

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية متعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT DE METALLURGIE

Mémoire de projet de fin d'études pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux

Effets de post-traitements thermiques sous vide sur le comportement des soudures d'un acier inoxydable

Mr Abdelmounaam BENHOURIA

Mr Zoubir DRAI

Sous la direction de Mr M.LARIBI Professeur

Présenté et soutenu publiquement le : 15/06/2017

Composition du jury:

Présidente	Mme N. KECHOUD	Docteur à l'ENP
Promoteur	Mr M. LARIBI	Professeur à l'ENP
Examineur	Mr A. KASSER	Docteur à l'ENP
Examineur	Mr M.E. DJEGHLAL	Professeur à l'ENP.

ENP 2017

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية متعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT DE METALLURGIE

Mémoire de projet de fin d'études pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux

Effets de post-traitements thermiques sous vide sur le comportement des soudures d'un acier inoxydable

Mr Abdelmounaam BENHOURIA

Mr Zoubir DRAI

Sous la direction de Mr M.LARIBI Professeur

Présenté et soutenu publiquement le : 15/06/2017

Composition du jury:

Présidente	Mme N. KECHOUD	Docteur à l'ENP
Promoteur	Mr M. LARIBI	Professeur à l'ENP
Examineur	Mr A. KASSER	Docteur à l'ENP
Examineur	Mr M.E. DJEGHLAL	Professeur à l'ENP.

ENP 2017

Dédicaces :

Je dédie ce travail à :

Ma tendre Maman et mon cher Papa,

Mes deux frères WALID et MEHDI,

Toute ma famille,

Mes amis et mes proches,

Tous les gens magnifiques que j'ai connu à l'Epst
Telmeçen ou bien à l'ENP,

Mon Oncle Mustafa qui était toujours là pour moi,

Ainsi qu'à toute la famille DRAI et DJELLOULI

DRAI Zoubir

I,
Proudly,
dedicate this work to
my beloved father, my dear mother,
my lovely sisters,
my amazing brother,
my coach and mentor Medster,
and the amazing people I met during my
last 20 years as a student.

To the extraordinary 6 generations of my
second family,

Club d'Activités Polyvalentes

To the “Brainiacs”,

And to “Bounce”, the dream team.

B. Abdelmounaam

Remerciements

Tout d'abord nous remercions "Allah" le tout puissant qui nous a donné la volonté, le courage et surtout la patience afin de réaliser ce modeste travail.

Nous remercions vivement, monsieur le professeur Merzek LARIBI d'avoir assuré la direction de ce travail, et nous avoir apporté rigueur scientifique nécessaire à son bon déroulement.

Nous remercions également monsieur la présidente du jury Mme. Nadia KECHOUD et nos examinateurs messieurs M. KASSER et M.E DJEGHLAL d'avoir accepté d'examiner notre travail.

Nous voulons aussi adresser nos sincères remerciements à l'ensemble des ingénieurs de l'entreprise EN-GTP pour leur précieux aide et leur rôle primordial dans la partie expérimentale de ce travail.

Nous remercions encore les enseignants de l'école nationale polytechnique d'Alger et en particulier les enseignants du département de génie des matériaux.

Nos vifs remerciements s'adressent également à toute personne qui a contribué à notre formation ou participé de près ou de loin à la réalisation de ce projet

المخلص:

الهدف من هذا العمل هو فهم تأثير عملية التلحيم بتقنية WATG و SMAW والمعالجة الحرارية على الخصائص الميكانيكية و الالكتروكيميائية للفولاذ الغير قابل لتأكسد الاستينيبيكي من نوع L631 الدراسة العملية تهدف الى وصف عينات من هذا الفولاذ ميكانيكيا من خلال التجارب المدمرة و الغير المدمرة و كذلك ألكتروكيميائيا بتحديد مختلف خصائص الأكسدة و كذلك معدغرافيا باجراء مجموعة من الملاحظات المجهرية مسبوقة بهجمات كيميائية و الكتروليتيكية.

النتائج المتحصل عليها بعد التلحيم بينت أن الخصائص الميكانيكية تحسنت، كما أن مقاومة الأكسدة للفولاذ تحسنت بعد اجراء المعالجة الحرارية على حساب الخصائص الميكانيكية هذه الأخيرة شهدت تدهورا يعود الى تضخم الذرات. فيما يخص الصلابة و الميكروصلابة الخاصة بالفولاذ فقد شهدت نقصا في قيمتها بعد المعالجة الحرارية. كما لاحظنا تحسن في الخصائص الالكتروكيميائية خاصة بعد المعالجة الحرارية.

الكلمات المفتاحية: التلحيم، الفولاذ الغير قابل لتأكسد L613 ، وصف الخاصات الميكانيكية، الالكتروكيميائية، المعدغرافية، المعالجة الحرارية

Abstract:

The purpose of this work is to understand the influence of the GTAW welding of titanium, SMAW welding of steel 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, 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 improves 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.

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

Résumé

Le but de ce travail est l'étude de l'influence du soudage du titane avec le procédé GTAW , de l'acier avec le procédé SMAW et des traitements thermiques sous vides sur les caractéristiques mécaniques, électrochimiques et métallographique des aciers inoxydables 316L .la caractérisation métallographiques s'est faite par l'observation microscopique, la caractérisation c'est fait mécaniquement par les essai destructifs et électro chimiquement en déterminant les différents paramètres de corrosion.

Les résultats obtenus montrent l'influence positive de la soudure sur les propriétés mécaniques du matériau, or malgré l'effet négatifs que porte les traitements thermiques sur la dureté et la micro dureté, ces derniers augmente la résistance à la corrosion du matériau et confirme les résultats souhaité.

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

Table des matières :

Liste des tableaux

Liste des figures

Introduction générale	12
PARTIE THEORIQUE	13
I. Les aciers inoxydables.....	15
I.1 Introduction	15
I.2 Les diagrammes de phases.....	15
I.3 Les aciers austénitiques	18
I.3.1 Les Propriétés des Aciers Inoxydables austénitiques :.....	19
I.3.2 Types d'aciers inoxydables austénitiques	20
I.3.3 Acier inoxydable austénitique 316L.....	20
I.4 Traitements thermiques des aciers.....	21
I.4.1 Définition générale.....	21
I.4.2 Définition d'un cycle de traitement thermique :	22
I.4.3 Les traitements thermiques sous vide.....	23
I.4.4 Les traitements thermiques dans les aciers inoxydables :	24
II. Soudage	26
II.1 Introduction	26
II.2 SMAW: Soudage à l'arc à l'électrode enrobée.....	26
II.2.1 Définition du procédé.....	26
II.2.2 Principe du procédé.....	26
II.2.3 L'électrode enrobée	27
II.2.4 Paramètres de soudage	27
II.2.5 Préparations de joints pour soudage SMAW	29
II.3 GTAW/TIG: Tungsten Inert Gas.....	29
II.3.1 Définition du procédé.....	29
II.3.2 Principe du procédé.....	30
II.3.3 Caractéristiques du couple électrode/protection gazeuse.....	30
II.3.4 Conditions de soudage	31
II.3.5 Domaines d'applications	32
II.3.6 Calcul des différents paramètres de soudage	32
II.3.7 Préparations de joints pour le soudage TIG	34
III. Suivi électrochimique.....	36
III.1 La corrosion des aciers inoxydables	36
III.1.1 Propriétés des films passifs sur les aciers inoxydables austénitiques	36

III.1.2	Principaux types de corrosion qui affectent les aciers Inoxydables :.....	36
III.2	Exploitation des courbes de polarisations.....	37
III.2.1	Potentiel d'abandon.....	37
III.2.2	Polarisation.....	37
III.2.3	Spectroscopie d'Impédance Electrochimique (SIE):	40
PARTIE EXPERIMENTALE.....		43
IV.	Matériaux et techniques expérimentales	45
IV.1	Présentation du matériau et soudure	45
IV.1.1	Présentation du matériau d'étude	45
IV.1.2	Présentation de la soudure.....	46
IV.1.3	Préparation du joint de soudure.....	46
IV.1.4	Procédés utilisés:	46
IV.2	Méthodes de préparations	49
IV.2.1	Découpage	49
IV.2.2	L'enrobage à chaud	49
IV.2.3	Le polissage	50
IV.2.4	L'attaque chimique.....	50
IV.2.5	L'enrobage à froid.....	50
IV.2.6	Traitement thermique	51
IV.3	Caractérisations du joint de soudure.....	52
IV.3.1	Observation microscopique.....	52
IV.3.2	Essaie de traction.....	53
IV.3.3	Essaie de pliage	54
IV.3.4	Essaie de dureté.....	56
IV.3.5	Essaie de micro dureté.....	57
IV.3.6	Suivie électrochimique	59
V.	Présentation et interprétation des résultats	68
V.1	Influence du soudage	68
V.1.1	Influence du soudage sur les caractéristiques mécaniques.....	68
V.1.2	Influence du soudage sur la microstructure.....	74
V.2	Influence des traitements thermiques	76
V.2.1	Influence des traitements thermiques sur la dureté	76
V.2.2	Influence des traitements thermiques sur la micro dureté.....	79
V.2.3	Influence des traitements thermiques sur la microstructure.....	81
V.3	Caractéristiques électrochimiques après soudage.....	83

V.3.1	Influence des traitements thermiques sur les potentiels de circuit ouvert.....	83
V.3.2	Influence des traitements thermiques sur la voltamétrie	85
V.3.3	Influence des traitements thermiques sur l'impédance	87
V.4	Discussion et interprétation des résultats.....	90
Conclusion générale :		93
Bibliographie :.....		95

Liste des tableaux :

Tableau I.1 Propriétés physiques et mécaniques	21
Tableau II.1 Intensité moyenne de soudage pour la position à plat.....	28
Tableau II.2 Intensité moyenne de soudage pour la position à plat.....	28
Tableau II.3 Différentes préparations de soudure en fonction de l'épaisseur du métal	29
Tableau II.4 Paramètres de soudage pour aciers avec le procédé TIG	33
Tableau II.5 Les paramètres idéals de soudage en TIG	33
Tableau II.6 Quelques préparations de joints pour le soudage TIG	34
Tableau IV.1 Composition chimique du métal de base du pipe	45
Tableau IV.2 Propriétés mécaniques du métal de base du pipe.....	45
Tableau IV.3 Analyse chimique type du métal d'apport E7018	47
Tableau IV.4 Propriétés mécaniques type du métal déposé E7018	47
Tableau IV.5 Paramètres de soudage de la pipe par électrode E7018	47
Tableau IV.6 Analyse chimique type du fil d'apport AMS4954	48
Tableau IV.7 Propriétés mécaniques type du métal déposé AMS4954	48
Tableau IV.8 Paramètres de soudage avec le fil AMS4954 par le procédé GTAW	48
Tableau IV.9 Dimensions des éprouvettes prélevées pour l'essai de traction	54
Tableau IV.10 Dimensions des éprouvettes prélevées pour l'essai de pliage.....	56
Tableau IV.11 La composition chimique du sable du Sahara algérienne.....	59
Tableau V.1 Résultats d'essai de dureté sur le premier axe	68
Tableau V.2 Résultats d'essai de dureté sur le deuxième axe	70
Tableau V.3 Résultats d'essai de micro dureté sur le premier axe	71
Tableau V.4 Résultats d'essai de micro dureté sur le deuxième axe	72
Tableau V.5 Résultats obtenus d'essai de traction	74
Tableau V.6 Résultats d'essai de pliage.....	74
Tableau V.7 Résultats d'essai de dureté après recuit et hyper trempé pour le premier axe....	77
Tableau V.8 Résultats d'essai de dureté après recuit et hyper trempé pour le deuxième axe.	78
Tableau V.9 Résultats d'essai de micro dureté sur le premier axe	79
Tableau V.10 Résultats d'essai de micro dureté après recuit et hyper trempé sur le deuxième axe	80
Tableau V.11 Comportement électrochimique des échantillons sans traitements thermiques	85
Tableau V.12 Comportement électrochimique des échantillons après recuit	86
Tableau V.13 Comportement électrochimique des échantillons après hyper trempé	87
Tableau V.14 Résultats de l'impédance des échantillons sans traitements thermiques	88
Tableau V.15 Résultats de l'impédance des échantillons après recuit	89
Tableau V.16 Résultats de l'impédance des échantillons après hyper trempé	90

Liste des figures :

Figure I.1 Diagramme Fer-Chrome.....	16
Figure I.2 Diagramme Fer-Chrome-Nickel.....	16
Figure I.3 Diagramme Fer-Nickel.....	17
Figure I.4 Influence du nickel sur la boucle gamma du diagramme Fe-Cr.....	18
Figure I.5 Coupe du diagramme ternaire Fer-C-Cr.....	18
Figure I.6 Microstructure d'un acier inoxydable austénitique	19
Figure I.7 Cycle exemplaire d'un traitement thermique	22
Figure II.1 Croquis didactique du procédé de soudage SMAW	26
Figure II.2 Schéma présentant le procédé SMAW	27
Figure II.3 Schéma d'une électrode enrobée	27
Figure II.4 Différentes polarités des électrodes	29
Figure II.5 Croquis didactique du procédé de soudage GTAW.....	30
Figure II.6 Effets du type de courant sur le flux du soudage en GTAW	31
Figure III.1 Micrographie d'un acier inoxydable 304 oxydé à 1000°C pendant 100h.....	36
Figure III.2 Schéma d'une courbe de polarisation intensité / potentiel.....	38
Figure III.3 Courbe $\log I = f(E)$ et droites de Tafel.	39
Figure III.4 Différentes représentations de spectroscopie d'impédance électrochimique.....	40
Figure III.5 Doubles couches électrochimiques	41
Figure III.6 a) Représentation simplifiée d'une interface électrochimique pour une réaction avec transfert de charges sans diffusion, b) diagramme d'impédance correspondant	42
Figure III.7 Influence des effets de l'adsorption sur le diagramme d'impédance	42
Figure IV.1 Pipe API x60 fabriqué en acier A312 TP316L.....	45
Figure IV.2 Schéma de la préparation du joint de soudure des pipes	46
Figure IV.3 Première passe en SMAW	47
Figure IV.4 Passe de finition en GTAW	48
Figure IV.5 Différents prélèvements des échantillons	49
Figure IV.6 Une pièce enrobée à chaud	49
Figure IV.7 Echantillon en contact avec un fil de cuivre enrobé à froid	50
Figure IV.8 Cycle de recuit effectué	51
Figure IV.9 Cycle d'hyper trempe effectué	52
Figure IV.10 Le four sous vide utilisé pour effectuer les deux traitements thermiques	52
Figure IV.11 Une éprouvette de traction d'une longueur initiale entre repères L_0 normalisée.....	53
Figure IV.12 Différentes sens des prélèvements des éprouvettes par rapport au joint de soudure	53
Figure IV.13 L'essai de pliage en execution.....	54
Figure IV.14 Schéma représentatif d'un essai de pliage transversal endroit.....	55
Figure IV.15 Schéma représentatif d'un essai de pliage transversal envers	55
Figure IV.16 Principe de l'essai Vickers	57
Figure IV.17 Micro-duromètre utilisé, de marque Mitutoyo	58
Figure IV.18 Les endroits sélectionnés pour les essais de micro dureté.....	58
Figure IV.19 VoltaLab 40 (PGZ301) utilisé	60
Figure IV.20 Fenêtre principale de VoltaLab VoltaMaster4	60
Figure IV.21 La fenêtre "Cell setup" du logiciel VoltaMaster4	61
Figure IV.22 Exemple d'une séquence du logiciel VoltaMaster4.....	62
Figure IV.23 La fenêtre "Sequence edition" du logiciel VoltaMaster4.	62

Figure IV.24 Tableaux générés par VoltaMaster4 lors de l'exécution d'une séquence.	63
Figure IV.25 Les courbes tracées en temps réel lors de l'exécution d'une séquence	63
Figure IV.26 Conversion d'une courbe $i=f(E)$ à une courbe de Tafel	64
Figure IV.27 Régression circulaire d'une courbe de Nyquist à l'aide de VoltaMaster4	64
Figure IV.28 Paramètres sélectionnés pour avoir le potentiel libre des échantillons	65
Figure IV.29 Les paramètres sélectionnés pour avoir les courbes de Tafel des échantillons.	66
Figure IV.30 Les paramètres sélectionnés pour avoir les courbes de Nyquist	66
Figure V.1 Différentes zones sélectionnées pour l'essai de dureté et micro dureté.....	68
Figure V.2 La dureté en fonction de la position pour le premier axe.....	69
Figure V.3 La dureté en fonction de la position pour le deuxième axe.....	70
Figure V.4 La micro dureté en fonction de la position pour le premier axe	72
Figure V.5 La micro dureté en fonction de la position pour le deuxième axe	73
Figure V.6 Les courbes de tractions des deux essais effectués.	73
Figure V.7 Microstructures vues sous le microscope optique : métal de base non traité.....	75
Figure V.8 Microstructures vues sous le microscope optique : ZAT non traité.....	76
Figure V.9 Microstructures vues sous le microscope optique : ZF non traité.....	76
Figure V.10 La dureté après recuit et hyper trempe en fonction de la position pour le premier axe	77
Figure V.11 La dureté après recuit et hyper trempe en fonction de la position pour le deuxième axe.....	78
Figure V.12 La micro dureté après recuit et hyper trempe en fonction de la position pour le premier axe.....	79
Figure V.13 La micro dureté après recuit et hyper trempe en fonction de la position pour le deuxième axe.....	80
Figure V.14 Microstructure du métal de base de l'échantillon hyper trempé.....	81
Figure V.15 Microstructure de la ZAT de l'échantillon recuit.	82
Figure V.16 Microstructure de la Zone fondue de l'échantillon hyper trempé.....	82
Figure V.17 Le potentiel de circuit libre des échantillons sans traitement thermique	83
Figure V.18 Le potentiel libre des échantillons après recuit.....	84
Figure V.19 Le potentiel de circuit ouvert des échantillons après hyper trempe	84
Figure V.20 Courbes de Tafel des échantillons sans traitements thermiques	85
Figure V.21 Courbes de Tafel des échantillons après recuit.....	86
Figure V.22 Courbes de Tafel des échantillons après hyper trempe.....	87
Figure V.23 Courbes de Nyquist des échantillons sans traitements thermiques.....	88
Figure V.24 Courbes de Nyquist des échantillons après recuit.....	89
Figure V.25 Courbes de Nyquist des échantillons après hyper trempe.....	90

Introduction générale :

Les aciers inoxydables austénitiques présentent de bonnes propriétés mécaniques et électrochimiques, effectivement ce type d'acier inoxydable est le plus courant dans les milieux où il y a un risque de corrosion, grâce à leurs résistances à la corrosion, mais aussi grâce à leurs soudabilités par la plupart des procédés de soudage. Les domaines d'applications de ces aciers sont généralement les domaines énergétiques, pétrochimiques et les industries pharmaceutiques.

