c) Zone fondue (attaque chimique; G x 100) ; d) Métal de base (attaque électrolytique ; G x 200) ; e) ZAT (attaque électrolytique ; G x 200) ; f) Zone fondue (attaque électrolytique ; G x 200) ;

V.2.2 Influence du traitement thermique sur la taille moyenne des grains :

Les micrographies prises précédemment vont nous servir dans cette partie du chapitre à calculer la taille moyenne des grains avec la méthode des segments interceptés expliquée précédemment, pour cela nous avons utilisé un programme fonctionnant sous « MATLAB » qui calcule la taille des grains sur la micrographie en donnant la fréquence de répétition d'un certain intervalle de taille donné, en calculant le nombre de grain présent et leur taille moyenne. La mesure sur la micrographie se fait sur 7 segments comme sur la figure ci-dessous :

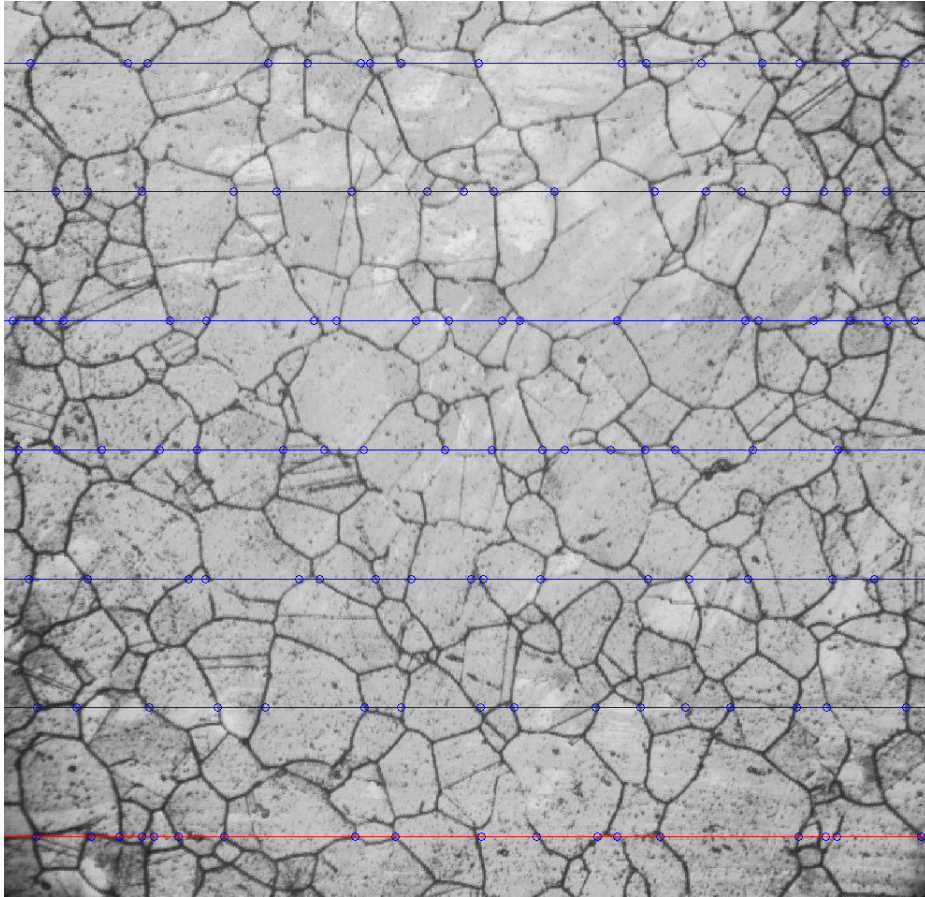


Figure V.11 Mesure de la taille des grains sur la micrographie de l'échantillon 1 au niveau du métal de base.

On présente ci-dessous les graphiques obtenus après calcul ainsi que les micrographies utilisées :

Echantillon 1 :

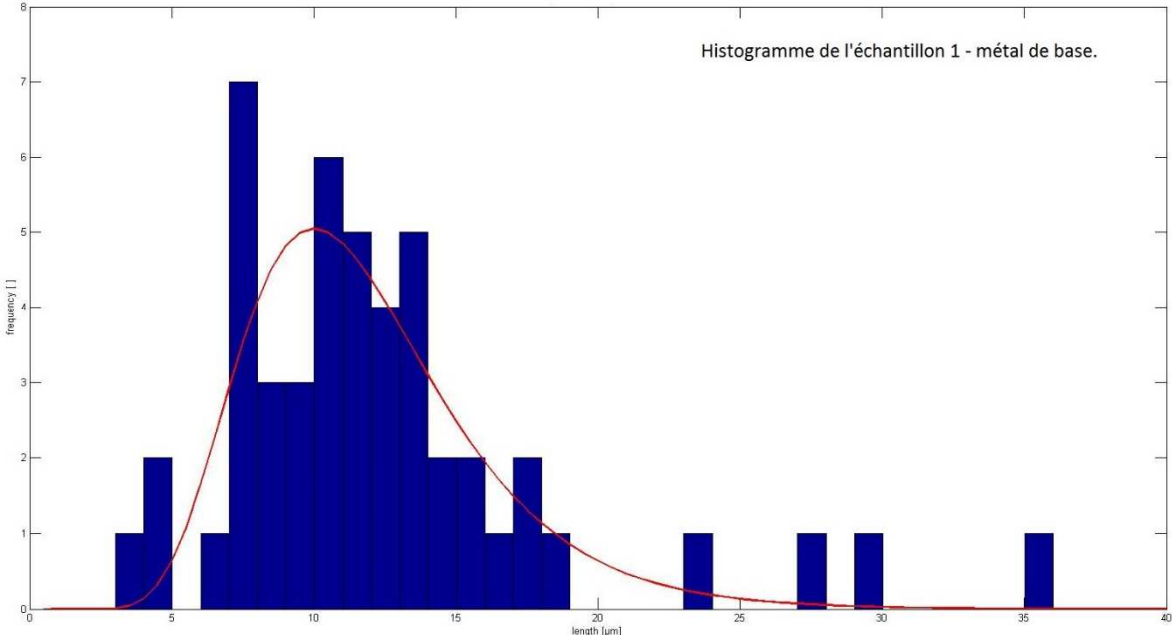


Figure V.12 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 1 au niveau du métal de base.

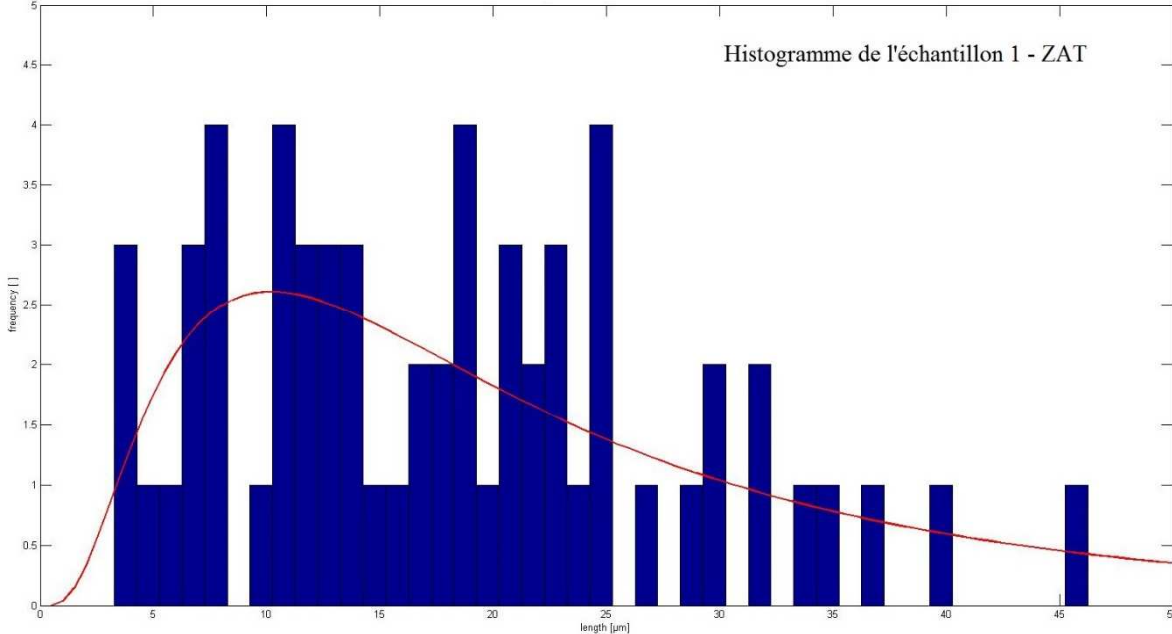


Figure V.13 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 1 au niveau de la ZAT.