L'entreprise « Grands Travaux Pétroliers » a été sous traitée par l'entreprise DAEWOO, pour caractériser et homologuer les procédés de soudure effectués à un pipeline de transport de gaz, qui va être installé aux régions du Sahara algérien. Ses derniers sont en acier inoxydable de nuance 316L, choisi pour le bon facteur mécanique et économique, d'une épaisseur de 7mm.

Contrairement aux normes, ces pipelines ont été soudés par le procédé SMAW avec un acier ordinaire E7018, et finis par le procédé GTAW avec fil hétérogène en alliage de titane AMS4954. Le but est l'étude du comportement du joint de soudure hétérogène, comparant avec une soudure homogène.

Pour étudier l'influence de la soudure, et les effets post traitements thermiques sous vide, sur les propriétés électrochimiques et mécaniques des pipelines soudés, on a effectué plusieurs 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 notre travail en trois parties :

1. Une première partie qui représente une étude bibliographique, présentée en trois chapitres. Le premier chapitre est une présentation des aciers inoxydables austénitiques, avec ses différents traitements thermiques. Le deuxième chapitre regroupe des généralités sur le soudage des aciers inoxydables, et des présentations des deux procédés utilisés à savoir le SMAW et le GTAW. Le troisième chapitre présente l'approche et les différentes méthodes de caractérisation électrochimiques d'un joint de soudure.
2. Une deuxième partie intitulée partie expérimentale, dans laquelle on a présenté les méthodes d'élaboration des soudures, les différents traitements thermiques et les essais mécaniques et électrochimiques qu'on a effectués, en prenant en compte leurs déroulements et le matériel utilisé pour les réaliser.
3. Une troisième et dernière partie qui est la présentation et interprétation des résultats obtenus.

Pour finir, on a clôturé notre mémoire par une conclusion générale en les comparant avec les objectifs de l'entreprise DAEWOO.

PARTIE THEORIQUE

CHAPITRE I :
Les aciers inoxydables

I. Les aciers inoxydables

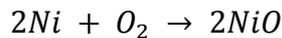
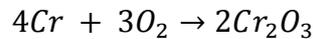
I.1 Introduction

Les aciers ont en général une mauvaise résistance à la corrosion. De nombreux essais ont été faits pour les protéger. Cette protection est faite par deux méthodes: ajout d'éléments à l'acier lors de la fusion ou dépôt d'une couche protectrice sur le produit fini. C'est la découverte des aciers inoxydables qui ont permis de regrouper ces deux types de protection cités en haut.

Ces aciers peuvent être classés en quatre familles :

- Les aciers martensitiques ;
- Les aciers ferritiques ;
- Les aciers austénitiques ;
- Les aciers duplex.

En effet ces aciers sont rendus résistants à la corrosion par la création naturelle d'une couche dite de passivation. C'est le chrome qui est allié au fer et au nickel qui provoque la formation sur leur surface un film d'oxyde qui ralentit et même peut arrêter la corrosion. Ces aciers inoxydables sont définis par des aciers tirant plus de 10.5% de chrome, moins de 1.2% de carbone et d'autre élément d'alliages selon la norme européenne (NF EN 100088-1), l'oxydation du chrome et le Nickel se fait par les réactions suivantes:



D'après la première réaction il y a une formation de la couche d'oxyde de chrome Cr_2O_3 passive cette couche est fine et invisible. Celle-ci protège l'acier et le rend plus difficile à corroder. On note qu'il y a différents éléments d'addition qui améliorent les propriétés mécaniques de cet acier comme le nickel, titane et le molybdène. [1]

La protection contre la corrosion dépend essentiellement du % chrome alors il faut s'attendre à des caractéristiques de corrosion :

- médiocres, pour les plus basses teneurs en chrome (11 à 13 %),
- moyennes, pour les concentrations en chrome intermédiaires (14 à 15 %),
- haut de gamme, pour les teneurs plus élevées, typiquement 16 à 18 %,
- exceptionnelles, pour les concentrations supérieures (21 à 25 %). [2]

Les aciers inoxydables possèdent une excellente résistance à la corrosion, résistance mécanique importante mise en œuvre plus aisée et facilité d'entretien c'est ce qui permet ces aciers de pénétrer de nombreux domaines industriels (transport, médical, Production d'énergie).

I.2 Les Diagrammes de phases

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

a) Diagramme Fer-Chrome

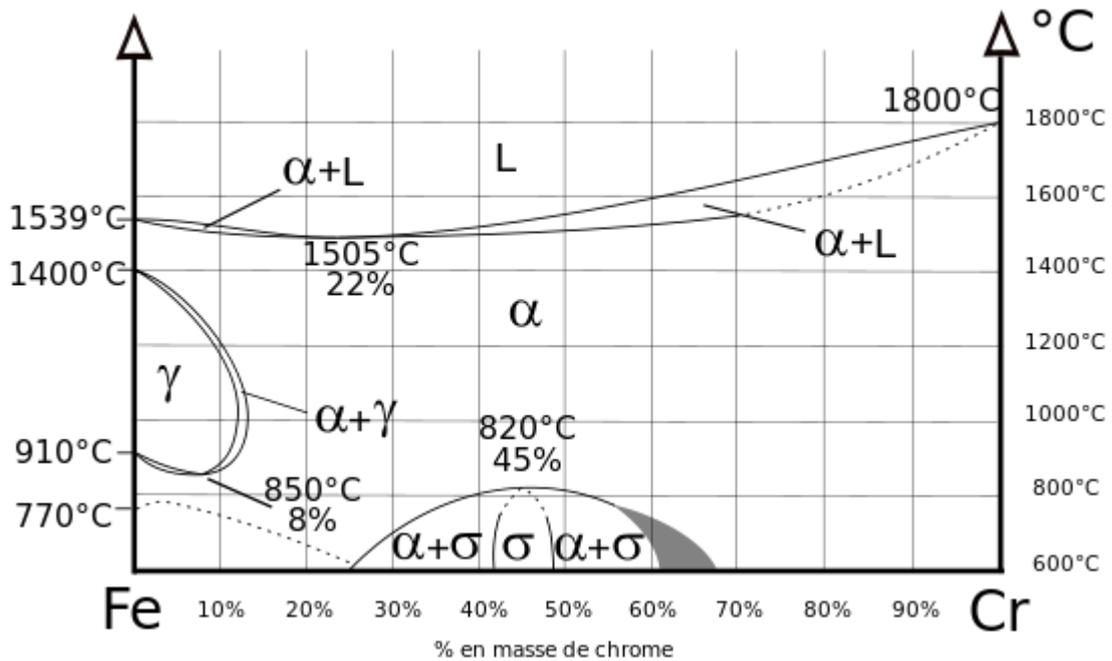


Figure I.1 Diagramme Fer-Chrome[1].

La modification du diagramme d'équilibre peut se faire par les éléments d'alliages et leurs proportions dans notre cas le chrome favorise la cristallisation en phase alpha ils sont dites « alpha gènes » du Diagramme (Figure I.2) on remarque que le domaine alpha est très étendu, le domaine gamma est donc réduit à une zone fermée appelée « boucle gamma » On peut délimiter deux régions de teneur en chrome :

- %Cr < 13 : ces alliages ont la possibilité d'être austénites totalement ou partiellement et peuvent donc subir la transformation gamma- alpha par refroidissement lent ou rapide.
- %Cr > 13 : ces alliages toujours ferritiques, ne peuvent pas subir de durcissement par trempe martensitique.

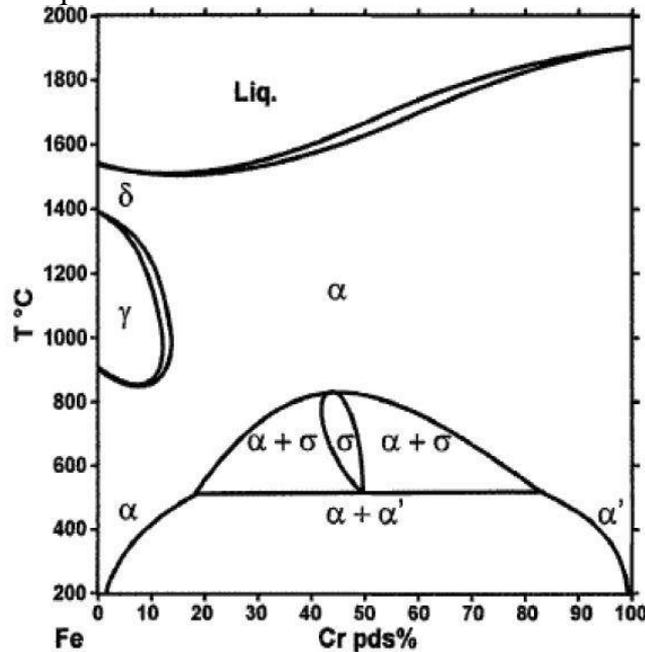


Figure I.3 Diagramme Fer-Chrome-Nickel [2]

Le Diagramme Fe-Ni **Figure I.3** montre que le domaine d'existence de la phase gamma augmente avec la teneur en nickel. Le nickel est donc un élément gammagène de structure cubique à face centrées, il favorise la phase austénitique pour des raisons d'isomorphisme

b) Diagramme Fer-Nickel

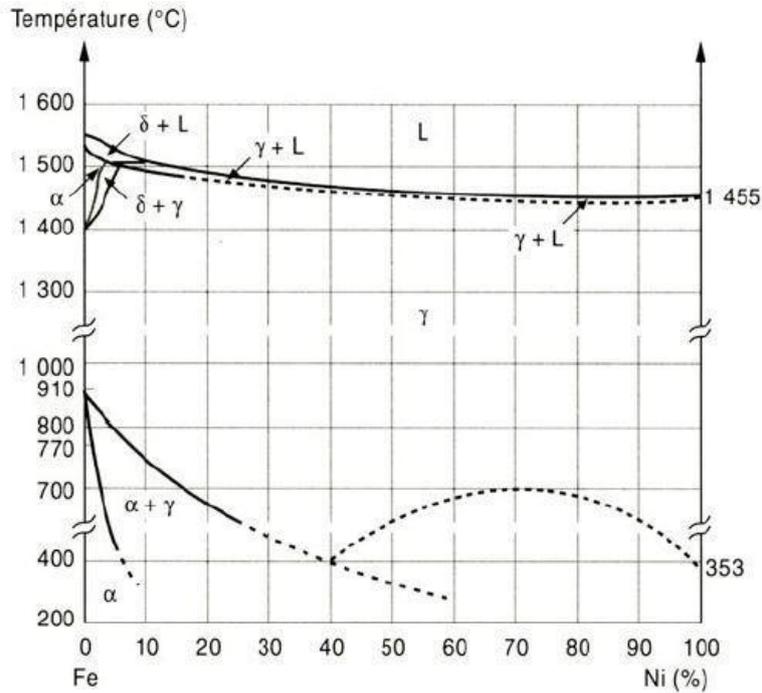


Figure I.4 Diagramme Fer-Nickel [2]

L'ajout du nickel (**Figure I.5**) permet d'obtenir des aciers austénitiques à température ambiante en élargissant le domaine austénitique.

Figure I.6 qui est une coupe du diagramme ternaire Fer-Cr-Ni montre clairement le déplacement de la boucle gamma vers les teneurs élevées en chrome lorsqu'on augmente la teneur en nickel.

On peut obtenir une austénite stable avec une teneur de nickel très élevée, en absence du chrome on obtient une austénite stable avec au moins 30% de nickel, si le chrome est présent à cause d'être de nature alphagène la teneur du nickel doit être plus élevée que 30% pour stabiliser l'austénite. [2]

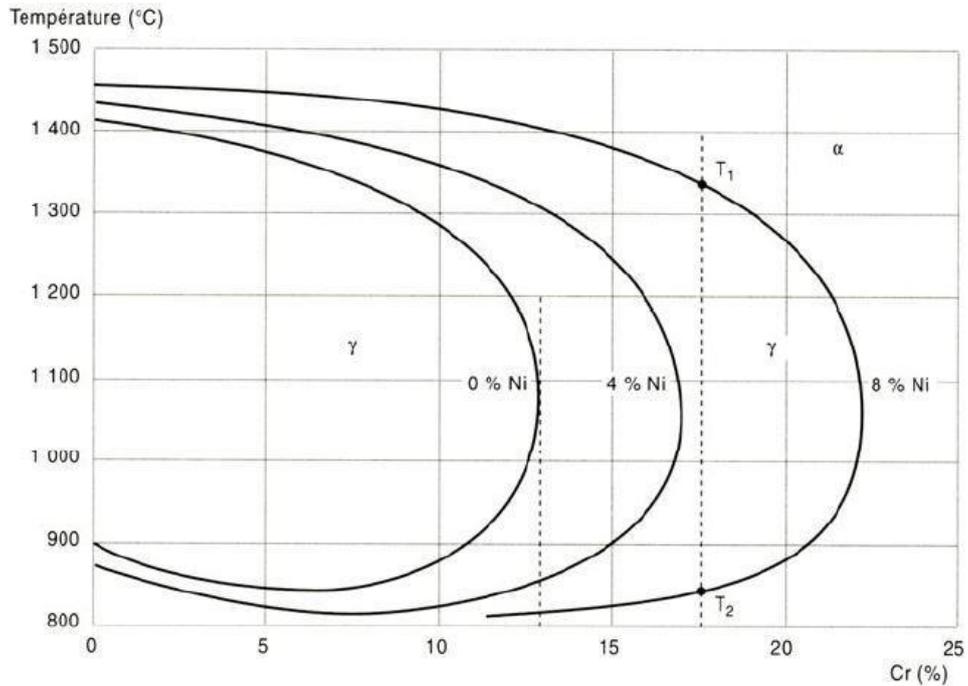


Figure I.7 Influence du nickel sur la boucle gamma du diagramme Fe-Cr [2]

c) Le Système fer-Cr-C

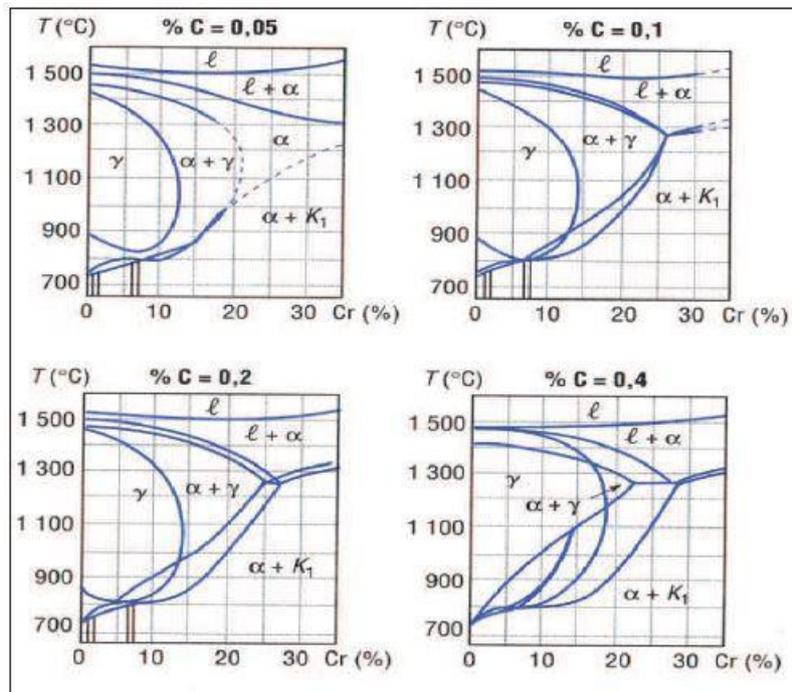


Figure I.8 Coupe du diagramme ternaire Fer-C-Cr [3]

Le Carbone agit par son caractère nettement gammagène, et rentre ainsi avec le chrome, élément pseudo-binaire des ternaires Fer-C-Cr **Figure I.9**Il a également une action stabilisatrice sur l'austénite formée à haute température. [3]

I.3 Les aciers austénitiques

Les nuances les plus utilisées sont caractérisées par des teneurs en chrome et en nickel

respectivement de 17 à 18% et 8 à 14%. L'addition de molybdène (de 2 à 3%) leur confère une bonne tenue dans les milieux acides et ceux générateurs de piqûres ou de corrosion caverneuse.

La forte proportion de nickel sert à donner et à conserver la structure austénitique (gamma) à ces aciers même à température ambiante, en plus d'augmenter leur résistance à la corrosion.

Même si leur teneur en carbone est relativement faible, ces aciers sont très sensibles à la corrosion inter-granulaire due à la précipitation de carbures. Ils sont utilisés dans les domaines de l'agro-alimentaire, du nucléaire, du bâtiment, des transports, de l'industrie chimique, de l'électroménager, etc. [4]

Figure I.10 représente une microstructure d'un acier inoxydable austénitique qui consiste en grains austénites qui peuvent montrer des macles.

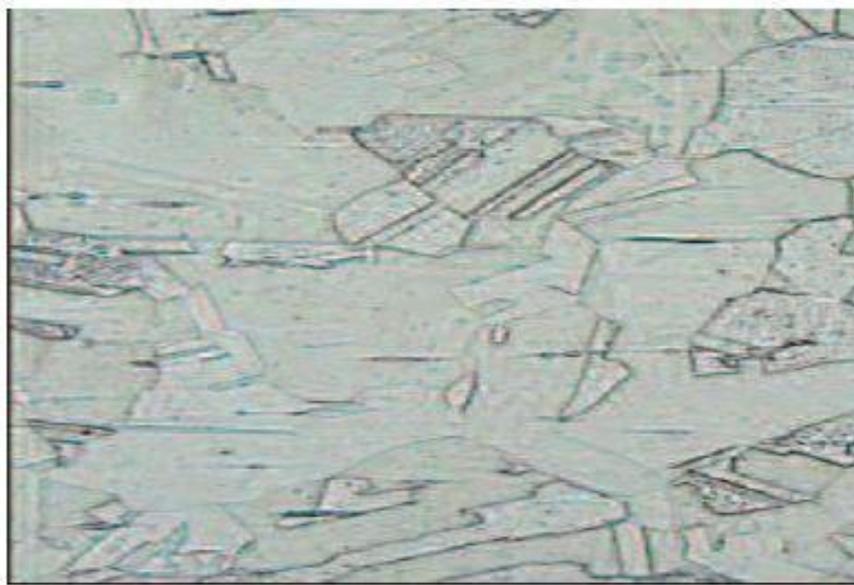


Figure I.11 Microstructure d'un acier inoxydable austénitique

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 %. [5]

I.3.1 Les Propriétés des Aciers Inoxydables austénitiques :

Les aciers austénitiques possèdent une bonne résistance à la corrosion en général. Ils ne présentent pas de durcissement après traitement thermique ; leurs caractéristiques mécaniques peuvent être augmentées par addition d'azote ou par déformation à froid. En principe, voici les principales propriétés des aciers inoxydables austénitiques :

- Ductilité et résilience importante, y compris à basse température

- Acier facilement écrouissable sans fragilité
- Faible limite d'élasticité $Re_{0,2}=190/230$ MPA
- Léger fluage à température ambiante
- Bonne résistance mécanique à chaud
- Bonne soudabilité
- Dureté de 80 HRB
- Résistance électrique élevée de l'ordre de 70 microOhm.cm
- Faible conductivité thermique
- Coefficient de dilatation élevé entre 20C et 300 C. $\alpha=17.5 \cdot 10^{-6} \text{ k}^{-1}$. [5]

I.3.2 Types d'aciers inoxydables austénitiques [6]

a) Nuances de type 18-10:

Par exemple la nuance **X2CrNi18-9 (Z3CN18-09) (AISI 304L)** qui a une Bonne résistance corrosion inter granulaire. Limite élasticité faible > 176 MPa. Utilisés pour la réalisation d'ouvrages toutes qualités

b) Nuances de type 17-12-Mo

Par exemple la nuance **X5CrNiMo17-12-2 (Z7CND17-12) (AISI 316)** qui a une Meilleure résistance corrosion. Et une Sensible corrosion inter granulaire. Avec une Limite d'élasticité limitée > 196 MPa. Une bonne soudabilité et qualité d'usinage respectable. Cette nuance est généralement est utilisés dans les industries chimiques, pharmaceutique, pétrolières, agroalimentaires et aussi intensément en milieu nautique.

c) **Z6DNT18.10 (INOX 321)**

Il a une bonne résistance à la corrosion 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.3.3 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. [8]

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. [8]

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]

a) 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.

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

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 une 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. [9]

Le tableau **Tableau I.1** représente les propriétés physiques de cet alliage qui sont proches de celles précédemment évoquées dans les aciers inoxydables austénitiques :

Tableau I.2 Propriétés physiques et mécaniques[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.4 Traitements thermiques des aciers

I.4.1 Définition générale

Les traitements thermiques sont constitués par un certain nombre d'opérations combinées de chauffage et de refroidissement ayant pour but:

1. D'améliorer les caractéristiques des matériaux et rendre ceux-ci plus favorables à un emploi donné, à partir des modifications suivantes :
 - a. Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique R_m , R_e , A % en donnant une meilleure tenue de l'élément.
 - b. Augmentation de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure ou aux chocs

2. De régénérer un métal qui présente un grain grossier (affiner les grains, homogénéiser la structure) cas des matériaux ayant subi le forgeage.
3. De supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux avant subit une déformation plastique à froid (emboutissage, fluotournage).

En dehors du recuit de recristallisation qui permet de supprimer l'écrouissage, les traitements thermiques ne s'appliquent pas aux métaux purs, mais seulement à quelques alliages pour lesquels on recherche principalement une augmentation de la limite élastique et une diminution de la fragilité.

En général les traitements thermiques ne changent pas la composition chimique de l'alliage.

I.4.2 Définition d'un cycle de traitement thermique :

Effectuer un traitement thermique sur une pièce, c'est faire subir à celle-ci une variation de la température en fonction du temps **Figure I.12**. Le procédé de traitement thermique se compose de :

- AB : L'échauffement à des températures supérieures aux températures de transformation (par exemple : AC_3).
- BC : Maintient à une température définie.
- CD : Refroidissement avec une vitesse donnée :
 - Lente (dans le four, à l'air).
 - Assez rapide (dans l'huile).
 - Très rapide (dans l'eau).

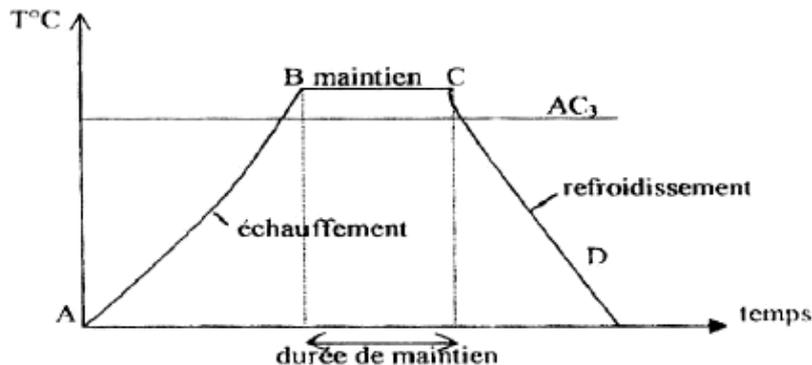


Figure I.13 Cycle exemplaire d'un traitement thermique

La plupart des matériaux sont susceptibles de subir des traitements thermiques. C'est ainsi que l'on peut modifier les structures des matières plastiques, des verres, des céramiques, mais ce sont les matériaux métalliques, métaux et alliages, qui offrent les plus grandes possibilités de traitements thermiques.

On peut même dire que c'est grâce à eux que l'on peut en tirer le plus grand profit. Car l'importance commerciale des traitements thermiques est considérable.

Les modifications structurales obtenues par traitement thermique permettent, de conférer à un matériau des propriétés particulières adaptées à sa meilleure utilisation sous forme de pièce finie, ou à sa mise en œuvre dans les meilleures conditions, sous forme de demi-produit ou d'ébauche.

Ces améliorations contribuent très souvent à une diminution des coûts, car elles permettent l'emploi d'alliages bon marché quand on sait les traiter convenablement, ou la diminution du nombre de nuances à utiliser pour un type de fabrication donné, en choisissant un traitement bien adapté à chaque propriété recherchée.

Il faut préciser, dès à présent, que les traitements thermiques permettent une modification de toutes les propriétés des matériaux, car celles-ci sont toutes étroitement liées à leur structure : propriétés mécaniques, propriétés chimiques et de résistance à la corrosion, propriétés physiques diverses (électriques, magnétiques, etc.).

Il s'agit, bien entendu, d'améliorer les propriétés des matériaux pour leur emploi mais, souvent, l'amélioration de l'une d'elles va généralement de pair avec une dégradation d'autres propriétés.

Ainsi, une augmentation de dureté ou de résistance mécanique est toujours associée à un accroissement de la fragilité ou à une diminution de la ductilité, et à l'altération de nombreuses autres propriétés, mais aussi à une diminution de l'usinabilité ou à une impossibilité d'emploi du matériau traité thermiquement pour le soudage par exemple.

De même, un recuit permet en général d'augmenter la malléabilité et la facilité de mise en forme, mais diminue la dureté, la résistance mécanique et la résistance à l'usure, l'usinabilité pouvant être, selon le cas, améliorée ou diminuée.

Ce sont surtout les industries de pointe (aéronautique, nucléaire, essentiellement) et les industries de grande série (automobile) qui ont poussé au développement des performances des alliages et à la mise au point de traitements thermiques permettant d'atteindre ces performances.

On rencontre alors, parmi les alliages traités thermiquement, des domaines d'application spécifiques. Quand un alliage doit être utilisé sous des sollicitations diverses et simultanées, il est souvent nécessaire de faire des choix entre les propriétés et de faire des concessions à certaines d'entre elles.

Pour ces raisons, le choix d'un traitement thermique résulte souvent d'un compromis entre plusieurs propriétés contradictoires, les solutions sont souvent multiples, et le choix de la place des traitements thermiques dans une gamme de fabrication est d'une importance capitale. [17]

I.4.3 Les traitements thermiques sous vide

Le vide absolu n'existe pas, on s'en rapproche dans l'espace interstellaire. Notre milieu de vie est un milieu gazeux qui s'établit sous une certaine pression (1000 mbar pour la pression atmosphérique). Le chauffage des métaux en contact avec l'air produit une oxydation liée à la présence d'oxygène.

Pour éviter cette oxydation il faut, soit chauffer sous atmosphère neutre exempte d'air (azote, argon ou hydrogène par exemple), soit éliminer l'oxygène par pompage de l'air contenu dans un four construit pour être étanche aux introductions d'air extérieur.

Pour éviter totalement l'oxydation, la pression doit être réduite à 0,1 mbar ; cela s'obtient par pompage à l'aide de pompes à vide.

Les traitements sous vide s'effectuent donc dans des fours spéciaux étanches et dotés de systèmes de pompage pour y faire régner un vide relatif 10^{-2} à 10^{-5} mbar.

Toutefois, le vide présente un inconvénient de l'absence de convection, et le chauffage s'effectue uniquement par rayonnement. Il sera beaucoup plus lent que sous atmosphère, surtout aux plus basses températures.

Pour cette raison, les traitements à basse température (revenus) et les montées en température peuvent s'effectuer dans des fours à purge sous vide dans lesquels on fait un vide préalable et où l'on introduit du gaz neutre pour obtenir une part de chauffage par convection. [17]

I.4.4 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.

Parmi ces traitements thermiques, on distingue des traitements d'homogénéisation tels que l'hyper trempe, ou des traitements pour limiter la teneur d'une phase comme les traitements anti-ferrite...etc.

CHAPITRE II :

Le soudage

II. Soudage

II.1 Introduction

Le soudage est un moyen d'assemblage permanent. Il a pour objet d'assurer la continuité de la matière à assembler. Dans le cas des métaux, cette continuité est réalisée à l'échelle de l'édifice atomique. En dehors du cas idéal où les forces interatomiques et la diffusion assurent lentement le soudage des pièces métalliques mises entièrement en contact suivant des surfaces parfaitement compatibles et exemptes de toute pollution, il est nécessaire de faire intervenir une énergie d'activation pour réaliser rapidement la continuité recherchée.

II.2 SMAW: Soudage à l'arc à l'électrode enrobée

II.2.1 Définition du procédé

Le soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SMAW) est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre l'âme métallique de l'électrode et la pièce à souder (**Figure II.1**). L'énergie calorifique de l'arc fait fondre localement la pièce à assembler et l'âme métallique de l'électrode pour constituer le bain de fusion et après refroidissement le cordon de soudure recouvert d'un laitier protecteur. Un générateur électrique fournit le courant continu ou alternatif avec une intensité variant de 30 à 400 ampères en fonction de différents paramètres comme le diamètre de l'électrode, la nature de l'enrobage, la position de soudage, le type d'assemblage, la dimension et la nuance des pièces à assembler. La tension à vide du générateur (U_0) doit être supérieure à la tension d'amorçage (surtout en courant alternatif). Sa valeur doit être comprise entre 40 et 80 volts. [10]

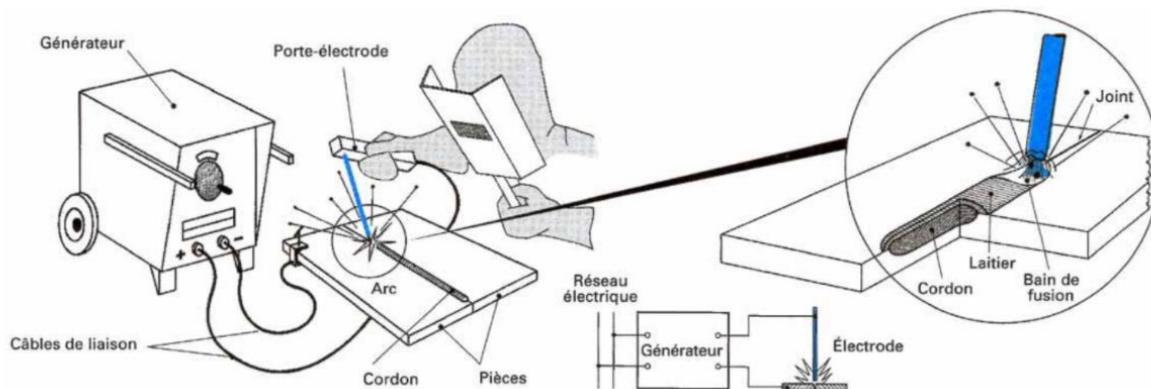


Figure II.2 Croquis didactique du procédé de soudage SMAW

II.2.2 Principe du procédé

L'électrode enrobée est placée et serrée sur la pince porte-électrode relié sur l'une des bornes électriques de sortie du poste de soudage. La masse est reliée au générateur et est placée sur la pièce à souder (**Figure II.3**). L'amorçage de l'arc est réalisé en frottant l'extrémité généralement graphitée de l'électrode sur la pièce et en écartant de quelques millimètres le bout de l'électrode lorsque l'arc jaillit. Ensuite il faut entretenir cet arc électrique afin d'éviter la rupture d'arc en veillant à maintenir une distance constante la plus faible possible entre le bout de l'électrode et la pièce à souder. [10]

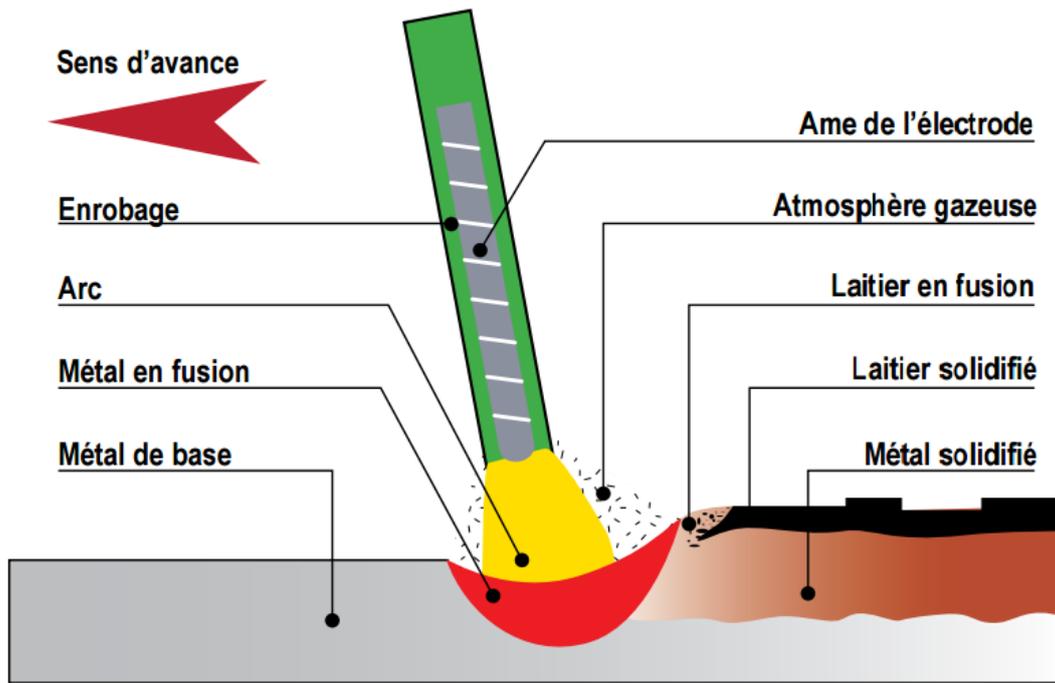


Figure II.4 Schéma présentant le procédé SMAW [10]

II.2.3 L'électrode enrobée

L'électrode est constituée de deux parties distinctes :

- **L'âme** : partie métallique cylindrique placée au centre de l'électrode. Son rôle principal est de conduire le courant électrique et d'apporter le métal déposé de la soudure.
- **L'enrobage** : partie extérieure cylindrique de l'électrode. Il participe à la protection du bain de fusion de l'oxydation par l'air ambiant en générant une atmosphère gazeuse entourant le métal en fusion. L'enrobage dépose, lors de sa fusion, un laitier protecteur sur le dessus du cordon de soudure. Ce laitier protège le bain de fusion de l'oxydation et d'un refroidissement trop rapide. L'enrobage a un rôle électrique, assure la stabilité et la continuité de l'arc par son action ionisante. L'enrobage a un rôle métallurgique, il permet d'apporter les éléments chimiques spéciaux d'addition nécessaires. Sa composition chimique et physique est très complexe. [11]



Figure II.5 Schéma d'une électrode enrobée [11]

Le diamètre de l'électrode enrobée varie de \varnothing 1,6 à \varnothing 8mm. La longueur totale est comprise entre 250 et 500mm. Certaines électrodes peuvent atteindre 1 mètre pour des applications spécifiques (soudage automatique).