Echantillon 2 :

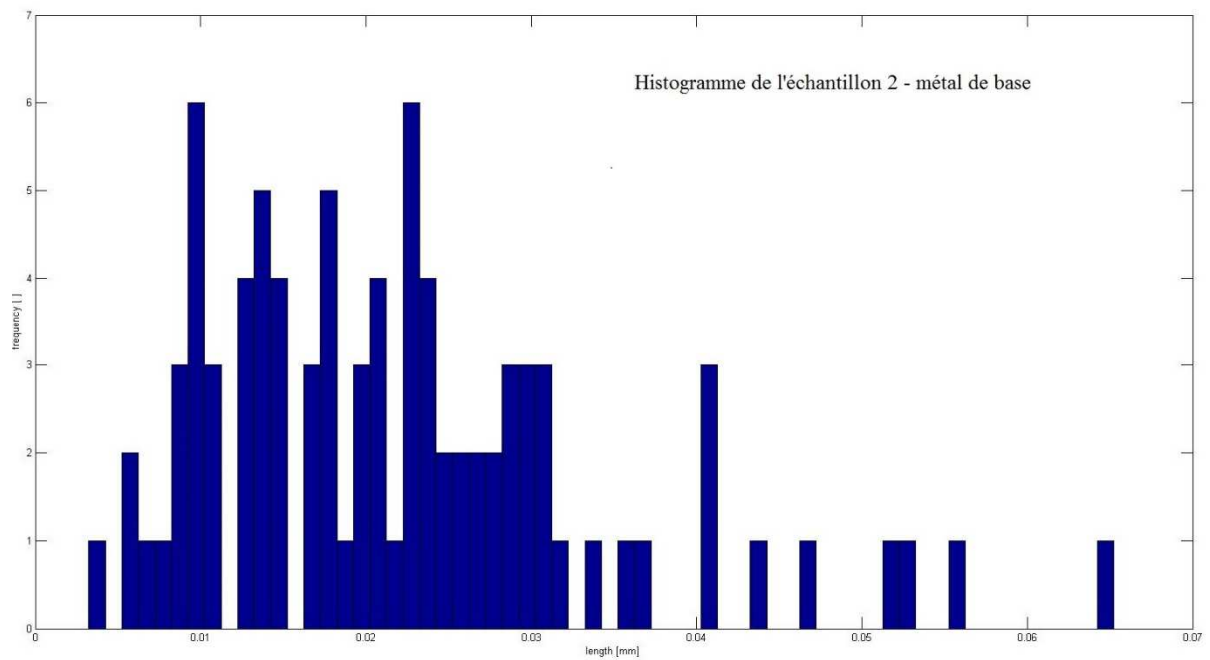


Figure V.14 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 2 au niveau du métal de base

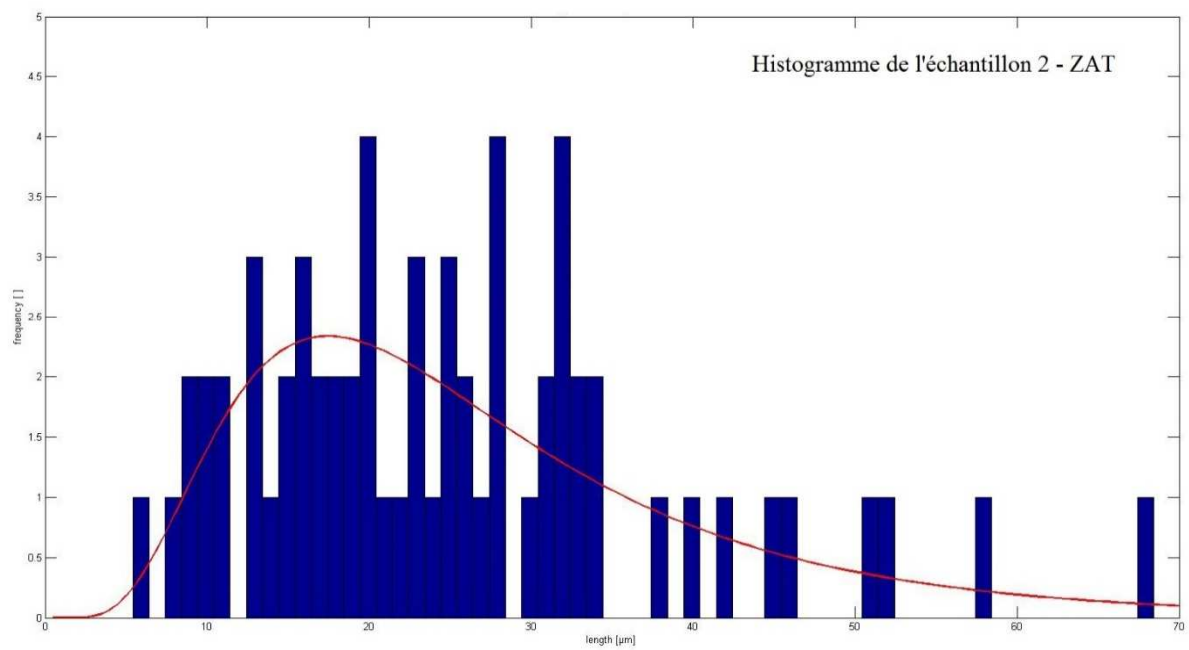


Figure V.15 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 2 au niveau de la ZAT.

Echantillon 3 :

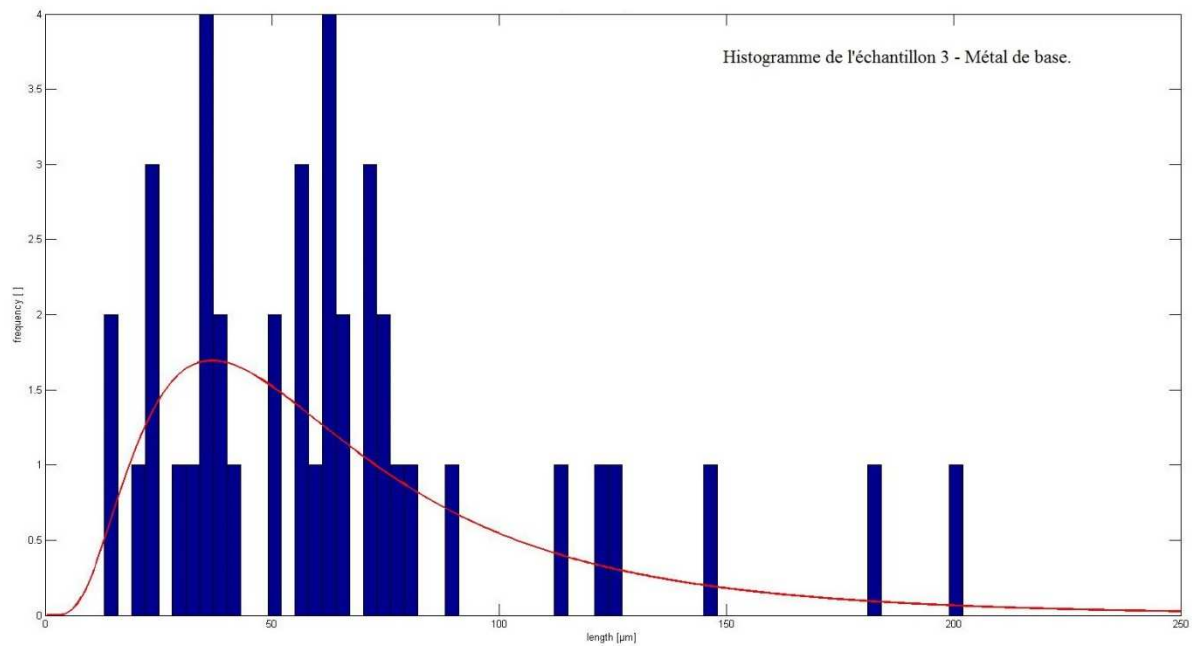


Figure V.16 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 3 au niveau du métal de base.

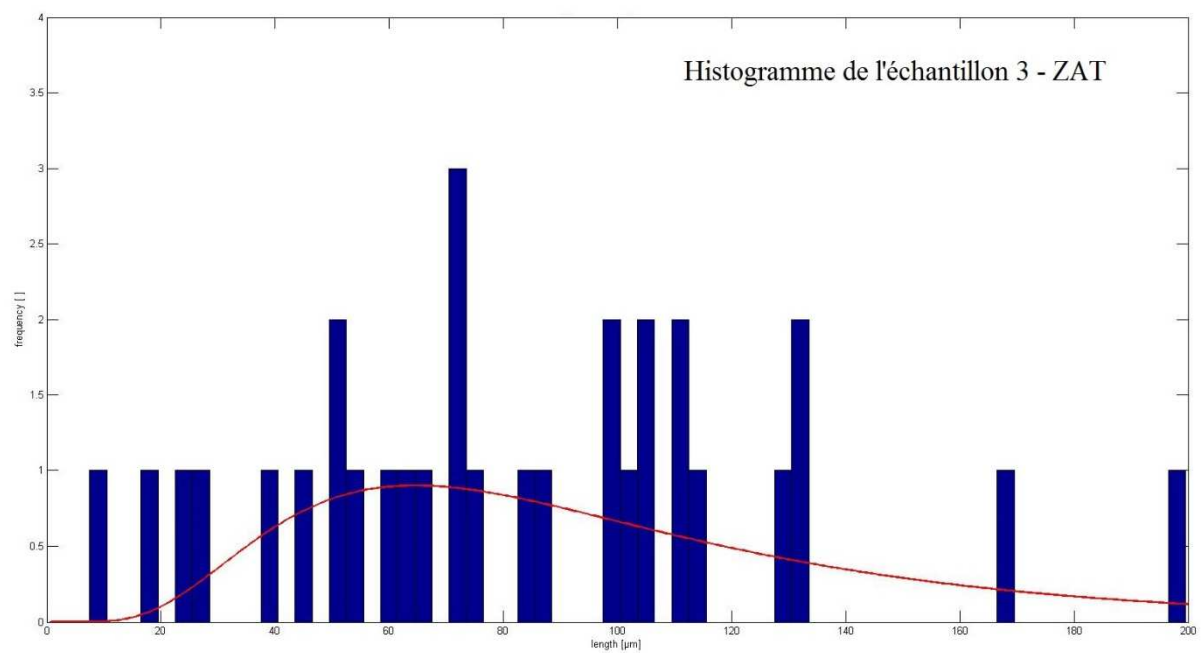


Figure V.17 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 3 au niveau de la ZAT.