II.2.4 Paramètres de soudage

a) Paramètres de soudage par diamètre des électrodes enrobées

- Lorsque l'intensité est trop faible, il y a collage de l'électrode enrobée sur la pièce à souder, la fusion est molle et la pénétration est faible, l'amorçage est difficile, une

instabilité de l'arc et une mauvaise compacité du métal déposé (présence de défaut type soufflure et inclusion de laitier)

- Lorsque l'intensité est trop forte, vous constatez des projections importantes aux bords du joint, des écoulements de métal lors du soudage en position.[12]

Tableau II.1 Intensité moyenne de soudage pour la position à plat[12]

Ø électrode	Enrobage mince	Enrobage épais	semi-	Enrobage épais	Enrobage 110 / 130	R%
Ø 1,6 mm	25 A	30 A		35 A		
Ø 2,0 mm	40 A	50 A		55 A		
Ø 2,5 mm	60 A	70 A		75 A	80 A	
Ø 3,2 mm	90 A	100 A		110 A	115 A	
Ø 4,0 mm	130 A	150 A		160 A	170 A	
Ø 5,0 mm	170 A	190 A		200 A	220 A	

Le réglage de l'intensité appliquée à l'électrode dépend :

- du diamètre de l'électrode (voir tableau ci-dessus)
- de la nature de l'âme de l'électrode
- de la nuance des pièces à assembler
- de la position de soudage
- du type d'assemblage rencontré
- de l'épaisseur des pièces à souder

Tableau II.2 Intensité moyenne de soudage pour la position à plat [12]

Epaisseur	Ø 1,6 mm	Ø 2,0 mm	Ø 2,5 mm	Ø 3,2 mm	Ø 4,0 mm	Ø 5,0 mm
3 mm		60 A	70 A	90 A		
4 mm			80 A	100 A	120 A	
5 mm			90 A	110 A	130 A	160 A
6 mm			90 A	120 A	140 A	160 A
8 mm			90 A	125 A	150 A	170 A
10 mm				130 A	160 A	190 A
12 mm				130 A	170 A	190 A
15 mm				130 A	170 A	200 A
20 mm					190 A	220 A

b) La polarité de l'électrode enrobée

Les passes de pénétration (non reprises à l'envers) réalisées à l'électrode enrobée avec un générateur à courant continu sont généralement effectuées avec la polarité négative à l'électrode(**Figure II.6**).

La fiche du câble de la pince porte-électrode est raccordée à la borne (-). La fiche du câble de la pince de masse est raccordée à la borne (+)

Les passes de remplissage et de finition réalisées à l'électrode enrobée avec un générateur à courant continu sont généralement effectuées avec la polarité positive à l'électrode. La fiche du câble de la pince porte-électrode est raccordée à la borne (+). La fiche du câble de la pince de masse est raccordée à la borne (-). [14]

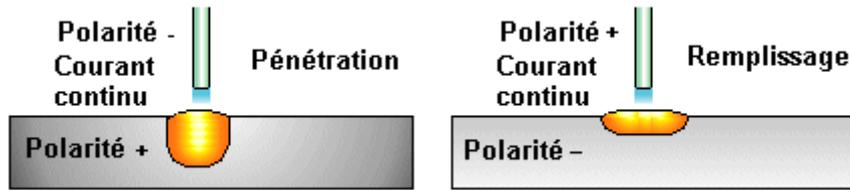
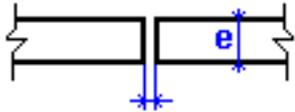
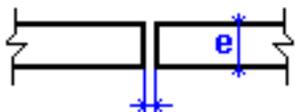
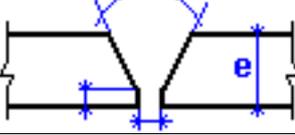


Figure II.7 Différentes polarités des électrodes [14]

II.2.5 Préparations de joints pour soudage SMAW

Tableau II.3 Différentes préparations de soudure en fonction de l'épaisseur du métal [14]

Epaisseur en mm	Fourchette d'intensité	Ø électrode	Préparation
De 1,0 à 2,5 mm	30 à 60 ampères	Ø 1,6 mm	
De 2,0 à 4,0 mm	50 à 90 ampères	Ø 2,0 à 3,2 mm	
De 4,0 à 20 mm	60 à 200 ampères	Ø 2,5 à 5,0 mm	
De 4,0 à 20 mm	70 à 200 ampères	Ø 2,5 à 5,0 mm	
De 8,0 à 30 mm	80 à 200 ampères	Ø 3,2 à 5,0 mm	

II.3 GTAW/TIG: Tungsten Inert Gas

II.3.1 Définition du procédé

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas) ou GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) est un procédé à l'arc sous protection de gaz inerte avec une électrode infusible (tungstène). Le soudage est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre l'électrode infusible de tungstène (de Ø 1,0 mm à Ø 8,0 mm) et la pièce à souder. Le métal d'apport (bague de fil dressé de Ø 0,8 mm à Ø 4,0 mm) est amené manuellement ou automatiquement avec un dévidoir motorisé (bobine de fil de Ø 0,8 mm à Ø 2,0 mm) dans le bain de fusion. L'énergie calorifique de l'arc fait fondre localement la pièce à assembler et le fil d'apport métallique pour constituer le bain de fusion et après refroidissement le cordon de soudure. Le bain de fusion est protégé de l'atmosphère externe par un cône invisible de gaz (de 5 à 25 litres/minute) de protection (Argon ou Argon + Hélium ou Argon + H₂ pour les procédés automatiques). (Figure II.8) Un

générateur électrique fournit le courant continu ou alternatif avec une intensité variant de 5 à 300 ampères en fonction de différents paramètres comme le diamètre du fil, la position de soudage, le type d'assemblage, la dimension et la nuance des pièces à assembler. La polarité de l'électrode est toujours négative en courant continu (polarité directe)[12].

II.3.2 Principe du procédé

La torche de soudage est reliée sur la borne électrique de sortie négative du générateur de soudage à courant continu ou alternatif. La masse est reliée au générateur sur la borne positive et est placée sur la pièce à souder. Une alimentation en gaz de soudage est branchée sur le poste par l'intermédiaire d'une bouteille et d'un détendeur / débitmètre. Lorsque le poste n'est pas équipé d'un amorçage haute-fréquence, l'arc jaillit lorsque le soudeur actionne la gâchette électrique de la torche et que la pointe de l'électrode infusible touche superficiellement la pièce à souder en créant un court-circuit (avec le risque de créer des inclusions métalliques de tungstène). Avec un équipement d'amorçage par haute fréquence, l'arc de soudage est allumé par l'intermédiaire d'un étincelage d'arc électrique de plusieurs milliers de volts avec une fréquence de 1 à 2 MHz délivré entre l'électrode de tungstène et la pièce pendant un très court instant.[12]

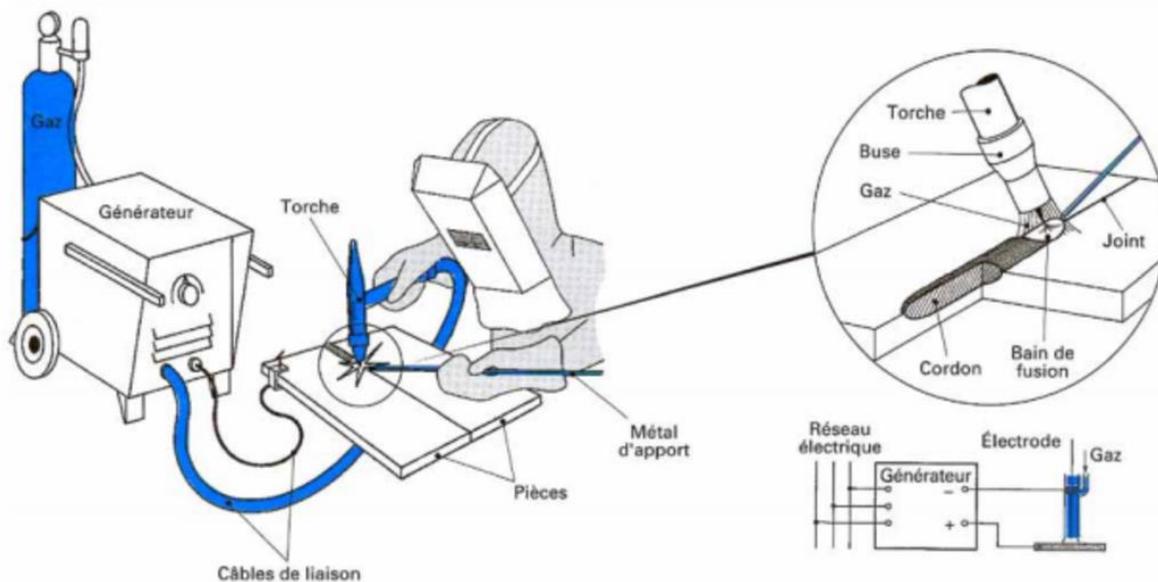


Figure II.9 Croquis didactique du procédé de soudage GTAW

II.3.3 Caractéristiques du couple électrode/protection gazeuse

a) Électrode

Le **tungstène**, pur ou additionné de thorium (1 à 2 %) et/ou de zirconium (0,5 %), est **l'unique matériau susceptible de constituer l'électrode réfractaire du procédé TIG**. Compte tenu des densités de courant admissibles, les électrodes de tungstène ont des diamètres de quelques millimètres. Les longueurs, de quelques décimètres, sont déterminées par les dimensions des torches.

En service, l'électrode se pollue plus ou moins vite selon les impuretés existant sous forme de traces dans le gaz de protection ou du fait d'une protection défectueuse provenant d'un mauvais réglage du débit de gaz, ou de fuites dans le circuit ou à la torche. Tout contact fortuit de l'électrode avec le métal, pendant le soudage, est également une cause de pollution. La qualité et la pureté de l'électrode sont des éléments essentiels dans l'obtention et le maintien des conditions de soudage. Tout incident en encrassement doit donner lieu à un réaffûtage. [15]

b) Protection gazeuse

Les seuls gaz inertes utilisables du fait de leurs caractéristiques dans le procédé TIG sont l'**argon** et l'**hélium**. On peut également employer un mélange des deux et obtenir un compromis entre leurs effets respectifs, ou les additionner d'un réducteur. L'**argon-soudage** et l'**hélium-soudage** ont une pureté de 99,95 %. L'hélium existant sous forme naturelle aux États-Unis, son emploi s'y trouve généralisé. Ailleurs, ces gaz sont obtenus par distillation et de ce fait l'argon, moins cher, y est préféré. La pression de gaz peut avoir un effet sur la pénétration en creusant d'avantage le bain fondu.

En revanche, l'hélium fournit une puissance plus élevée et donne une meilleure pénétration dans le cas des 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. Tandis que dans le cas du titane Le 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.[15]

c) Métal d'apport

Les soudures en chanfrein nécessitent un apport de métal. Celui-ci est introduit directement à l'avant du bain, soit à partir de baguettes nues, en soudage manuel, soit par un dispositif mécanisé semblable à celui du soudage MIG.

II.3.4 Conditions de soudage

a) Courant d'arc

On peut employer en soudage TIG l'un des trois arrangements suivants:

- *courant continu-électrode négative*, le plus employé, appelé également soudage en polarité directe (*DCSP, direct current straightpolarity*)
- *courant continu-électrode négative*, rarement utilisé, appelé également soudage en polarité inverse (*DCRP, direct current reversepolarity*)
- *courant alternatif*, utilisé pour les alliages d'aluminium et de magnésium.[14]

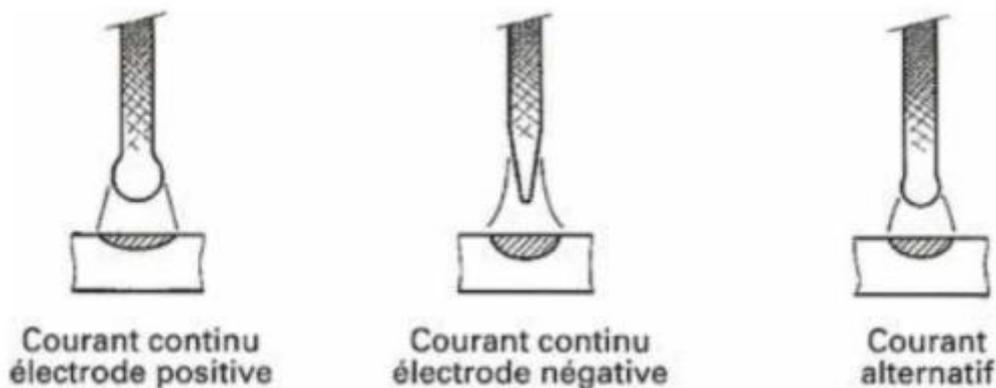


Figure II.10 Effets du type de courant sur le flux du soudage en GTAW [14]

Du fait de l'absence de transfert de métal, il n'y a pas d'interaction entre le phénomène et la source, et la stabilité de l'arc est remarquable.

L'emploi de sources à caractéristiques externes verticales rend le courant indépendant de la tension d'arc ($\Delta i \approx 0$). On dispose d'un procédé particulièrement souple et très facile d'emploi, riche en possibilités

b) Tension d'arc

Si l'on peut gouverner le courant avec beaucoup de précision et de souplesse, il faut se rappeler que l'effet thermique résultant est également fonction de la longueur d'arc; celle-ci doit donc être maintenue constante et/ou régulée avec précision. Cela est possible et nécessaire en utilisation automatique[16].

II.3.5 Domaines d'applications

Le soudage par procédé TIG doit se comparer au soudage MIG/ MAG car, bien que différent dans le principe, il développe la même puissance et devrait par suite donner lieu à des résultats comparables. Mais ses avantages et ses inconvénients font qu'il trouve ses applications dans des domaines distincts.

Ses avantages technologiques sont essentiellement dus au fait que *l'échauffement et l'arrivée de fil sont indépendants*. Par suite :

- une torche TIG est un chalumeau puissant et précis permettant des fusions sans métal d'apport, impossibles à traiter autrement que par plasma
- l'apport de métal peut être réglé indépendamment de la puissance de l'arc et de l'énergie dispensée.

L'emploi de gaz onéreux, comme l'argon ou l'hélium, fait que ses applications sont réservées aux métaux et assemblages nobles: aciers inoxydables et réfractaires, alliages de nickel, alliages d'aluminium et de magnésium, de titane, de cuivre, etc.

II.3.6 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.[15]

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

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

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%) [15]

Tableau II.4 Paramètres de soudage pour aciers avec le procédé TIG [15]

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

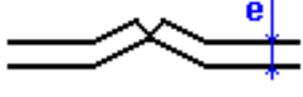
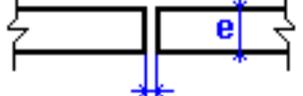
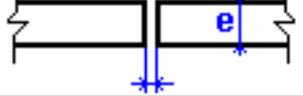
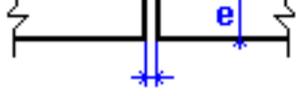
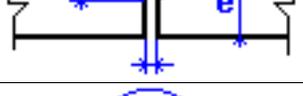
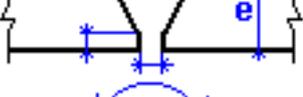
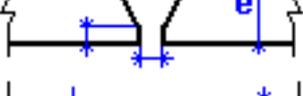
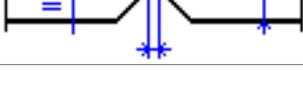
Le choix du diamètre de buses se fait selon les valeurs suivantes

Tableau II.5 Les paramètres idéals de soudage en TIG [15]

∅ électrode (mm)	∅ 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

II.3.7 Préparations de joints pour le soudage TIG

Tableau II.6 Quelques préparations de joints pour le soudage TIG [14]

Epaisseur en mm	Fourchette d'intensité	Ø métal d'apport	Préparation
De 0,5 à 0,8 mm	10 à 25 ampères	Sans	
De 0,5 à 0,8 mm	10 à 25 ampères	Sans	
De 0,8 à 1,0 mm	20 à 40 ampères	Sans ou Ø 1,0 mm	
De 1,5 à 2,0 mm	30 à 60 ampères	Ø 1,6 mm	
De 2,0 à 3,0 mm	45 à 80 ampères	Ø 1,6 à 2,0 mm	
De 2,5 à 4,0 mm	45 à 80 ampères	Ø 2,0 mm	
De 4,0 à 6,0 mm	60 à 100 ampères	Ø 2,0 mm	
De 8,0 à 12 mm	90 à 180 ampères	Ø 2,0 à 3,0 mm	
De 8,0 à 12 mm	90 à 180 ampères	Ø 2,0 à 3,0 mm	

CHAPITRE III :
Suivi électrochimique

III. Suivi électrochimique

III.1 La corrosion des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont définis inoxydables parce que dans un environnement oxydant, même en contact avec l'air qui contient de l'oxygène, il se forme sur leur surface une couche protectrice d'Oxygène adsorbé. La formation de cette couche est appelé "couche de passivation" [22].

Ce phénomène sur l'acier inoxydable, dans des conditions idéales, se produit naturellement et immédiatement. Dès que ce métal est entaillé ou découpé, en enlevant une partie, la couche de protection est immédiatement régénérée (si les conditions persistent) [22].

III.1.1 Propriétés des films passifs sur les aciers inoxydables austénitiques

Le film passif formé sur l'acier inoxydable austénitique est constitué de deux régions comme la montre la figure ci-dessous. Une région interne en contact avec le substrat métallique (alliage) est constituée essentiellement de l'oxyde de chrome. Alors que la région externe est composée principalement d'oxyde de fer. L'oxyde de nickel en faible quantité se trouve dans la région externe où il est associé à l'oxyde de fer (**Figure III.1**).

L'enrichissement de ces aciers en chrome est dû au fait que cet élément est le plus fortement oxydable. De plus, les oxydes de chrome sont moins solubles que les oxydes et hydroxydes de fer. Enfin, la mobilité du chrome est plus faible, comparée à celle du fer.