Echantillon 4 :

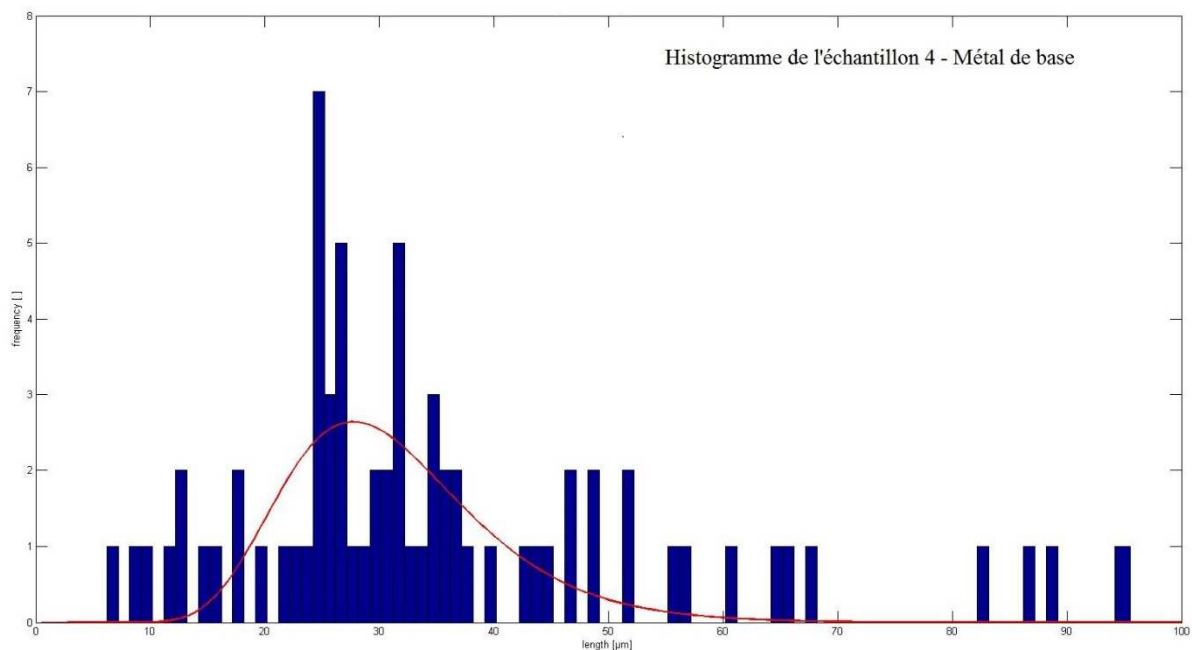


Figure V.18 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 4 au niveau du métal de base

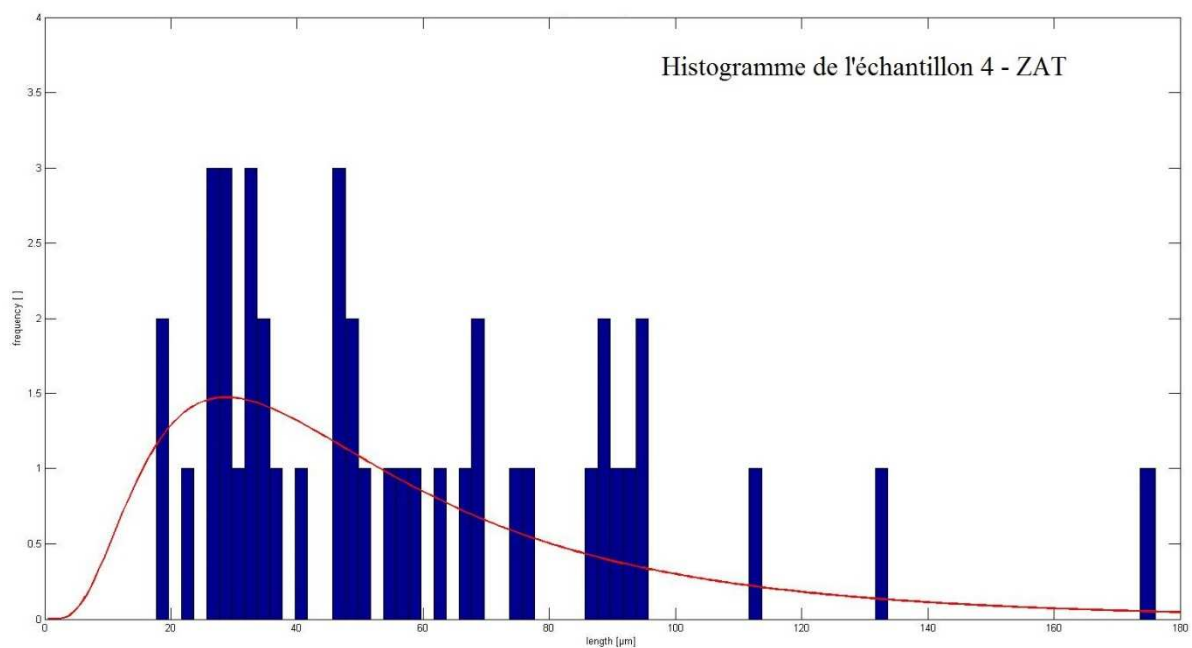


Figure V.19 Histogramme des tailles de grains de l'échantillon 4 au niveau de la ZAT.

On constate sur les histogrammes présentés ci-dessus une croissance flagrante de la taille des grains entre l'échantillon 1 jusqu'à l'échantillon 3, mais ces valeurs diminuent légèrement au niveau de l'échantillon 4, afin de concrétiser cette observation nous calculons la taille moyenne des grains qu'on présente dans le tableau suivant :

Tableau V.8 Taille moyenne des grains de l'échantillon 1, 2, 3 et 4.

	Echantillon 1	Echantillon 2	Echantillon 3	Echantillon 4
Métal de base	<i>12.44 μm</i>	<i>22.16 μm</i>	<i>64.81 μm</i>	<i>35.40 μm</i>
ZAT	<i>18.08 μm</i>	<i>25.14 μm</i>	<i>83.20 μm</i>	<i>58.14 μm</i>

On constate une croissance progressive dans la taille moyenne des grains entre l'échantillon 1 non traité et les échantillons 2 et 3, mais une baisse de cette moyenne dans l'échantillon 4 au niveau de la ZAT. Cela pourrait être due à l'hétérogénéité dans la grosseur des grains, néanmoins la diminution au niveau du métal de base est très grande et peut être causé par une germination lors du maintien de 5h à 925 °C. On remarque notamment une différence entre la taille moyenne des grains du métal de base et celle de la ZAT, cette différence est due à la température du soudage qui a causé une croissance des grains au voisinage de la zone fondue.

V.2.3 Influence du traitement thermique sur la dureté :

Dans le but de déterminer l'influence des traitements thermiques appliqués sur les propriétés mécaniques de nos pièces, nous avons refait un test de dureté sur les échantillons 2, 3 et 4 pour les comparer à la dureté de l'échantillon référence. Pour cela nous avons mesuré la dureté sur 9 points répartis sur les 3 zones : zone fondue, zone affecté thermiquement et le métal de base, les résultats obtenus pour les 3 échantillons sont manuscrits dans le tableau suivant :

Tableau V.9 Résultats obtenus lors du test de dureté sur les échantillons 2,3 et 4.

Zone	Echantillon 2	Echantillon 3	Echantillon 4
Métal de base	<i>126,4</i>	<i>139,41</i>	<i>122,1</i>
	<i>125,4</i>	<i>127,29</i>	<i>125,9</i>
	<i>121,8</i>	<i>123,37</i>	<i>120,1</i>
ZAT	<i>122,2</i>	<i>110,5</i>	<i>149,4</i>
	<i>123,2</i>	<i>111,33</i>	<i>143,1</i>
	<i>123,1</i>	<i>119,56</i>	<i>148,1</i>
Zone fondue	<i>144</i>	<i>122,26</i>	<i>127,3</i>
	<i>145</i>	<i>132,94</i>	<i>134,6</i>
	<i>149,8</i>	<i>137,31</i>	<i>126</i>

On présente les résultats sur le graphique suivant :

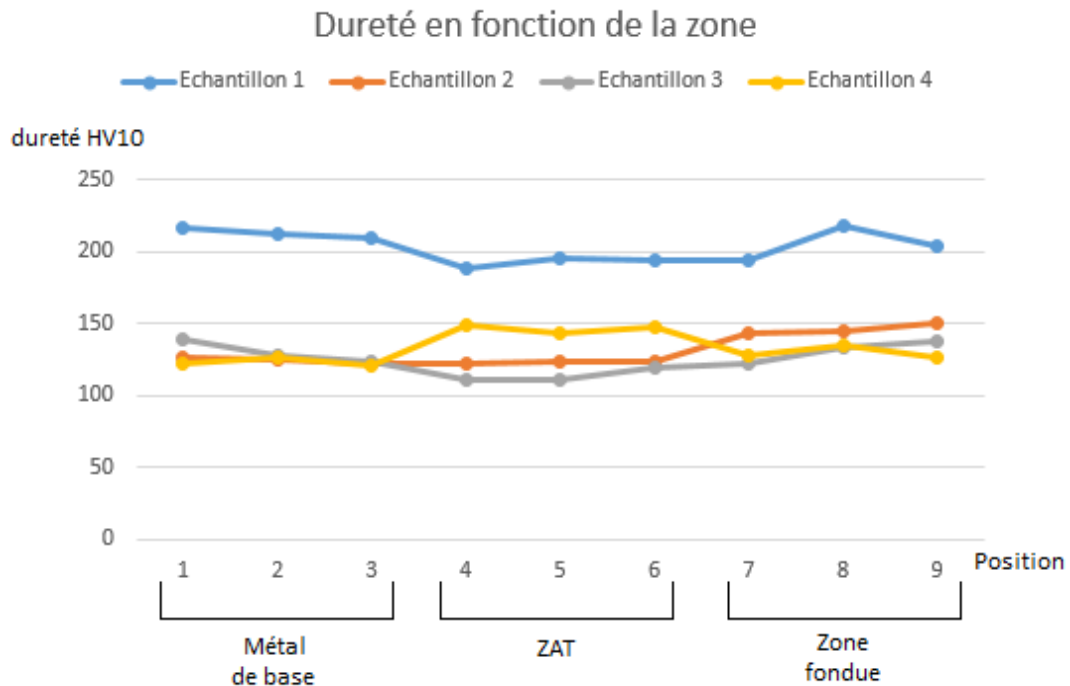


Figure V.20 Résultats de la dureté Vickers obtenus sur les échantillons 1, 2, 3 et 4.