L'oxydation sélective du fer et du chrome provoque un enrichissement en nickel juste en dessous de l'interface métal/couche passive.[23]

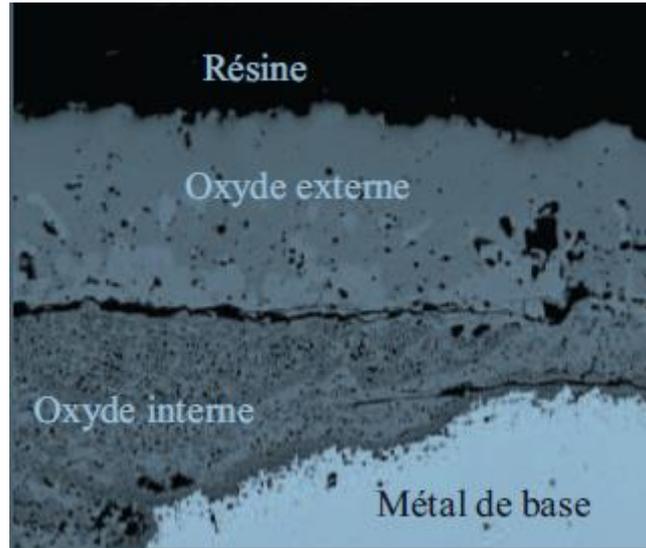


Figure III.2 Micrographie d'un acier inoxydable 304 oxydé à 1000°C pendant 100h [23]

III.1.2 Principaux types de corrosion qui affectent les aciers Inoxydables :

a) La corrosion par piqure (pitting):

La corrosion par piqure, appelé aussi "pitting corrosion" est une corrosion localisée qui se manifeste superficiellement avec de petits trous, dans certains cas invisible à l'œil humain, ils sont entourés par un halo de couleur foncée et par une série de cavité sous adjacente qui se développent en profondeur [24].

b) Corrosion sous contrainte:

La corrosion sous contrainte aussi appelé stress corrosion cracking ou "SCC", est une corrosion localisée qui se produit lorsque, dans des conditions environnementales particulières, le matériau est soumis à l'action combinée d'une contrainte mécanique, en particulier à la traction, et également un environnement assez corrosif qui, en absence de l'état de tension, il aurait produit un type d'attaque différente. Les fissures, généralement ramifiées même à l'intérieur du matériau, ont une tendance presque perpendiculaire à la direction de la contrainte de traction.

c) Corrosion intergranulaire:

C'est un type de corrosion provoquée par des agents agressifs qui attaquent les bords des grains de l'acier inoxydable si, après l'apparition d'événements thermiques, ils se révèlent être sensibilisés.

III.2 Exploitation des courbes de polarisations

III.2.1 Potentiel d'abandon

C'est le potentiel pris par une électrode au contact d'une solution d'électrolyte, si l'électrolyte est constitué par l'ion métallique, c'est un potentiel d'équilibre donné par la loi de Nernst. Si l'électrolyte ne contient pas l'ion du métal c'est un potentiel mixte qui n'a rien à voir avec un potentiel d'équilibre. Dans les deux cas si le potentiel appliqué est supérieur au potentiel d'abandon, la vitesse de corrosion croît, s'il est inférieur, elle décroît.

III.2.2 Polarisation

Cette méthode est basée sur le phénomène de polarisation électrochimique pour déterminer le courant de corrosion. Les courbes de polarisation sont obtenues soit par la méthode potentiocinétique ou par la méthode intensiocinétique. Ces deux méthodes exigent l'utilisation d'un montage comprenant trois électrodes: une électrode de travail (métallique), une électrode de référence (au calomel saturé "ECS") et une électrode auxiliaire (en platine).

La méthode potentiocinétique consiste à appliquer un potentiel variable à l'électrode métallique par rapport à l'électrode de référence et à mesurer l'intensité de courant qui circule entre l'électrode métallique et l'électrode auxiliaire.

Avec la méthode intensiocinétique, c'est le courant qui est imposé et la variation de potentiel de l'échantillon est mesurée pour chaque valeur de courant correspondant. Chacune des réactions anodique et cathodique est représentée par une courbe de polarisation

$$E = f(\log i)$$

Ces courbes traduisent les mécanismes de polarisation qui gouvernent ces réactions.[26]

a) Tracé des courbes de polarisation:

Des réactions électrochimiques se déroulent à la surface de l'électrode de travail sont gouvernées par une surtension η appliquée. Qui est l'écart entre le potentiel électrode/solution E et le potentiel libre de la réaction E_{eq} .

L'intensité du courant à travers ce matériau est en fonction du potentiel E . représentée par une courbe $I=f(E)$ sur la figure (), cette intensité est la somme des courants des réactions électrochimiques se produisent à la surface de l'électrode de travail.

Les courbes de polarisation **Figure III.3** sont déterminées en appliquant un potentiel entre les deux électrodes l'une de travail ET et l'autre de référence ER. Un courant stationnaire s'établit après un certain temps. Il est mesuré entre l'électrode de travail et une électrode auxiliaire EA (ou contre électrode CE).[26]

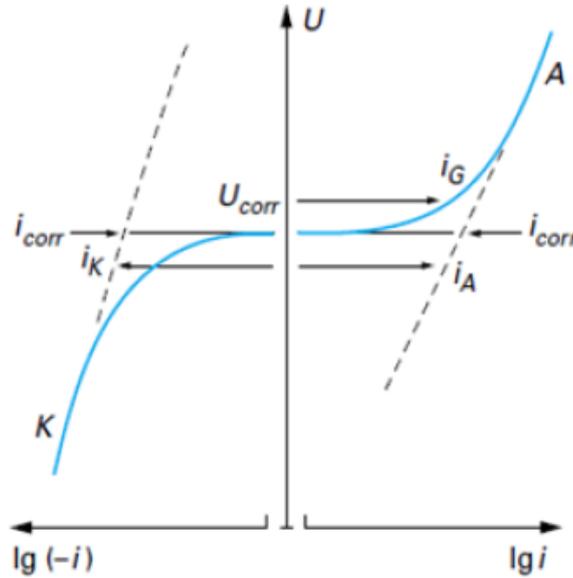


Figure III.4 Schéma d'une courbe de polarisation intensité / potentiel [26]

Equation de Butler-Volmer:

La corrosion étant essentiellement un phénomène électrochimique faisant intervenir des transferts de charge, pour mesurer la vitesse d'échange (transfert) de ces électrons on doit mesurer l'intensité de courant global du couple redox mis en jeu par la relation de Butler-Volmer:

$$I = I^{\circ} [\exp(n\alpha\eta F/RT) - \exp((1 - \alpha)\eta F/RT)]$$

I° : Courant d'échange.

η : Surtension, $\eta = E_{imp} - E_{corr}$.

Avec:

E_{imp} : Potentiel imposé.

E_{corr} : Potentiel de corrosion.

α et β : coefficients de transfert anodique et cathodique respectivement.

De même, les courants anodiques et cathodiques sont définis respectivement par :

$$I = I_{corr} \left[\exp(n\alpha(E_{imp} - E_{corr})F/RT) - \exp(-n\beta(E_{imp} - E_{corr})F/RT) \right]$$

I_{corr} : Courant de corrosion.[26]

Loi de Tafel :

La loi de Tafel exprime une linéarité entre la surtension (η), qui peut se définir comme étant une variation de la différence de potentiel métal-solution du à l'effet d'un courant électrique, et le logarithme de la densité de courant (i) par la relation suivante:

Avec $\eta \gg 0$ dans le domaine anodique :

$$I = I_{corr} * \exp \left[\alpha n F \frac{E - E_{corr}}{RT} \right]$$

$$\ln I = \ln I_{corr} + \alpha n F \frac{E - E_{corr}}{RT}$$

Et on obtient alors:

$$E - E_{corr} = (\ln I - \ln I_{corr}) \frac{RT}{\alpha n F}$$

On remarque une relation linéaire qu'on peut écrire sous la forme:

$$\eta = \alpha + \beta a \cdot \log I$$

βa : coefficient de Tafel anodique : pente anodique

$$\beta a = \frac{RT}{(1 - \alpha)nF}$$

βc : coefficient de Tafel cathodique : pente cathodique

$$\beta c = \frac{RT}{(1 - \alpha)nF} = -2,3RT \frac{1}{1 - \alpha}$$

$$i = i_o \cdot \exp(\eta / \beta a) - i_o \cdot \exp(\eta / \beta c)$$

i_o : densité de courant d'échange.

C'est la forme la plus courante de l'équation de BV, exprimée en fonction des coefficients de Tafel (**Figure III.5**).[27]

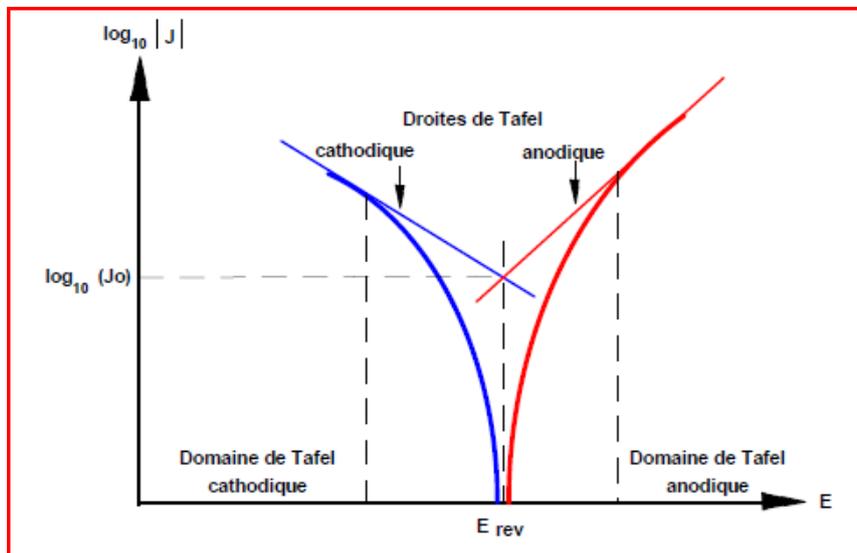


Figure III.6 Courbe $\log |I| = f(E)$ et droites de Tafel.[22]

III.2.3 Spectroscopie d'Impédance Electrochimique (SIE):

La Spectroscopie d'impédance électrochimique est basée sur la mesure d'une fonction de transfert suite à la perturbation volontaire du système électrochimique étudié. Ce système peut être considéré comme étant une boîte noire qui réagit en envoyant un signal quand il est soumis à une perturbation.[28]

a) Principe du phénomène :

La Spectroscopie d'impédance électrochimique consiste à mesurer la réponse de l'électrode face à une modulation sinusoïdale de faible amplitude du potentiel en fonction de la fréquence.

Les diagrammes de Nyquist et de Bode sont le résultat de la méthode de la spectroscopie d'impédance électrochimique.[29]

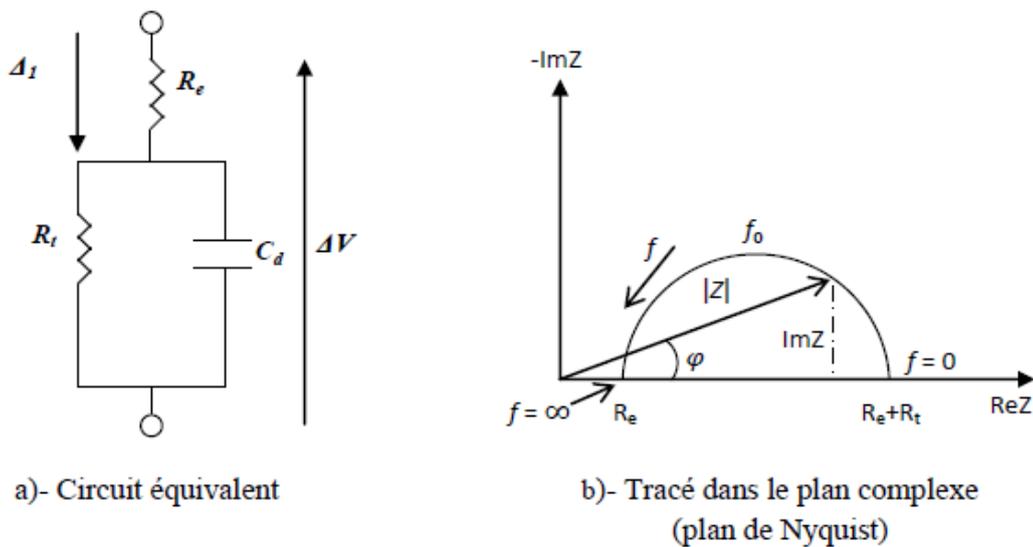


Figure III.7 Différentes représentations de spectroscopie d'impédance électrochimique [29]

b) Phénomène de l'interface :

Double couche électrochimique aux électrodes:

Entre les ions qui passent en solution et l'excès d'électron d'un métal, il existe des forces d'attraction électrique. A l'équilibre on a donc «face à face» un métal chargé négativement et une couche d'ions positifs dont les limites sont mal définies du côté solution.

Il se produit à l'interface une structure rappelant très approximativement celle d'un condensateur.

On appelle cette structure d'interface "la double couche électrochimique". L'interface est peut-être le siège d'un champ électrique énorme responsable des phénomènes d'ionisation et de décharge figure ci-dessous :

$$E = -\frac{\partial V}{\partial r} \text{ Avec } \partial r : \text{ distance entre deux points entre lesquels existe une d.d.p. } (\partial V) [29]$$

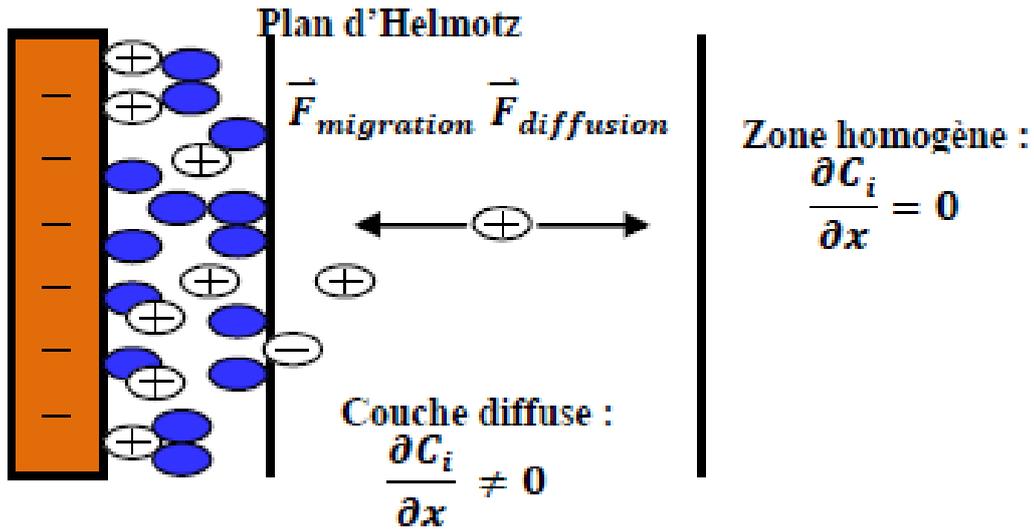


Figure III.8 Doubles couches électrochimiques [29]

Principe de mesure :

L'impédance est calculée à partir des impédances des éléments constitutifs du circuit, le calcul est comme suite:

$$Z_w = \frac{\Delta E_w}{\Delta I_w} = |Z|e^{-j\varphi}$$

(F) : Transformation de Fourier.

Z_w : Impédance électrochimique.

ΔE_w et ΔI_w : Grandeurs temporelles.

$|Z|$: Représente le module de l'impédance ($i^2 = -1$).

φ : L'angle de déphasage.

Relation entre le mécanisme électrochimique et le modèle électrique [30]

Les circuits électriques équivalents décrits ici sont basés sur les réactions à l'électrode les plus simples. Beaucoup d'autres ont été proposés pour rendre en compte de situations plus complexes, comprenant par exemple l'adsorption d'espèces électro-actives le transfert de charge en plusieurs étapes et/ ou des réactions couplées.

a. Réaction faradique (transfert de charge pur): La force de la double couche C_{dc} , et la résistance de transfert de charge R_{tc} sont introduites en parallèle pour rendre en compte du fait que le courant total traversant l'interface est la somme des contributions distinctes du processus faradique et de la charge de la double couche. Comme le courant global traverse aussi la résistance non compensée de la solution électrolytique, le terme R_s est introduit en série dans le circuit figure (a).

La résistance de transfert de charge R_{tc} est définie comme l'intersection de la boucle avec l'axe réel à basse fréquence. D'après la réaction suivante on peut obtenir la capacité de la double couche C_{dc} .

$$Cdc = 1/Rt2\pi fc$$

f_c : La fréquence correspondant au sommet du demi-cercle

En pratique, la boucle capacitive figure (b) n'est pas centrée sur l'axe des réels à cause de la dispersion en fréquence qui peut être reliée à une hétérogénéité de surface qui rend une distribution de la vitesse de la réaction.

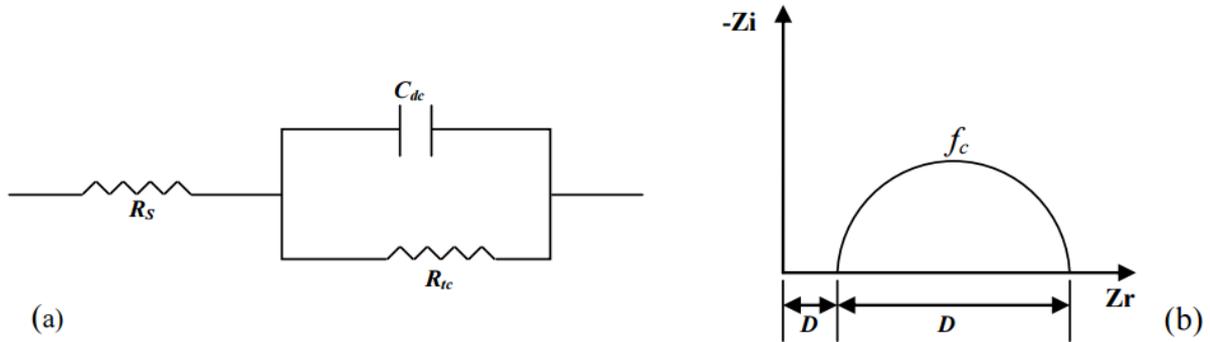


Figure III.9a) Représentation simplifiée d'une interface électrochimique pour une réaction avec transfert de charges sans diffusion, b) diagramme d'impédance correspondant [30]

b. *Diffusion*: la dispersion des espèces dans une solution d'électrolyte est un phénomène lent, donc mesurable à basse fréquence. Pour une perturbation sinusoïdale de potentiel, le phénomène de diffusion se traduit par l'intervention d'une impédance complexe Z_w , dite impédance de Warburg, qui représente en quelque sorte une résistance au transfert de masse et dont l'expression en fonction de la fréquence angulaire est:

$$Z_w = (1 - j)\sigma 2\pi f_c^{-1/2}$$

c. *Adsorption à l'électrode* : les réactifs, les produits de la réaction et les inhibiteurs de corrosion peuvent être attirés sur l'électrode ou obtenir des complexes chimiques sur celle-ci. D'un point de vue électrique, les possibilités de recouvrement sont décrites par des capacités. L'existence d'un deuxième demi-cercle aux basses fréquences est due au phénomène d'adsorption.

La résistance de transfert de charge est fournie par le diamètre du demi-cercle observé aux hautes fréquences.

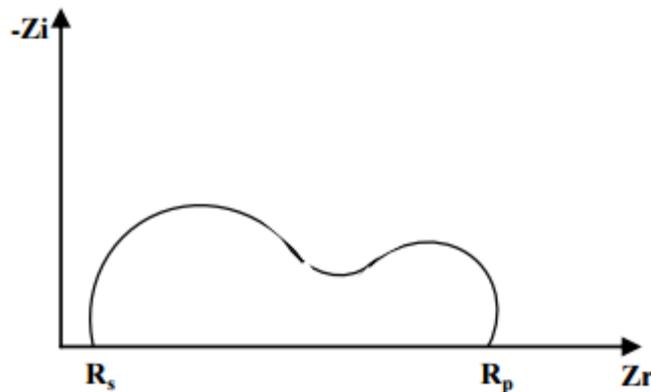


Figure III.10 Influence des effets de l'adsorption sur le diagramme d'impédance [30]

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE IV:

Matériaux et techniques expérimentales

IV. Matériaux et techniques expérimentales

IV.1 Présentation du matériau et soudure

Cette étude concerne des échantillons d'un pipeline de transport de gaz, en acier inoxydable austénitique soudés avec le procédé SMAW, puis finis avec le procédé GTAW.

IV.1.1 Présentation du matériau d'étude

Les pipelines utilisés par l'entreprise DAEWOO sont le produit de l'entreprise chinoise, Shengli Oil & Gas Pipe Holdings Limited, ces pipelines sont de grade X60 viens avec dimensions standards API de 406.4mm x 7mm **Figure IV.1**, destiné aux travaux gaziers, fabriqué en acier 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. La composition chimique de ce métal **Tableau IV.1** fournie par l'entreprise est la suivante:

Tableau IV.2 Composition chimique du métal de base du pipe

C	Cr	Ni	Mo	S	Si	Mn	P	Pb
0.023	16.72	11.15	2.05	0.006	0.40	1.65	0.03	0.001

Le document fourni par Shengli Oil & Gas Pipe 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.3 Propriétés mécaniques du métal de base du pipe

Limite élastique Rp0,2 [MPa]	Résistance à la rupture Rm [MPa]	Résistance à la traction Rpe[MPa]	Allongement %
413.68	480.90	517.10	16



Figure IV.2 Pipe API x60 fabriqué en acier A312 TP316L

IV.1.2 Présentation de la soudure

En général, les pipelines en acier inoxydable sont soudés par le procédé GTAW seulement, avec métal d'apport homogène (en acier inoxydable), par contre, l'entreprise DAEWOO, pour but de recherche et développement, ont essayé de réduire le temps et le coût de soudage, en remplaçant le soudage GTAW homogène avec deux autres procédés hétérogènes:

- Les premières passes pour assurer la soudure et de remplir le joint par un métal plus ou moins homogène, elles sont faites par le procédé SMAW pour sa rapidité et sa facilité sa facilité relatif au GTAW, qui implique un coût moins cher que faire toute la soudure en GTAW.
- La dernière passe a pour but la protection du joint de soudure des conditions atmosphériques, et se fait par un métal noble dans notre cas le Titane, par le procédé GTAW.

IV.1.3 Préparation du joint de soudure

Pour assurer un bon joint de soudure, les deux pièces à souder doivent être soigneusement nettoyé et exempt de tout corps gras. 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.

L'épaisseur de nos pipelines requies que les deux bords soit chanfreinés (Figure II.2) avec angle de chanfrein $\alpha = 37.5^\circ \pm 2.5^\circ$, distance $b = 1.6\text{mm} - 3\text{mm}$, et $a = 2 \pm 0.8\text{mm}$.

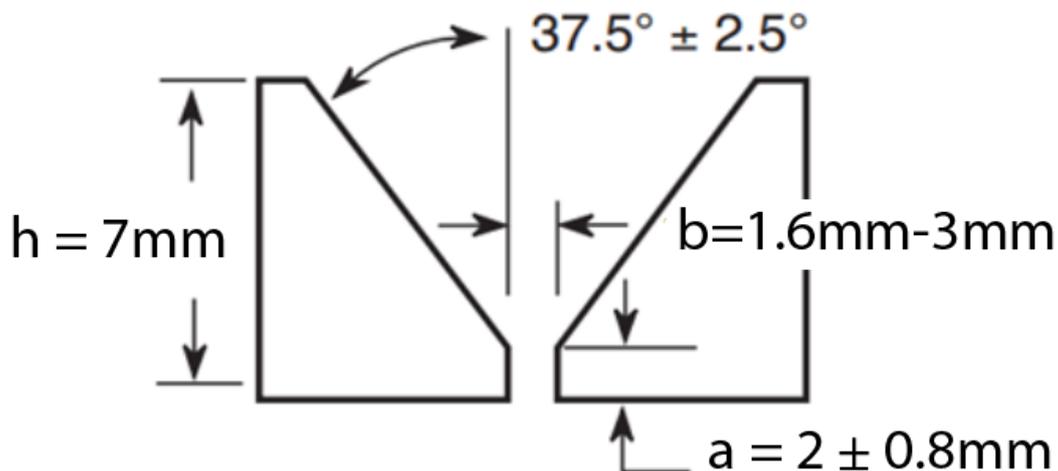


Figure IV.3 Schéma de la préparation du joint de soudure des pipes

IV.1.4 Procédés utilisés:

a) Le procédé SMAW

La soudure est réalisée avec un métal d'apport E7018, il s'agit d'une électrode en poudre de fer à haute teneur en dépôt conçue pour la polarité inverse DC ou le fonctionnement en courant alternatif dans toutes les positions. Il offre un excellent attrait de l'opérateur avec un arc silencieux, des projections minimales et de bonnes capacités de redémarrage. Il est un bon acier pour remplissage. Et vu que le joint ne sera pas exposé, il ne nécessite pas de résistance à la corrosion atmosphérique.

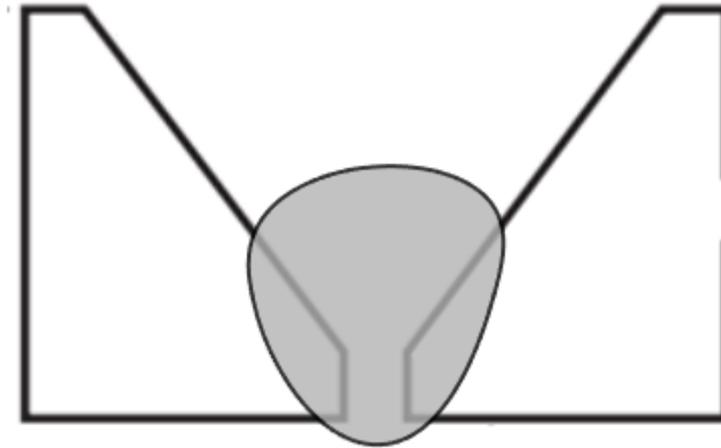


Figure IV.4 Première passe en SMAW

Tableau IV.4 Analyse chimique type du métal d'apport E7018

C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	Si	S	V
0.05	0.05	0.93	0.01	0.04	0.012	0.38	0.009	0.01

Tableau IV.5 Propriétés mécaniques type du métal déposé E7018

	Charge Rupt	Limite Élast	Allongement
	Rm N/mm²	Rp (0.2) N/mm²	A5d%
Brut de soudage	529	441	32

On retrouve les différents paramètres de soudage dans le tableau suivant :

Tableau IV.6 Paramètres de soudage de la pipe par électrode E7018

Diamètre de l'électrode	Polarité	Ampérage	Voltage	Vitesse de dépôt
mm		A	V	grams/min
2.9	DCEP	90	22	13.6

b) Le procédé GTAW

Le joint est protégé par un fil AMS4954, qui a une grande résistance à l'érosion. Le fil est fabriqué par l'entreprise WELD'X, basée à Saint Nazaire, il est livré sous forme de tige de dimensions 4x1000mm et un poids de 2kg. Sa composition chimique lui permet d'être soudé avec plusieurs types d'aciers notamment le 316L.

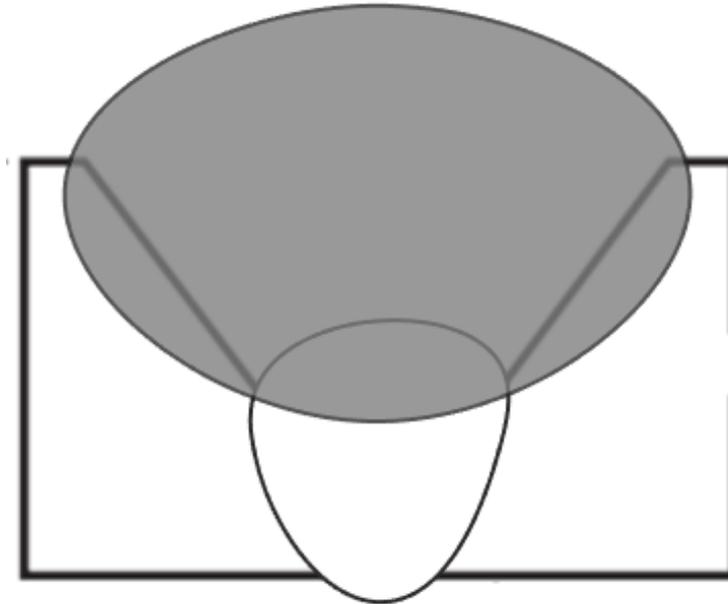


Figure IV.5 Passe de finition en GTAW

Tableau IV.7 Analyse chimique type du fil d'apport AMS4954

C	O	N	H	Fe	Al	V	Ti
0.005	0.10	0.01	0.005	0.10	6.10	4.00	Base

Tableau IV.8 Propriétés mécaniques type du métal déposé AMS4954

	Charge Rupt	Limite Élast	Allongement
	Rm N/mm²	Rp (0.2) N/mm²	A5d%
Brut de soudage	1000	900	18

Le métal doit être propre et dégraissé. Le soudage s'est effectué sous une atmosphère d'argon à 99,995%.

Après un préchauffage à 20 °C et la mise en place des tous les paramètres, notre soudure est réalisée en une seule passe, On retrouve alors les différents paramètres de soudage dans le tableau suivant :

Tableau IV.9 Paramètres de soudage de la pipe avec le fil AMS4954 par le procédé GTAW

Diamètre de l'électrode mm	Diamètre de la torche mm	Polarité	Ampérage A	Flux du gaz atm	Vitesse de passe cm/min
3.2	12.7mm	DCEP	260	1.36	12.7

IV.2 Méthodes de préparations

IV.2.1 Découpage

Les essais ont été basés sur trois parties du joint de soudure, le métal de base, la zone affectée thermiquement par la soudure, et la zone fondue (**Figure IV.6**).

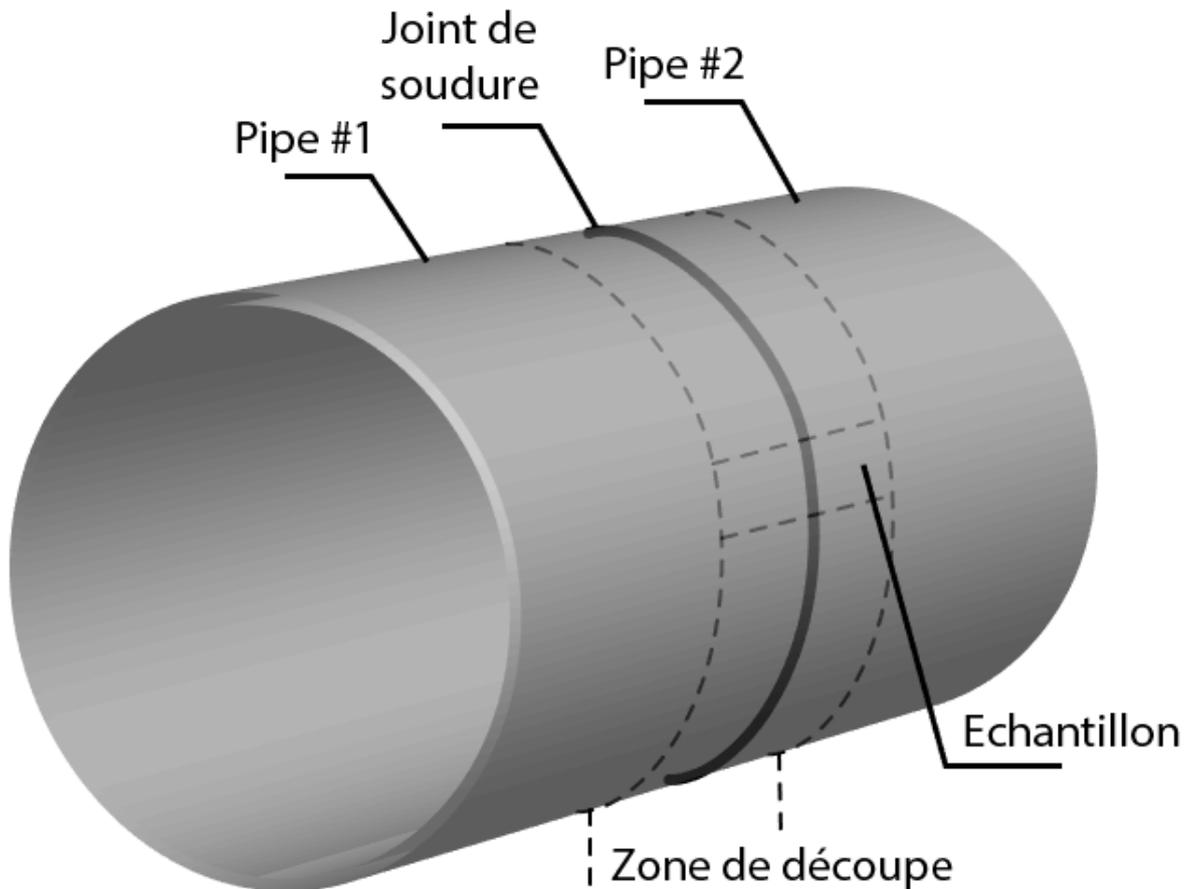


Figure IV.7 Différents prélèvements des échantillons

IV.2.2 L'enrobage à chaud

On fait un enrobage à chaud à l'aide d'une enrobeuse dotée d'une chambre chaude sous pression pour faciliter le polissage et qui nécessite l'utilisation de la résine rouge.

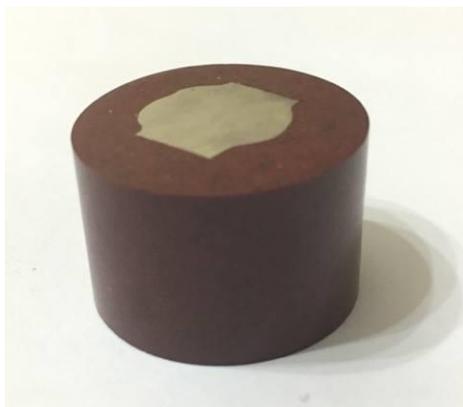


Figure IV.8 Une pièce enrobée à chaud

IV.2.3 Le polissage

Le polissage proprement dit a pour buts principaux l'obtention d'une surface plane de rugosité minimale, mais également l'élimination de la couche superficielle de l'échantillon dont la microstructure pourrait être non-représentative du matériau (couches d'oxydes ou écrouissage provenant de la découpe...).

Pour l'obtention d'une surface miroir, on utilise une toile fixée sur le disque en rotation sur laquelle on dépose des particules d'alumine (Al_2O_3) de tailles très fines maîtrisée en suspension avec l'eau.

IV.2.4 L'attaque chimique

L'attaque a pour but de révéler les joints de cristaux, et de différencier les constituants de l'alliage. La méthode la plus répandue consiste à tremper la face de l'échantillon à attaquer dans un réactif choisi pendant un temps convenable. L'attaque a lieu généralement à la température ambiante.

Pour nos échantillons on a utilisé deux attaques différentes, à cause de la présence de deux compositions principales :

- Dans notre première attaque notre solution était composée de HNO_3 6,9%, 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 étrangers et la couche encore collée sur la surface puis on rince encore avec de l'eau distillée. Le but de ce montage est de faire apparaître les joints de grains pour pouvoir ensuite les observer facilement avec le microscope optique.
- Dans notre deuxième attaque notre solution était composée de 3 ml d'acide hydrofluorique, et 4 ml d'acide nitrique dans 100ml d'eau, ça s'appelle le réactif de Kroll. Cette attaque a pour but de révéler la microstructure de la zone fondue qui est composée de Titane AMS4954, et faciliter l'observation microscopique.

IV.2.5 L'enrobage à froid

Pour assurer le contact électrique avec l'échantillon lors du suivi électrochimique, on utilise un fil de cuivre protégé par une couche de plastique, et pour assurer la protection du contact pièce-fil, une chose impossible à réaliser en utilisant l'enrobeuse à chaud à cause de la limitation de la chambre chaude sous pression ; pour cela, on a utilisé l'enrobage à froid.