On observe sur les courbes présentées ci-dessus que la dureté de l'échantillon 1 (échantillon référence) est clairement supérieure à celle des trois autres échantillons, avec une dureté minimale de 187,83 HV qui est largement plus élevée que la dureté maximale entre les 3 autres échantillons qui est de 149,4 HV, la dureté de l'échantillon 1 atteint sa valeur maximale dans la zone fondue avec 218,13 HV cela est probablement dû à sa fine structure dendritique à matrice austénitique.

On remarque aussi que les courbes de l'échantillon 2 et 3 se chevauchent et varient uniformément, néanmoins l'échantillon 2 présente une dureté légèrement plus élevée que l'échantillon 3 sur la majorité des points, cette hausse peut se traduire par la différence entre la taille des grains causée par le mouvement des joints de grains sous l'effet de la température.

La courbe de l'échantillon 4 est plus particulière car elle présente une dureté plus ou moins égale à celle des échantillons 2 et 3 au niveau du métal de base, et se distingue dans la zone affecté thermiquement avec une dureté clairement plus élevée avec une valeur maximale de 149,9 HV, mais contrairement aux autres échantillons cette dureté décroît bizarrement au niveau de la zone fondue jusqu'à une valeur de 126,0 HV, cette constatation pourrait être expliquée par le fait que la structure de la zone fondue de l'échantillon 4 soit devenue granulaire, autrement dit, une structure moins fine.

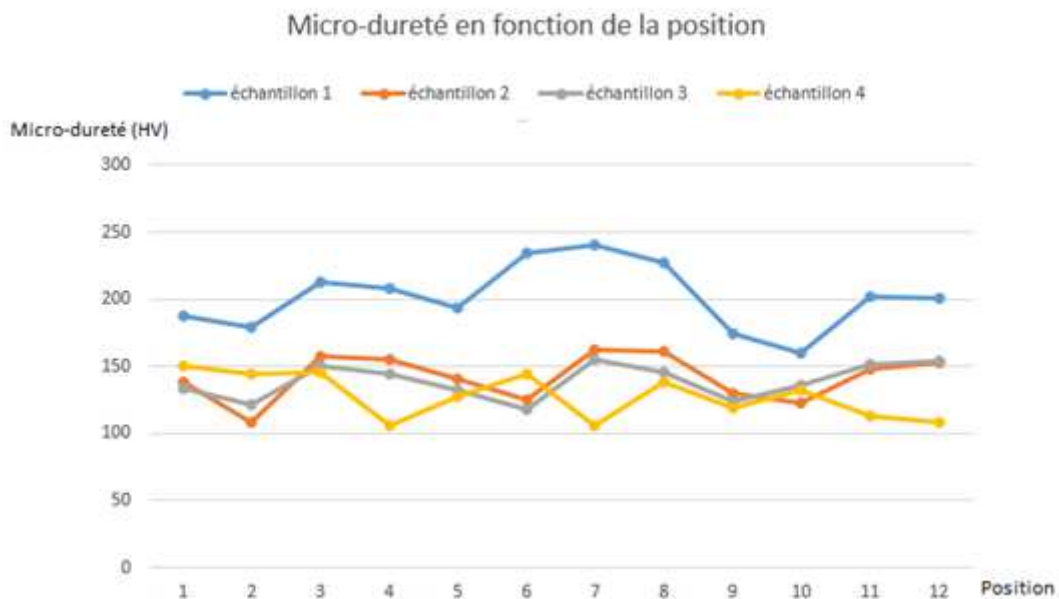
V.2.4 Influence du traitement thermique sur la microdureté :

Dans le but de mieux comprendre l'effet du traitement thermique sur la dureté, nous avons localisé les prises de mesures des duretés dans les grains, les joints de grains et les macles, en faisant un test de microdureté sur tous les échantillons sous une charge de 1 Kgf, nous avons obtenus les résultats suivants :

Tableau V.10 Résultats obtenus lors du test de microdureté sur les échantillons 2, 3 et 4.

Zone	Macle	Joint de grain	Grain
Echantillon 2			
Métal de base	138,2	140,1	129,5
ZAT	108,6	125,0	122,5
Zone fondue		162,8	148,2
		161,2	153,1
Echantillon 3			
Métal de base	134,0	131,7	124,4
ZAT	121,3	118,2	135,9
Zone fondue		155,2	151,4
		145,5	153,6
Echantillon 4			
Métal de base	149,9	128,0	119,0
ZAT	144,6	144,3	132,4
Zone fondue		106,2	112,8
		138,4	107,8

Nous exposons les résultats ci-dessus dans le graphique suivant pour faciliter la comparaison entre les microduretés :

**Figure V.21** - Graphique résumant les résultats de microdureté obtenus sur les échantillons 1, 2, 3 et 4.

On remarque sur le graphique ci-dessus que la microdureté de l'échantillon 1 (échantillon référence) dépasse largement les résultats des autres échantillons, avec une microdureté maximale de 240,7 HV au niveau des joints de grains et une dureté minimale de 160 HV dans les grains. On constate aussi que les courbes de l'échantillon 2 et 3 varient uniformément et se chevauchent presque, l'écart des microduretés entre ces deux échantillons est très petit ou égal à zéro dans certains points, ces deux échantillons ont une microdureté

maximale d'environ 162 HV et une microdureté minimale de 118,2 HV, néanmoins on remarque que ces deux échantillons ont une microdureté supérieure à celle de l'échantillon 4 sur la majorité des points, ce dernier a une valeur maximale de 149,9 HV pour une valeur minimale de 106,2 HV. Cette différence flagrante entre l'échantillon référence et les autres échantillons peut éventuellement être causée par la diminution des précipités intermétallique et des carbures lors du maintien de 30 mn à la température d'austénitisation pendant le traitement thermique.

Cela confirme ce qui a été dit dans la partie théorique sur le fait que l'acier inoxydable 316L ne soit pas durcissable par trempe. On en conclue que les traitements thermiques appliqués sont nocifs à la dureté du 316L.

V.3 Caractéristiques électrochimiques après soudage :

On présente dans cette partie du chapitre les caractéristiques électrochimiques de notre échantillon soudé, pour cela, nous avons effectué deux tests dans une solution de FeCl_3 0.1M, le premier étant la polarisation qui consiste à varier le potentiel et mesurer le courant, le deuxième consiste à suivre temporellement le potentiel d'abandon jusqu'à stabilité.

Ces deux tests ont été effectués après polissage de la pièce, à l'aide d'un potentiostat de marque Voltalab PGZ 30.

a) Les paramètres entrés pour le test de polarisation sont les suivant :

- La masse atomique du fer : 55,85 g.
- La valence : 2.
- La masse volumique du fer : $7,8 \text{ g/cm}^3$.
- La surface de l'échantillon : $2,145 \text{ cm}^2$.
- Le potentiel entre -1500 et 1500 mV.

Nous avons obtenu la courbe de polarisation suivante :

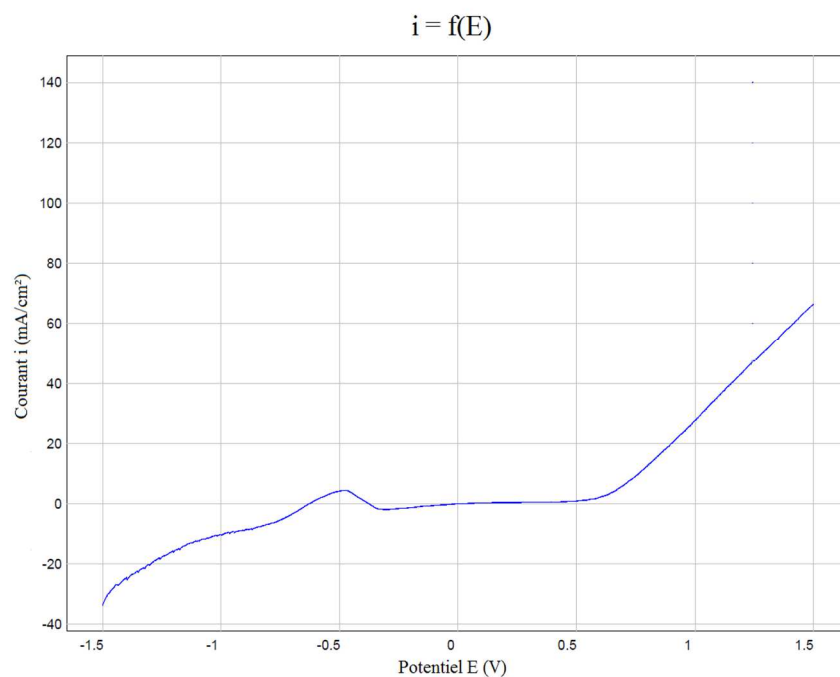


Figure V.22 Courbe de polarisation de l'échantillon 1.

On remarque après la polarisation que le pH de la solution a légèrement diminué de : 1,33 pH à 1,30 pH.

A partir de cette courbe (figure V.20) nous pouvons tracer les droites de Tafel comme suit :

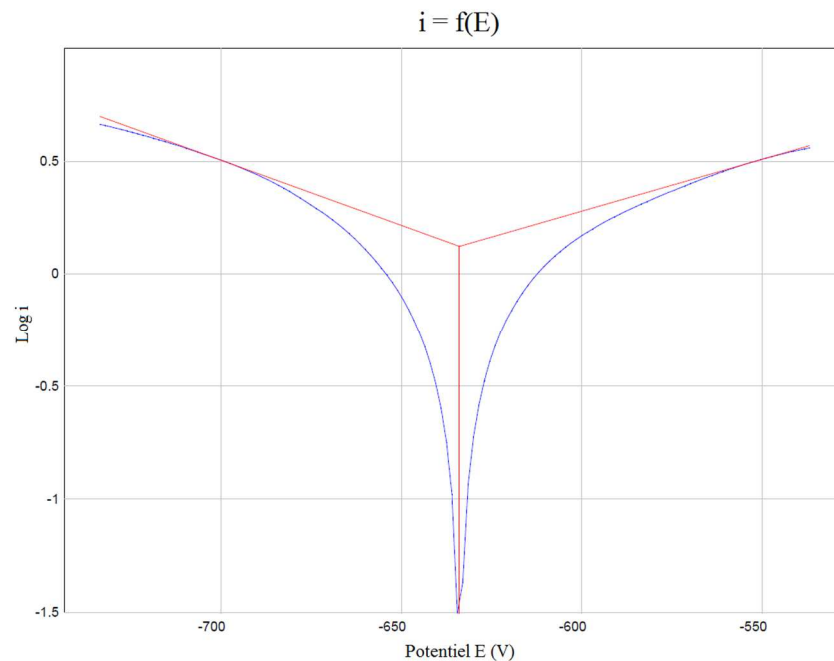


Figure V.23 Droites de Tafel déduites.

En définissant une zone de calcul de 100 mV, on déduit à partir de ces droites les paramètres suivants :

- Le potentiel de corrosion : $E(i=0) = -665,9$ mV.
- Le courant de corrosion : $i_{\text{corr}} = 1,3983$ mA/cm².
- Une pente anodique : 217,5 mV.
- Une pente cathodique : - 254,3 mV.

A partir des paramètres précédents, on peut calculer la vitesse de corrosion, on trouve :

- $V_{\text{corr}} = 16,35$ mm/An.

On remarque que la vitesse de corrosion de l'acier inoxydable 316L dans la solution de FeCl₃ est très grande.

On observe après polarisation l'apparition de piqûres marron profondes sur la surface de l'échantillon entourées d'une couleur bleue verdâtre (figure V.22).

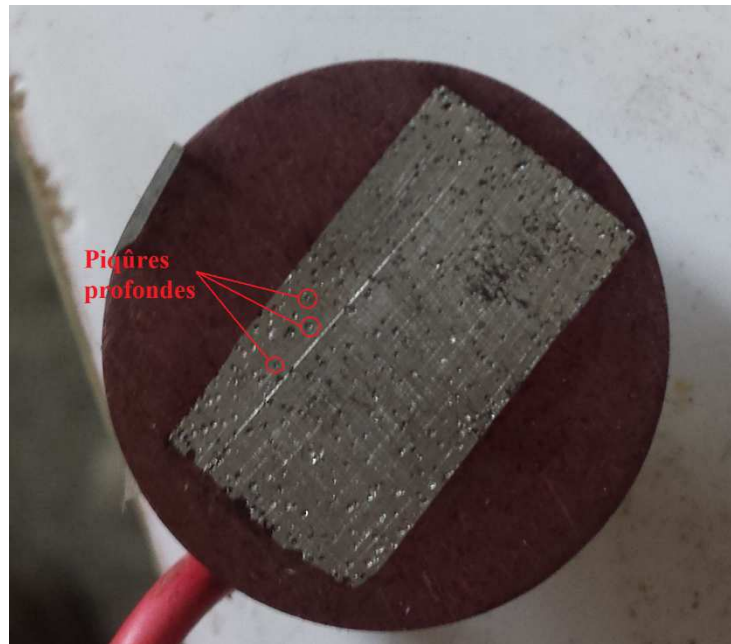


Figure V.24 Apparition de piqûre sur l'échantillon 1 après polarisation.

- b) Les mêmes paramètres précédents sont introduits pour la mesure du potentiel d'abandon, on obtient la courbe suivant :

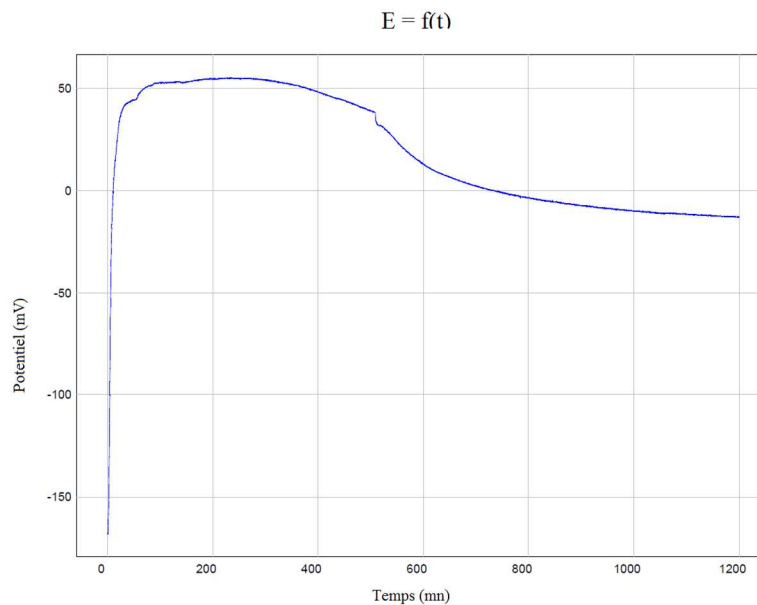


Figure V.25 Variation du potentiel en fonction du temps.

On remarque que le potentiel devient d'abord plus noble donc cathodique pendant un certain laps de temps puis tend vers des valeurs plus négatives et se stabilise au bout de 30 mn à une valeur dite potentiel d'abandon qui est égale à - 12,75 mV, ceci se traduit par une passivation mais la couche de passivation est instable et se détruit après un certain temps pour céder à la corrosion.

V.3.1 Influence des traitements thermiques sur les caractéristiques électrochimiques :

Afin de déterminer l'influence des traitements thermiques effectués sur les caractéristiques électrochimiques et la durabilité de nos échantillons, nous avons effectué les

mêmes analyses électrochimiques que celles effectuées sur l'échantillon 1 à l'aide du Voltalab PGZ 30 dans une solution de FeCl_3 0,1M des échantillons 2, 3 et 4.

Les courbes en circuit ouvert obtenues sont les suivantes :

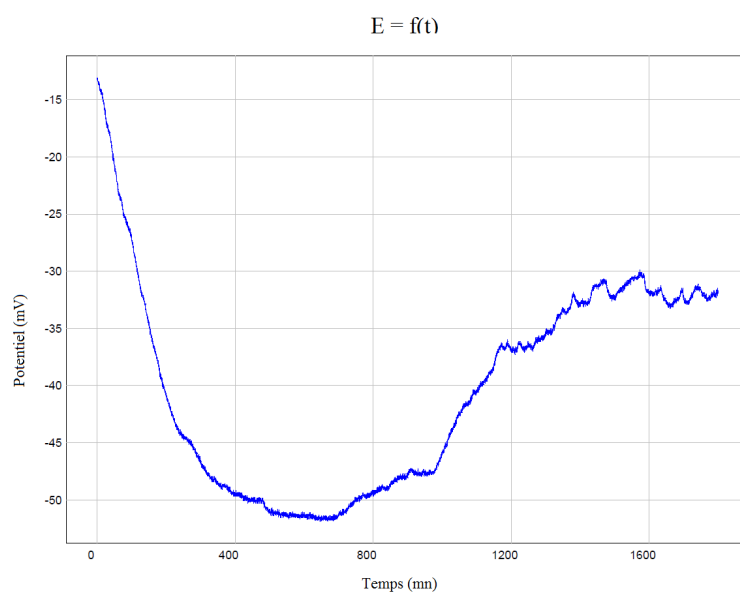


Figure V.26 Variation du potentiel en fonction du temps en circuit ouvert de l'échantillon 2.

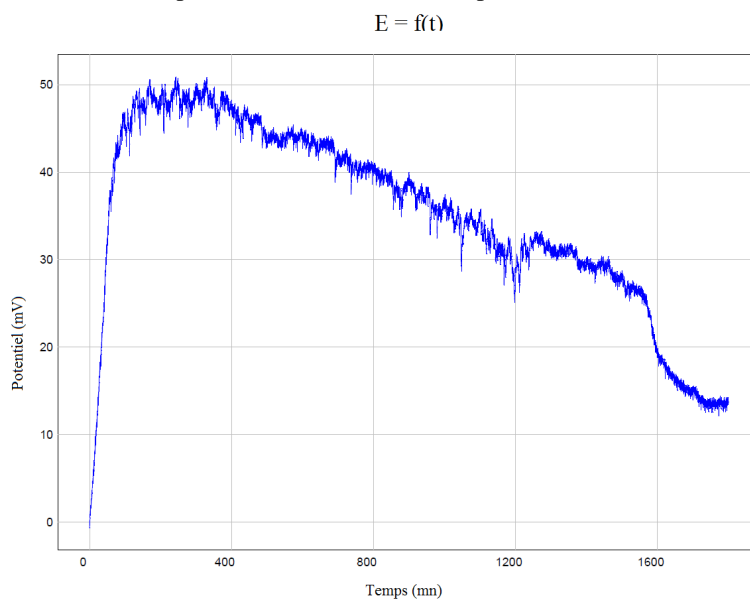


Figure V.27 - Variation du potentiel en fonction du temps en circuit ouvert de l'échantillon 3.