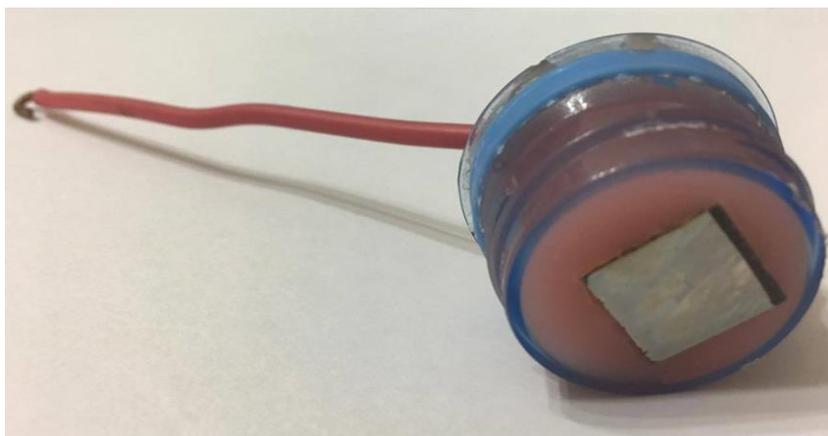


Figure IV.9 Echantillon en contact avec un fil de cuivre enrobé à froid

IV.2.6 Traitement thermique

Dans le but de diminuer les composés intermétalliques et les carbures non désirés formés lors du soudage, nous avons exécuté deux traitements thermiques différents sur 6 différents échantillons, deux traitement sur le métal de base, deux traitement sur la ZAT et deux traitement sur la zone fondue ZF.

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.

a) Traitements thermiques effectués

En prenant en compte les résultats des traitements thermiques effectués l'an dernier sur l'acier inoxydable, on a choisis deux types de cycles :

Le recuit **Figure IV.10**: un traitement thermique ordinaire, composé d'un maintien de 30 minutes à la température d'austénitisation de 1100°C, puis un refroidissement à l'air.

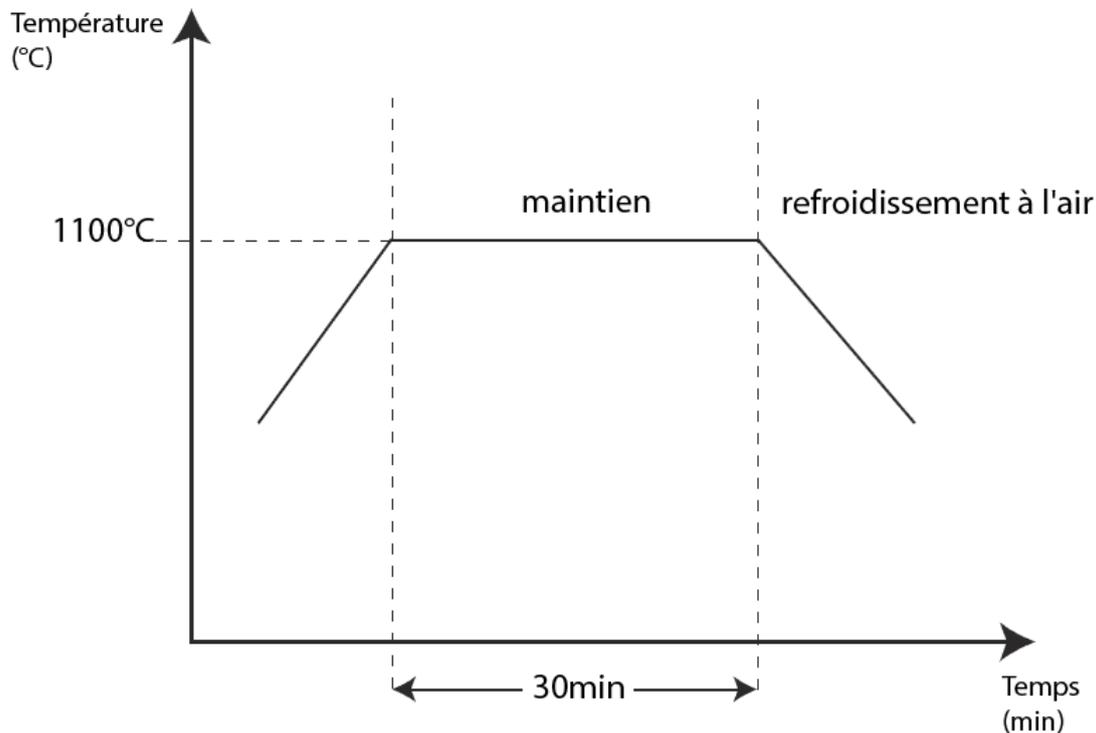


Figure IV.11 Cycle de recuiteffectué

L'hypertrempe **Figure IV.12** : le traitement thermique qui a produit les meilleurs résultats coté changement structural, il est composé d'un maintien de 30 minutes à la température d'austénitisation de 1050°C, puis un autre maintien d'une heure à la température de 925°C, après un refroidissement lent dans le four sans accélération, et en fin un refroidissement à l'air libre.

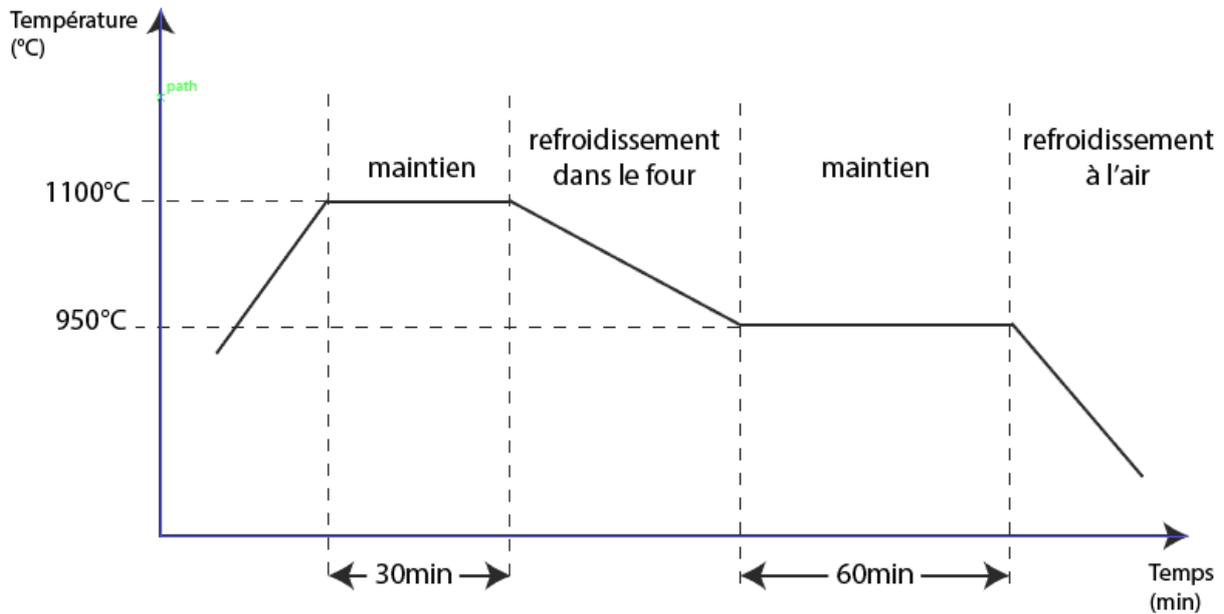


Figure IV.13 Cycle d'hyper trempe effectué

b) Présentation du four utilisé

Pour mettre en œuvre ces traitements thermiques, nous avons utilisé un four de fabrication allemande de marque Nabertherm de type p330 **Figure IV.14**, fonctionnant sous une tension de 360, le four contient une chambre chaude de forme cylindrique allongé doté de deux joint en polymères qui permet d'assurer le vide à l'aide d'une pompe à vide. Ces joints requièrent un refroidissement à l'eau continue. Pour cela on a installé une citerne de 800 L pour garantir la disponibilité de l'eau.



Figure IV.15 Le four sous vide utilisé pour effectuer les deux traitements thermiques

IV.3 Caractérisations du joint de soudure

IV.3.1 Observation microscopique

Après l'attaque chimique des échantillons, on effectue une observation par un microscope métallographique équipé par une caméra reliée avec un micro-ordinateur ça nous permet de traiter les images observées en utilisant un logiciel spécial.

IV.3.2 Essai de traction

Cet essai destructif, pratiqué à température ambiante 20°C **Figure IV.16**, consiste à imposer une déformation croissante à vitesse constante et à mesurer l'effort nécessaire pour imposer cette déformation. La vitesse de l'essai est limitée et dépend du matériau : Acier $V_{MAX} \leq 0,15 \cdot L_0$ (mm/mn) ou $\leq 30 \text{N/mm}^2 / \text{sec}$.

Les machines comportent un dispositif permettant d'appliquer un effort sur l'éprouvette, et des systèmes de mesure pour déterminer d'une part la charge et d'autre part l'allongement.

Les tests sont appliqués sur des éprouvettes prélevées des échantillons.

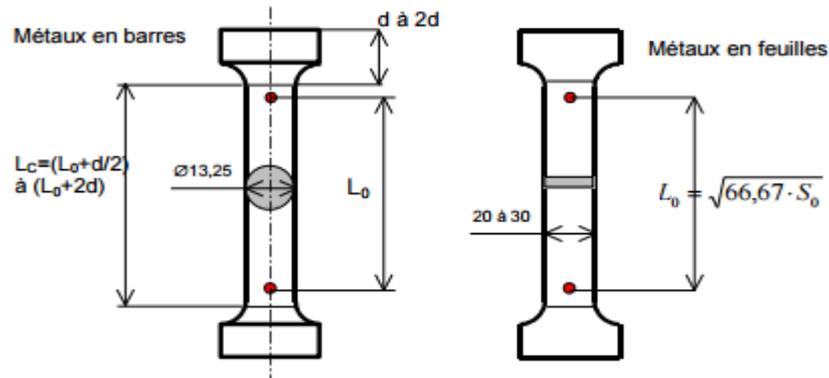


Figure IV.17 Une éprouvette de traction d'une longueur initiale entre repères L_0 normalisée

On note :

- S_0 : section initiale en mm^2 ;
- S_U : section minimale après rupture ;
- L_0 : longueur initiale entre repères ;
- L_U : Longueur ultime après rupture ;
- L_C : longueur de la partie calibrée.

Tous les paramètres qui sont déduits de l'essai de traction traduisent les propriétés de l'acier dans la direction de l'essai. Ces valeurs dépendent donc de la direction de prélèvement de l'éprouvette par rapport à d'éventuelles directions d'anisotropie (par exemple en carrosserie, la direction de laminage de la tôle mince) **Figure IV.18**

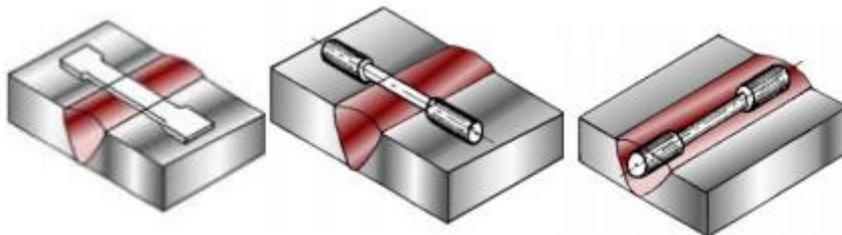


Figure IV.19 Différentes sens des prélèvements des éprouvettes par rapport au joint de soudure

Pour l'essai effectué nous avons utilisé une machine qui dispose d'une capacité de 1000 KN. Elle dispose d'un composé d'un dynamomètre pour mesurer l'effort et d'un extensomètre pour mesurer l'allongement. L'essai se fait avec une déformation croissante à vitesse constante

et en mesurant l'effort nécessaire à cette déformation. Il faut noter que l'essai se fait à la température ambiante et jusqu'à la rupture de pièces.

Les essais ce sont fait à l'entreprise GTPsur des éprouvettes de dimensions suivantes :

Tableau IV.10Dimensions des éprouvettes prélevées pour l'essai de traction

Repère	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm ²)
1	18,48	2,93	54,14
2	18,68	2,95	55,10

IV.3.3 Essai de pliage

L'essai de pliage consiste à soumettre une éprouvette rectiligne de section pleine, polygonale à une déformation plastique par pliage **Figure IV.20**. L'éprouvette est pliée jusqu'à l'obtention d'un angle spécifique. L'essai de pliage est régit par la norme NF EN 910.



Figure IV.21 L'essai de pliage en execution

A noter qu'il existe plusieurs types d'essai de pliage :

Essai de pliage transversal endroit :

Le poinçon sera en contact avec la racine du cordon, et l'allongement maxi sera sur la finition du cordon.

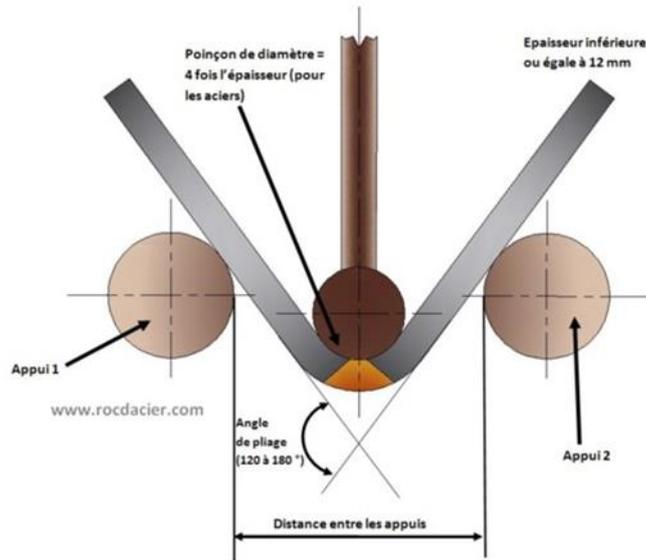


Figure IV.22 Schéma représentatif d'un essai de pliage transversal endroit

Essai de pliage transversal envers :

Le poinçon sera en contact avec la finition du cordon, et l'allongement maxi sera sur la racine du cordon.

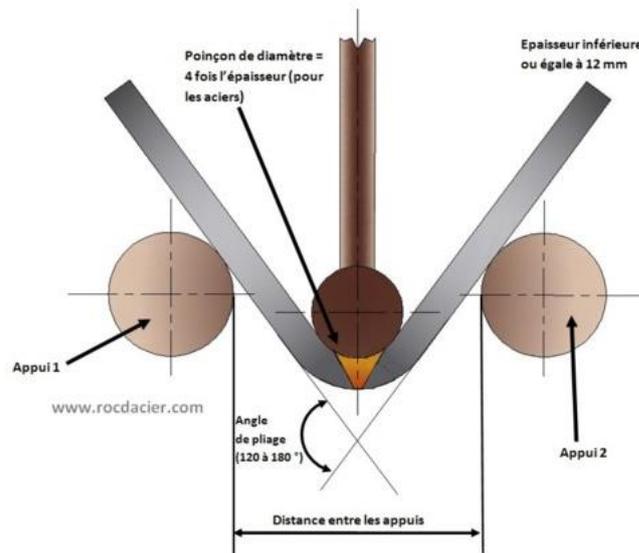


Figure IV.23 Schéma représentatif d'un essai de pliage transversal envers

Les éprouvettes sont prélevées de section pleine et rectiligne et dans le sens perpendiculaire à la soudure. la soudure doit être situé au milieu de l'éprouvette. On active le poinçon et on le fait descendre jusqu'à atteindre un angle de pliage entre 120° et 180°.

Pour notre essai on a utilisé un poinçon d'un diamètre de 12mm, pour faire le test sur 2 échantillons pour un pliage endroit et un pliage envers, avec les dimensions suivantes :

Tableau IV.11 Dimensions des éprouvettes prélevées pour l'essai de pliage

Repère	Type de pliage	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)
1	Envers	38	3,4
2	Endroit	38	3,4

IV.3.4 Essai de dureté

La dureté est un paramètre permettant de caractériser les matériaux. Il existe plusieurs manières de déterminer la dureté d'un matériau dont certaines font l'objet de norme précise.

L'essai de dureté a pour but de déterminer la dureté superficielle des métaux. Il consiste à enfoncer un pénétrateur, dont les formes et les dimensions varient en fonction du type d'essai, dans le métal à tester. La charge est constante et on mesure la surface ou la profondeur de l'empreinte laissée dans le matériau.

L'empreinte sera d'autant plus importante que le matériau sera mou.

La dureté H s'exprime par le rapport de la force sur la surface de l'empreinte :

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

Essai Vickers :

La dureté Vickers a été conçue dans les années 1920 par les ingénieurs de la société Vickers en Angleterre. Elle est caractérisée par l'empreinte faite par un indenteur sous une charge donnée durant 15 secondes. L'indenteur est formé d'une pyramide en diamant à base carrée dont les faces opposées font un angle de 136° .

La charge appliquée est comprise entre 1 et 120 kgf. Le côté de l'empreinte est de l'ordre de 0,5 mm, la mesure s'effectuant à l'aide d'un microscope.

La dureté Vickers (HV) est calculée à l'aide de la formule suivante :

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{2F \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \Rightarrow HV = 1.854 \frac{F}{d^2}$$

Avec :

- F (N) : Charge d'essai en Newton ;
- d (mm) : Diagonale de l'empreinte ;
- S (mm²) : Surface de l'empreinte considérée comme pyramide droite.

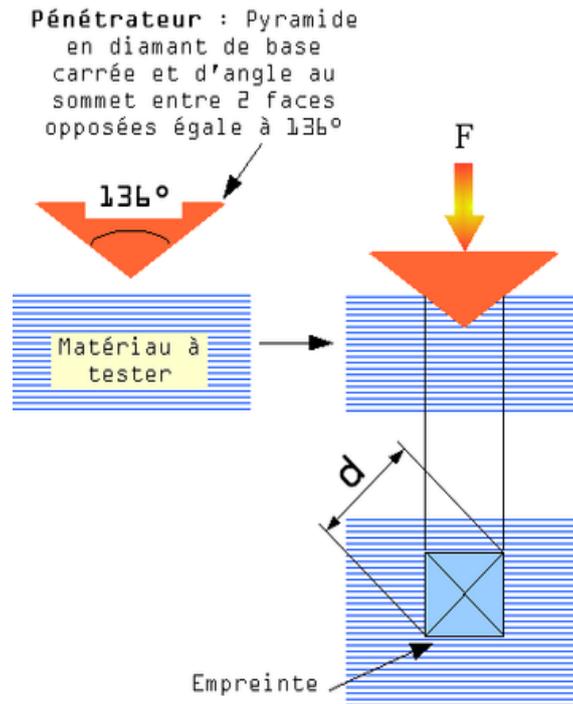


Figure IV.24 Principe de l'essai Vickers

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.