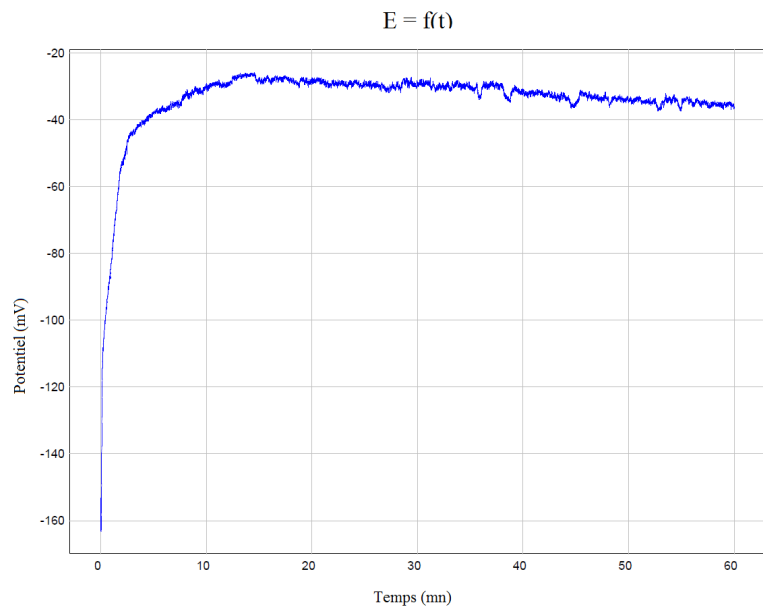


Figure V.28 Variation du potentiel en fonction du temps en circuit ouvert de l'échantillon 4.

On remarque sur les trois courbes en circuit ouvert des échantillons 2, 3 et 4 une différence dans le comportement de chaque matériau dans la solution de FeCl_3 , on observe alors :

- a- Echantillon 2 : Une diminution dans le potentiel qui devient anodique et tend vers des valeurs négatives puis reprend son élan et augmente pour se stabiliser à $-31,85 \text{ mV}$, cela se traduit par une attaque suivie d'une passivation.
- b- Echantillon 3 : Une augmentation rapide dans le potentiel qui ne tardera pas à diminuer pour se stabiliser à $13,75 \text{ mV}$, il s'agit dans ce cas d'une passivation temporaire dont la couche passive est instable et se détruit au cours du temps.
- c- Echantillon 4 : Une augmentation flagrante dans le potentiel jusqu'à stabilité à $-36,25 \text{ mV}$, ce phénomène se traduit par une corrosion conduisant à la formation d'une couche adhérente sur la surface du matériau, conduisant à une protection contre le milieu.

On présente ci-dessous les droites de Tafel déduites des courbes de polarisation obtenues :

- Echantillon 2 :

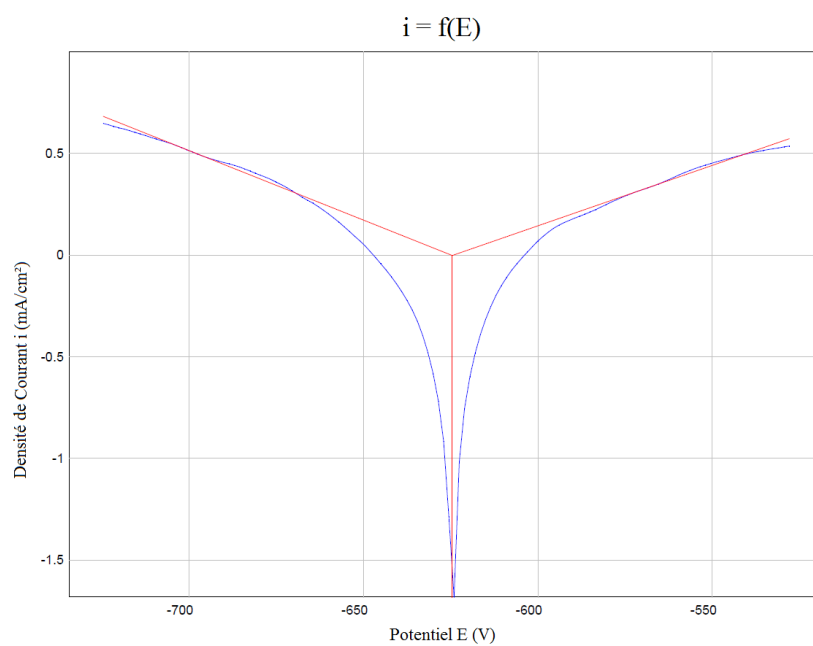


Figure V.29 Droites de Tafel de l'échantillon 2.

- Echantillon 3 :

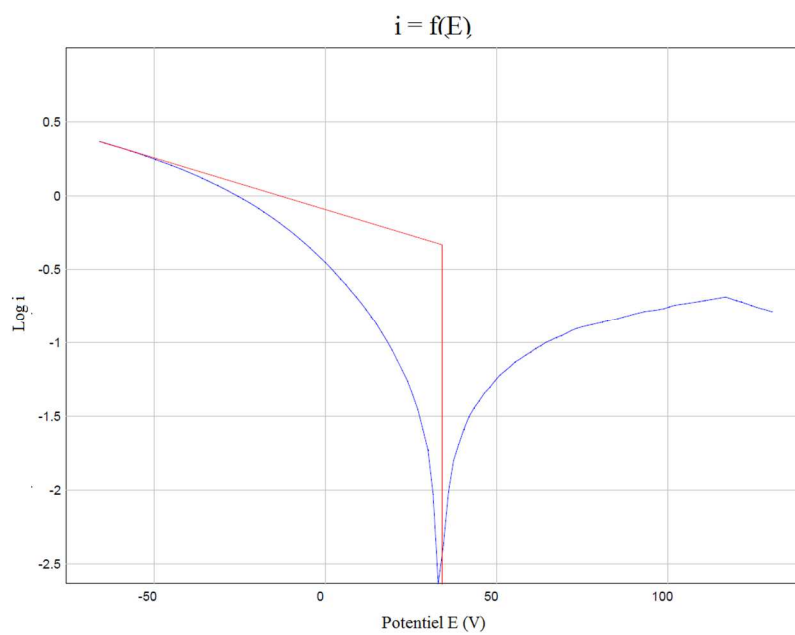


Figure V.30 - Droites de Tafel de l'échantillon 3.

- Echantillon 4 :

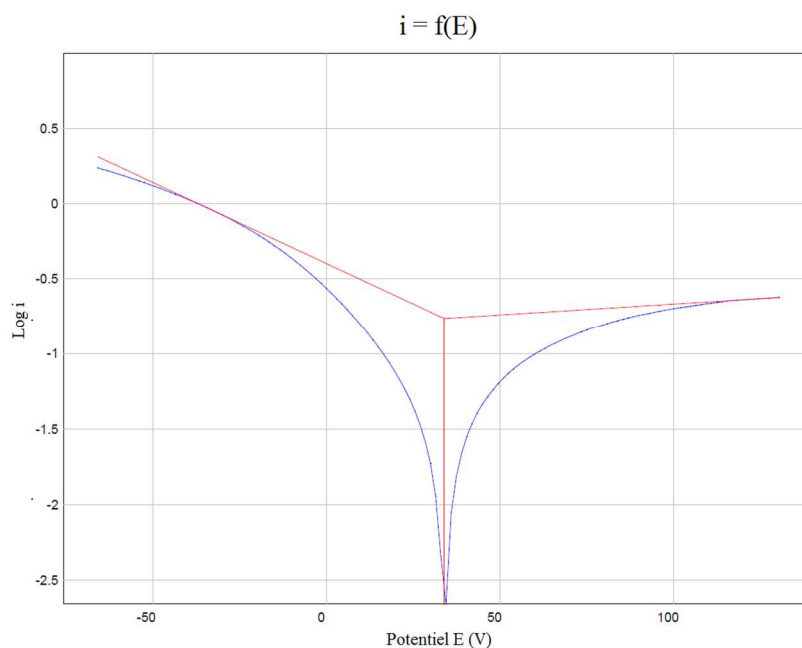


Figure V.31 Droites de Tafel de l'échantillon 4.

En se basant sur les courbes obtenues précédemment on peut déduire les valeurs du potentiel de corrosion, le courant de corrosion et vitesse de corrosion qu'on note dans le tableau récapitulatif suivant :

Tableau V.11 Tableau récapitulatif des résultats électrochimiques

Echantillon	Surface (cm ²)	E_{abandon} (mV)	$E_{(i=0)}$ (mV)	i_{corr} (mA/cm ²)	Vitesse de corrosion (mm/Y)
Echantillon 1	2,2	- 12,75	-665,9	1,3983	16,35
Echantillon 2	1,74	- 31,85	-624,5	0,9942	11,62
Echantillon 3	2,535	13,75	33,5	0,4668	5,459
Echantillon 4	2,21	- 36,25	34	0,1718	2,009

On remarque que l'échantillon 1 présente une très grande vitesse de corrosion et donc une grande sensibilité dans le milieu acide riche en chlore du FeCl_3 comparé aux 3 autres échantillons, néanmoins on remarque que la vitesse de corrosion diminue considérablement avec la densité de courant

Afin de mieux comprendre l'évolution du courant de corrosion, on superpose les courbes de polarisation et les courbes Tafel précédentes comme suit :

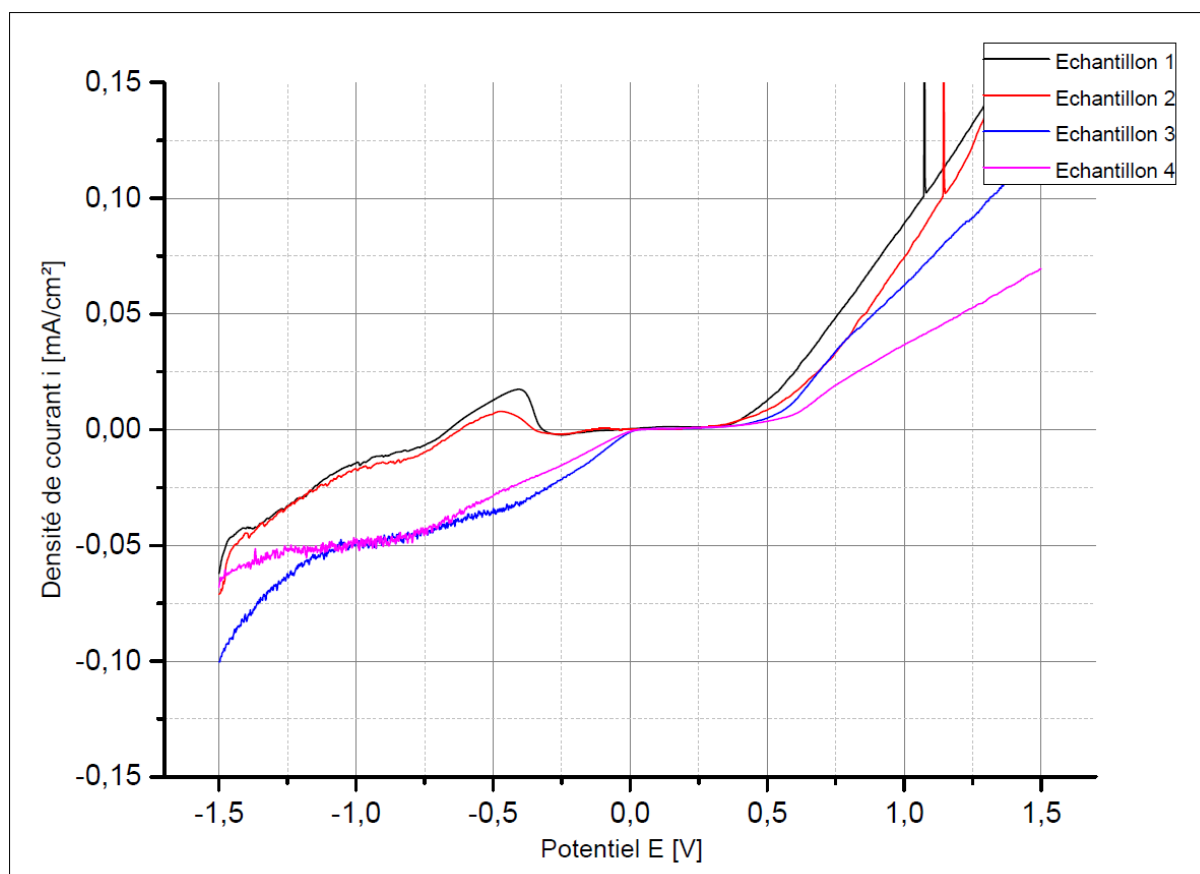


Figure V.32 Courbes de polarisation obtenues pour les quatre échantillons.

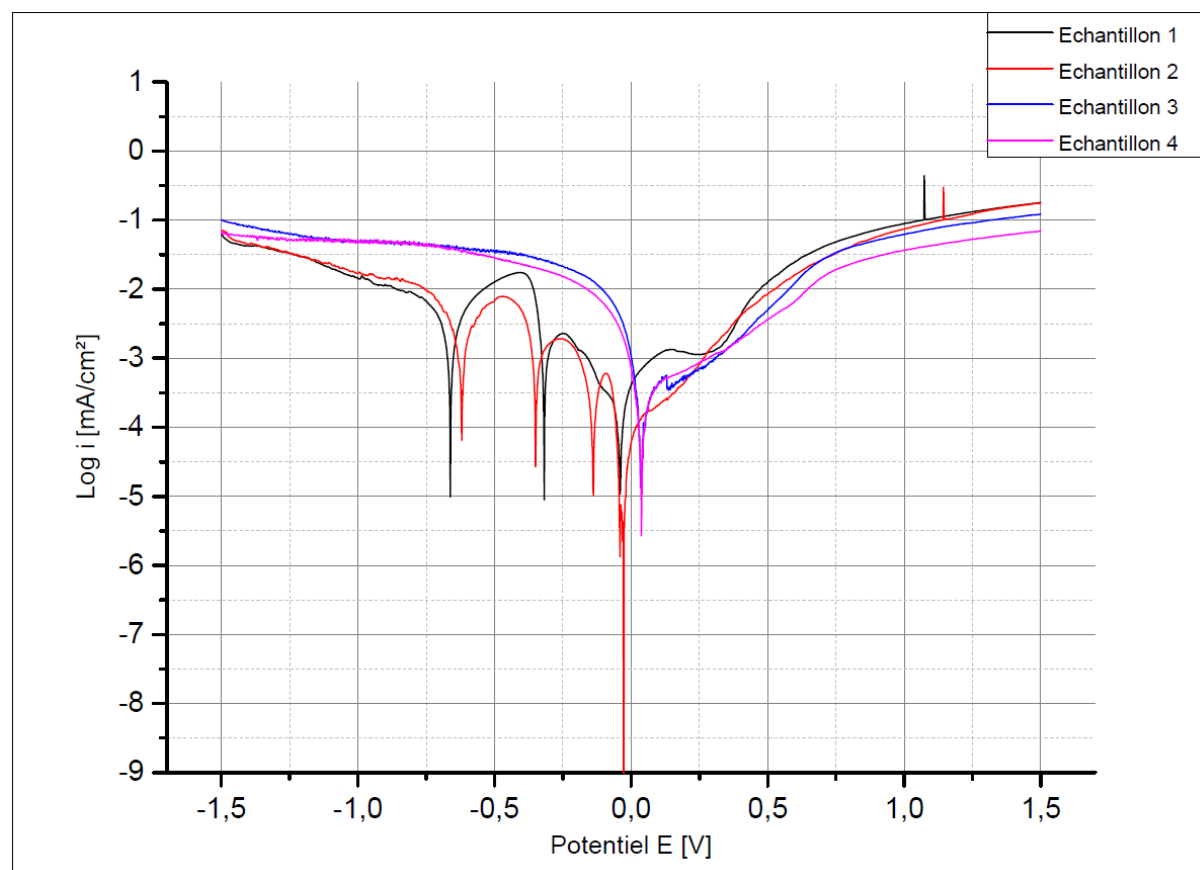


Figure V.33 $\text{Log } i = f(E)$ obtenues pour les quatre échantillons.

On remarque sur les courbes précédentes que le potentiel de corrosion dans la solution de FeCl_3 augmente tandis que le courant de corrosion diminue, cela signifie que la vitesse de corrosion diminue aussi, la dissolution des précipités intermétalliques et des carbures M_{23}C_6 lors des traitements thermiques pourrait être la cause de cette baisse.

V.4 Discussion et interprétation des résultats :

Le but de ce travail expérimental était la caractérisation mécanique d'une soudure d'un acier inoxydable 316L et l'étude de son suivi électrochimique, à l'état traité et non traité thermiquement. Pour cela, nous avons effectué des essais mécaniques et électrochimiques, ainsi qu'une étude métallographique sur des échantillons suivants :

- Echantillon 1 : soudé à l'état brut non traité thermiquement ;
- Echantillon 2 : maintien de 30 mn à 1 100 °C suivi d'un refroidissement à l'air ;
- Echantillon 3 : maintien de 30 mn à 1 100 °C suivi d'une heure à 925 °C et un refroidissement à l'air ;
- Echantillon 4 : maintien de 30 mn à 1 100 °C suivi de 5h à 925 °C et un refroidissement à l'air.

Dans un premier temps, nous avons constaté que la soudure avait une très bonne tenue mécanique et était d'une bonne qualité selon la norme ASME 9. Effectivement, pendant l'essai de traction, la limite élastique avait atteint les 442,22 MPa, la résistance à la traction était de 710,21 MPa et la rupture s'est faite hors soudure.

Si on compare ces résultats avec les valeurs données par le fournisseur qui sont de : 305,23 MPa et 527,91 MPa pour le métal de base à part et 440MPa et 620 MPa pour le métal d'apport à part, on remarque que les résultats obtenus après soudage sont meilleures, le taux de ferrite formé pendant le soudage (7,28% selon la mesure au feritscope) pourrait être en cause.

Le test de pliage quant à lui nous informe sur la ductilité du matériau. on remarque que les éprouvettes n'ont pas présenté de fissurations supérieures à 3 mm. Lors de l'essai de résilience, on remarque que les échantillons entaillés au niveau de la ZAT présente une énergie moyenne absorbée de 31,70 J et 24,87 J pour ceux entaillés dans la zone fondue. La déformation latérale quant à elle reste plus ou moins constante pour tous les échantillons, environ 3 mm en moyenne. Les valeurs données par le fournisseur pour le métal de base et le métal d'apport (80 J) sont largement au-dessus de celles obtenues après soudage. Ceci s'explique par le fait qu'on ait utilisé des éprouvettes réduites lors de nos essais (10×2,5 au lieu de 10×10) à cause de l'épaisseur des pipes qui est de 3,4 mm seulement.

A défaut de manque de matière, nous avons effectué les essais précédents que sur le matériau soudé non traité afin de vérifier la bonne tenue et la qualité de la soudure.

Nous avons ensuite appliqué des attaques chimiques et électrolytiques sur les quatre matériaux dans le but de déterminer l'effet du soudage et du traitement thermique sur les pièces au niveau de la microstructure, la dureté et la microdureté.

On observe sur les micrographies obtenues pour l'échantillon non traité, que les grains de la ZAT sont plus volumineux que ceux du métal de base, ceci est tout simplement le fruit de l'effet de la température de soudage au voisinage du cordon de soudure qui a causé un grossissement de grains. On remarque, après mesure, que la taille des grains augmente considérablement entre les échantillons 1, 2 et 3 pour diminuer légèrement dans l'échantillon 4. Cette mesure reste imprécise et pourrait être faussée par l'hétérogénéité des tailles des grains due à la présence de précipités et inclusions qui représentent un obstacle pour le glissement des joints de grain. On observe aussi que les joints de grains deviennent de plus en plus fins et inattaqués dans les échantillons 2 et 3, pour ensuite redevenir plus épais dans l'échantillon 4. Ce constat s'explique par le phénomène de dissolution du carbone et de l'azote qui forment les carbures et les carbonitrures intergranulaires, ces derniers ont été mis en solution avec le maintien de 30 mn à 1 100 °C et conservés comme tels avec le refroidissement rapide à l'air,

tandis que le maintien de 5h à 925 °C a causé la formation de nouveau carbures de type MC plus stables au lieu de ceux du type $M_{23}C_6$ expliquant l'épaississement des joints de grains [17]. On remarque notamment sur les micrographies la présence de macles cohérentes et incohérentes. La microstructure de la zone fondue quant à elle est très fine, ferritique dendritique à matrice austénitique dans l'échantillon 1 non traité, elle devient dans l'échantillon 2, 3 et 4 de structure granulaire et subit elle aussi un grossissement de grain proportionnel au temps de maintien à 925 °C.

Ces divers changements au niveau de la microstructure, causent bien évidemment des changements au niveau des propriétés mécaniques. En effet, les essais de dureté ont prouvé que les différents traitements thermiques effectués étaient nuisibles à cette dernière, on retrouve alors une dureté d'environ 200 HV₁₀ pour le premier échantillon, une diminution flagrante est observée pour l'échantillon 2 avec une dureté de 160 HV₁₀, l'échantillon 3 avec 130 HV₁₀ et 150 HV₁₀ pour l'échantillon 4. Cette variation est directement liée au grossissement des grains. On remarque alors que plus la structure est fine plus la dureté est élevée. La microdureté quant à elle varie de la même manière que la dureté mais sa variation est liée à la présence de carbures dans les joints de grains.

Ça va sans dire que les traitements thermiques appliqués changent les caractéristiques électrochimiques de l'acier inoxydable austénitique 316L. Dans le but de déterminer ces changements et les étudier, nous avons accompli des essais électrochimiques sur les 4 matériaux sus-cités.

Nous en avons tiré des courbes de polarisation et des courbes en circuit ouvert pour chaque échantillon, on observe alors une diminution inversement proportionnel au temps de maintien à haute température dans la densité de courant de corrosion. On remarque après le test de polarisation qu'il y a formation de piqûres profondes de couleur marron entourées d'une couleur bleue et verdâtre sur les pièces.

Effectivement, nous avons remarqué que les droites de TAFEL déduites des courbes de polarisation s'interceptent à des points de plus en plus bas. On retrouve alors une densité de courant de corrosion de : 1,3983mA/cm² pour l'échantillon 1 non traité et 0,1718 mA/cm² pour l'échantillon 4. Cette diminution dans la densité de courant de corrosion influe aussi sur la vitesse de corrosion. On trouve alors 16,35 mm/An pour l'échantillon 1 contre 2,009 mm/An pour l'échantillon 4. Ces changements sont directement liés à la dissolution, lors du maintien à haute température, des carbures $Cr_{23}C_6$ intergranulaires qui appauvrissent l'austénite en chrome. Le potentiel d'abandon quant à lui varie aléatoirement. On en déduit alors que les traitements thermiques appliqués améliorent la résistance à la corrosion de l'acier inoxydable 316L dans les milieux acides riches en chlore et plus particulièrement dans une solution de FeCl₃.

Conclusion générale :

Les aciers inoxydables austénitiques sont les plus utilisés dans l'industrie pour diverses raisons : leur résistance à la corrosion, leurs bonnes propriétés mécaniques, leur bonne soudabilité mais aussi leur bel aspect.

Dans le cadre du projet TOUAT GAZ proposé par l'EN-GTP, nous avons procédé à la caractérisation mécanique et électrochimique de la soudure d'un acier inoxydable austénitique 316L par le procédé GTAW. Aussi, nous avons étudié l'influence de traitements thermiques sur ces caractéristiques. Il s'agit :

- D'un traitement d'homogénéisation consistant en un maintien de 30 mn à 1 100 °C suivi d'un refroidissement rapide,
- Du même traitement suivi d'un maintien d'une heure à 925 °C suivi d'un refroidissement à l'air
- Du même traitement suivi avec prolongement de 5h à 925 °C suivi d'un refroidissement à l'air.

Pour accomplir ce travail nous avons réalisé les travaux suivants :

- Caractérisation mécanique du matériau soudé non traité thermiquement consistant en plusieurs essais mécaniques : essais de traction, essais de pliage et des essais de résilience.
- Caractérisation mécanique pour les 4 matériaux par des essais de dureté Vickers et de microdureté.
- Etude métallographique des 4 matériaux au microscope optique à l'issue d'une attaque chimique à l'eau régale et une attaque électrolytique en solution HNO₃ 69% dans le but de déterminer les changements au niveau métallographique après soudage et traitements thermiques, ainsi que la mesure des tailles de grains.
- Etude électrochimique en déterminant les potentiels d'abandon, les courbes de polarisation de l'acier inoxydable 316 L dans un milieu acide chloruré, dans le but de déterminer les effets des différents traitements thermiques sur les caractéristiques électrochimiques : courant de corrosion, potentiel de corrosion, potentiel d'abandon et vitesse de corrosion.

A l'issue des travaux réalisés, nous avons tiré les conclusions suivantes :

- Le soudage de l'acier inoxydable austénitique 316L au procédé GTAW avec le métal d'apport ER316L dans les conditions de soudages donnés précédemment donne de très bonnes propriétés mécaniques et améliore la résistance à la traction de l'assemblage.
- La dureté et la microdureté diminuent en tout point de l'assemblage avec le maintien à haute température de l'acier inoxydable 316L, ce qui améliore sa malléabilité et sa mise en forme.
- Il y a grossissement considérable et hétérogène des grains pendant le traitement thermique ce qui cause la dégradation des propriétés mécaniques de l'assemblage.
- Les résultats électrochimiques montrent qu'il y a dissolution des carbures M₂₃C₆ et leur remplacement par les carbures MC lors du maintien à haute température, ce qui améliore

la résistance à la corrosion de l'acier inoxydable austénitique 316L soudé dans un milieu acide chloruré.

En conclusion, l'acier inoxydable austénitique 316L soudé présente de très bonnes propriétés mécaniques avec les paramètres de soudage cités précédemment. Néanmoins, sa résistance à la corrosion dans un milieu acide chloruré est faible, mais s'améliore après les traitements thermiques appliqués au détriment des propriétés mécaniques.

Perspectives :

Dans le but de compléter le travail effectué, nous proposons d'aborder les travaux suivants :

- Prolonger le temps de maintien à 925 °C jusqu'à 10h sous vide.
- Etudier le comportement électrochimique de chaque zone à part et déterminer l'influence du soudage sur les caractéristiques électrochimiques.
- Etude de la corrosion de l'acier inoxydable 316L soudé par impédance électrochimique.
- Etude approfondie au MEB et au DRX des carbures et des précipités formés dans les joints de grains à différent temps de maintien.

Bibliographie :

- [1] M. C. e. coll, Matériaux Métallique, Paris: Dunod, 2008.
- [2] I. R. D. a. co, Metals Handbook, ASM International, 1998.
- [3] J. P. Jonathan Beddoes, Introduction to stainless steels, Les Etats Unis d'Amérique: ASM INTERNATIONAL, 2003.
- [4] M. Durand-Charre, La microstructure des aciers et des fontes : Genèse et interprétation, Paris: EDP Science, 2012.
- [5] L. GUILLET, Précis de métallographie, Paris: MASSON ET Cie, 1958.
- [6] D. L. &. R. MUDD, Steels Metallurgy & applications.
- [7] D. Michel, Aide-mémoire science des matériaux, Paris: DUNOD, 2013.
- [8] The professional's Advisor on: Welding of Stainless Steels, American Welding Society , 1999.
- [9] G. Murry, Aide-mémoire Métallurgie 2e édition, Paris, 2010.
- [10] F.DELATTRE, Le soudage des aciers inoxydables, Paris: DUNOD, 1965.
- [11] W. Klas, Aide-mémoire procédé de soudage, Paris: Dunod, 2005.
- [12] V. R, Soudage: éléments de conception et de réalisation, Paris: Dunod, 1982.
- [13] R. Cazes, Procédés de soudages: principe généraux et critères de choix, Technique de l'ingénieur B7700, 2006.
- [14] L. Mendel, Manuel pratique de soudage à l'arc, Paris: Dunod, 1975.
- [15] P.JEONG, «Ultrasonic Characterization of Centrifugally Cast Stainless Steel,» Plac Alto: Electric Power Research Institute, California , 1987.
- [16] K.RAJASEKHAR, Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals : a color metallographic and electron microprobe analysis study, 1997.
- [17] H.SASSOULAS, Techniques de l'ingénieur - Matériaux métalliques traités, traitements thermiques des aciers inoxydables, M1160., 2000.
- [18] P.-J. CUNAT, Technique de l'ingénieur - Aciers inoxydables, Fabrication. M4543, 2001.
- [19] D.LANDOLT, Traité des matériaux vol 12: Corrosion et chimies des surfaces des métaux, 1971.

[20] P.LACOMBE, Les applications du concept électrochimique au remède contre la corrosion, introduction à l'étude de la corrosion métallique dans l'industrie pétrolière et chimique., 1952.