L'essai de dureté Vickers sur assemblage soudé :

L'essai est réalisé à température ambiante, et réalisé sur un échantillon préalablement poli et prélevé perpendiculairement à l'axe du cordon de soudure. La soudure, la zone de liaison, les zones thermiquement affectées et le métal de base sont révélés par une attaque chimique à l'aide d'un réactif.

La charge est appliquée progressivement et de façon constante jusqu'à ce que la charge choisie soit atteinte. Le temps de maintien de la charge est de 10 à 15 secondes. On a utilisé la machine INNOVATEST Nemsis 9000 (Figure II.18), qui comporte un porte-outil, contenant un pénétrateur et plusieurs lentilles de microscope, et un écran d'affichage.

IV.3.5 Essai de micro dureté

L'essai de micro dureté vient compléter les résultats obtenus par l'essai de dureté. **Figure IV.25**, 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 micro dureté pour avoir des résultats plus exactes, et sélectionner les zones où on souhaite effectuer l'essai plus précisément.



Figure IV.26 Micro-duromètre utilisé, de marque Mitutoyo

Les essais de micro dureté sont fait sur le métal de base du pipe, la ZAT, ainsi qu'aux différents endroits du ZF.

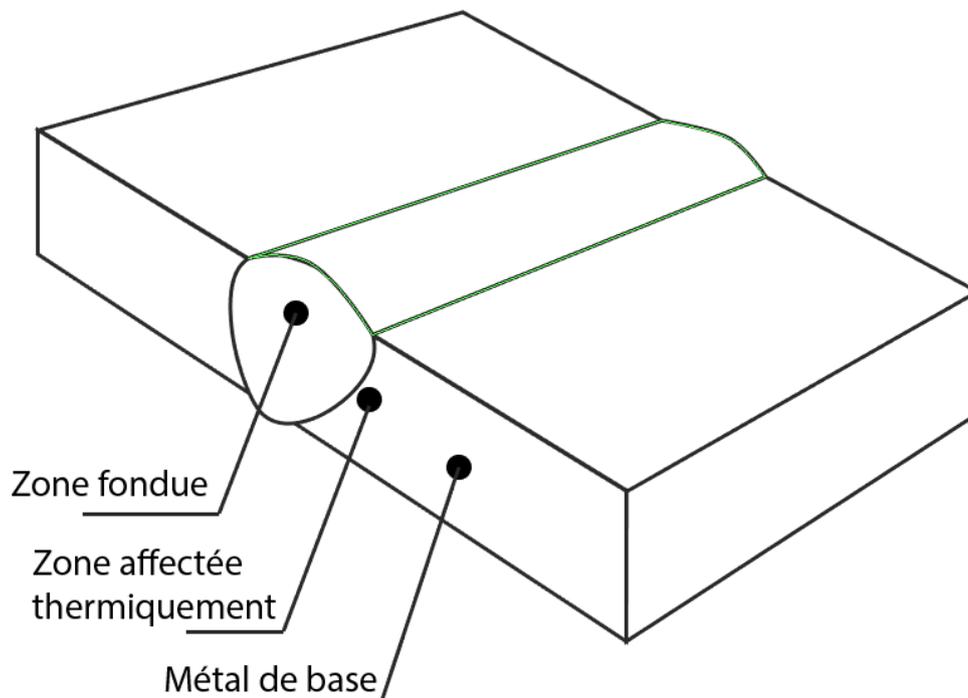


Figure IV.27 Les endroits sélectionnés pour les essais de micro dureté.

Pour effectuer l'essai de microdureté on utilise le micro-duromètre 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).

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 calcul les deux diamètres de l'empreinte en utilisant le

microscope, on retrouve le résultat sur l'écran d'affichage avec les données suivant : d1, d2 et la micro-dureté.

IV.3.6 Suivre électrochimique

a) Introduction

Afin de comprendre les effets des différentes manipulations sur nos échantillons et leurs comportements avec le milieu corrosif, on utilise l'électrochimie pour avoir des repères de comparaison.

b) Le milieu corrosif choisi

Les échantillons ont été prélevés d'un pipe destiné au transport du gaz avec une grande pression, qui va être installé dans des régions du Sahara algérienne.

Le gaz transporté ne contient aucun élément corrosif. C'est la raison de l'absence des couches protectrices à l'intérieur des pipe; Cependant, le sable du Sahara et un élément très corrosif, avec la présence de presque 8% de NaCl dans sa composition chimique (voir tableau).

Pour cela on a choisi un milieu corrosif salin, représenté par une solution à 8% du NaCl.

Tableau IV.12 La composition chimique du sable du Sahara algérienne

Elément	Pourcentage
SiO ₂	21.26
(CaMg)(CO ₃) ₂	14.58
CaCO ₃	14.21
Si ₃ O ₄ et Al ₃ O ₄	9.10
NaCl	7.99
Al ₂ Si ₂ O ₅ (OH) ₄	7.89

c) Installation et matériels utilisés

VoltaLab 40 (PG301)

VoltaLab 40 (Figure II.19) est un système qui offre une compensation dynamique contrôlée par la mesure de l'impédance. Comme c'est le potentiostat le plus facile à utiliser et le plus polyvalent "tout-en-un" sur le marché, il est idéal pour la spectroscopie d'impédance électrochimique combinée à des méthodes classiques telles que la voltamétrie.

L'électrode de référence est une électrode au calomel saturée en KCl (appelé ECS), est composée de mercure métallique (Hg) en contact avec du calomel, lui-même en équilibre avec une solution de KCl saturée. On peut en déterminer le potentiel grâce à un fil de platine plongeant dans le mercure. Le potentiel pris par l'électrode dépend uniquement de la concentration en ions chlorure.

Le potentiel de l'électrode au calomel est donc fixé par la concentration de la solution de KCl dans laquelle elle baigne : concentration molaire, décimolaire, ou saturée.

Le potentiel de l'ECS à 25 °C par rapport à l'électrode normale à hydrogène est de $E = 0,2412 \text{ V}$ à 25 °C.

L'électrode auxiliaire est en platine, et il sert au passage du courant dans la cellule.



Figure IV.28 VoltaLab 40 (PGZ301) utilisé

d) Logiciel: VoltaMaster 4

VoltaLab vient avec son logiciel VoltaMaster^{Figure IV.29}, un logiciel dédiés aux différentes versions et équipements de VoltaLab. Il permet de manipuler les différents paramètres de la machine ainsi que la supervision et le suivi des différentes opérations (dites séquences) lancées par l'utilisateur. Il permet d'étudier plusieurs techniques, tels que :

- La détermination du potentiel libre ;
- la voltamétrie ;
- impédance ;
- corrosion ...etc.

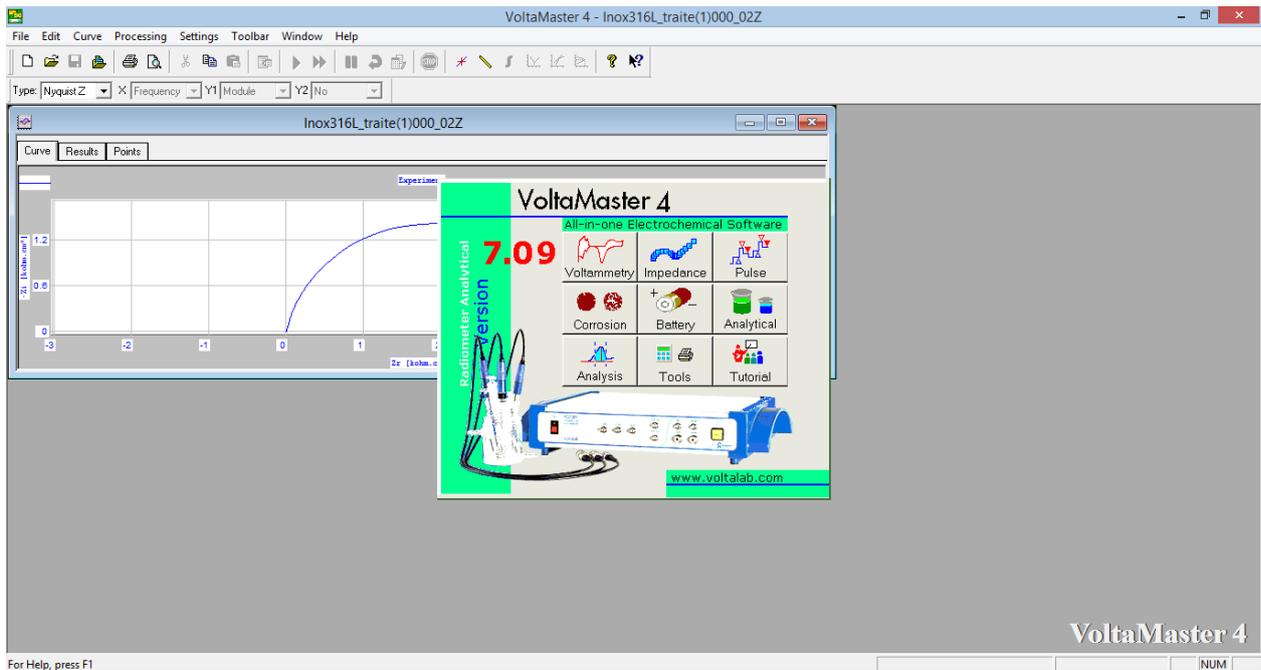


Figure IV.30 Fenêtre principale de VoltaLab VoltaMaster4

Réglage et paramétrage

La puissance de VoltaMaster4 est dans sa modulabilité, il donne la liberté totale aux utilisateurs de personnaliser les différents paramètres de la machine, et de l'opération.

Contrairement aux éditions précédentes de VoltaMaster, la 4eme édition offre un support très vaste des différents modèles de VoltaLab, inclus le nôtre, VoltaLab 40 (PGZ301).

Réglage de la cellule

En ouvrant une séquence, VoltaLab nous donne la capacité de régler les paramètres de la cellule. Le réglage se fait par la fenêtre "Cell setup" présente sous le menu "Settings", et ça concerne les paramètres suivants:

1. Type d'électrode: pour notre cas l'ECS.
2. Electrode de travail:
 - a. Surface de travail
 - b. Masse atomique du matériau
 - c. Valence du matériau
 - d. Densité du matériau
 - e. Minimum du domaine anodique
 - f. Maximum du domaine cathodique
3. Surface de l'électrode auxiliaire

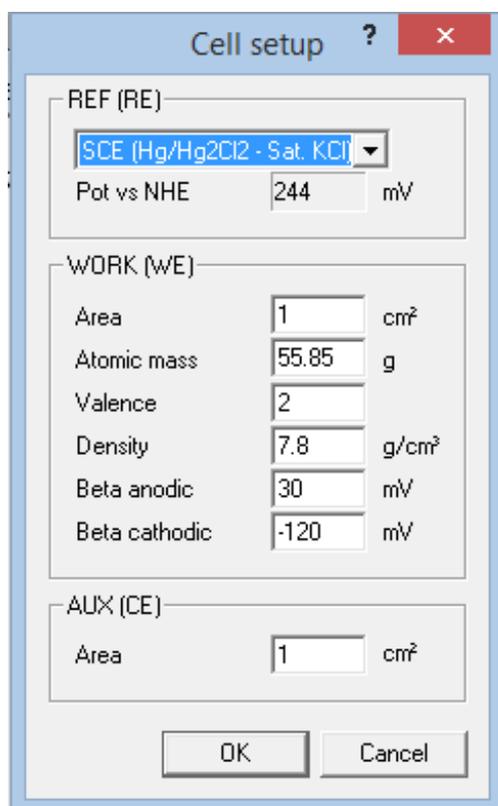


Figure IV.31 La fenêtre "Cell setup" du logiciel VoltaMaster4

Pour nos essais, tous les paramètres sont constants, sauf la surface de l'électrode de travail, qui varie selon la découpe de l'échantillon.

Mode séquences

VoltaMaster4 traite les essais en différentes séquences, avec la possibilité d'enchaîner plusieurs sous-séquences pour les essais compliqués.

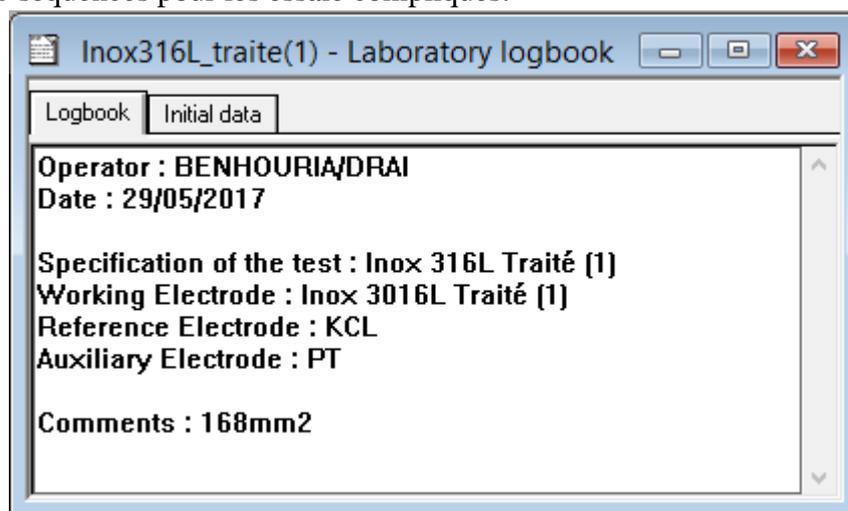


Figure IV.32 Exemple d'une séquence du logiciel VoltaMaster4

Le réglage des différentes séquences à exécuter, qui se fait en cliquant sur le bouton  ou dans le menu « Sequence > Sequence edition » :

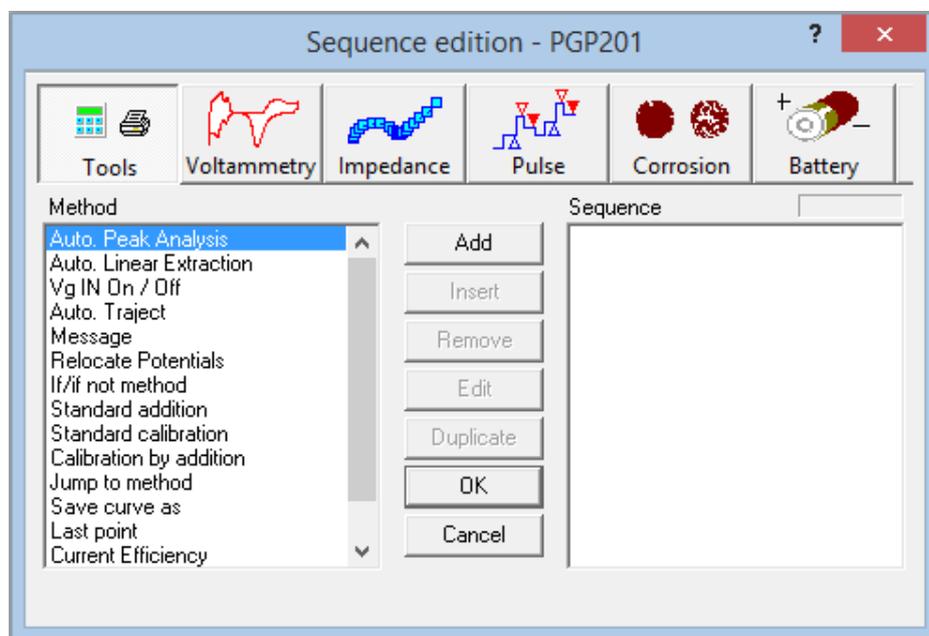


Figure IV.33 La fenêtre "Sequence edition" du logiciel VoltaMaster4.

Mode courbes et interprétations

Ce mode permet de pré visualiser les résultats en temps réel, ainsi qu'il offre des outils de calculs et interprétations avancées et dédié aux essais électrochimiques.

VoltaMaster4 crée des fichiers de résultats sous forme de tableaux avec la possibilité de les visualiser en courbes.

Il permet aussi d'exporter les données en tableaux MS Excel si nécessaire.

Point	Frequency:	Module:	Phase:	Time:	Potential:	Current:	Zreal:	-Zimaginary:	Capacitance:
0	5.00000e+004	6.68956e+000	1.98000e+000	7.00000e+000	-2.02000e-001	3.43750e-005	6.68557e+000	-2.31129e-001	-1.37720e-005
1	4.46430e+004	6.75685e+000	1.50000e+000	8.00000e+000	-2.02000e-001	3.43750e-005	6.75453e+000	-1.76874e-001	-2.01560e-005
2	4.00000e+004	6.79819e+000	1.11000e+000	8.00000e+000	-2.02000e-001	3.43750e-005	6.79692e+000	-1.31694e-001	-3.02130e-005
3	3.57140e+004	6.85252e+000	2.50000e-001	9.00000e+000	-2.02000e-001	3.43750e-005	6.85245e+000	-2.98997e-002	-1.49044e-004
4	3.16460e+004	6.87945e+000	1.00000e-002	9.00000e+000	-2.02000e-001	3.43750e-005	6.87945e+000	-1.20069e-003	-4.18861e-003
5	2.8099								
6	2.5000								
7	2.232								
8	2.0000								
9	1.7851								
10	1.5823								
11	1.4043								
12	1.2500								
13	1.1161								
14	1.0000								
15	8.9288								
16	7.9363								
17	7.1423								
18	6.3291								
19	5.6180								

Point	Potential:	Current:	Time:	Resistance:
0	-1.81000e-001	5.74875e-005	2.00000e-002	0.00000e+000
1	-1.80500e-001	4.44406e-005	3.00000e-002	0.00000e+000
2	-1.80000e-001	5.60750e-005	4.00000e-002	0.00000e+000
3	-1.79500e-001	4.47156e-005	5.00000e-002	0.00000e+000
4	-1.79000e-001	5.99000e-005	6.00000e-002	0.00000e+000
5	-1.78500e-001	4.20125e-005	7.00000e-002	0.00000e+000
6	-1.78000e-001	5.59375e-005	8.00000e-002	0.00000e+000
7	-1.77500e-001	4.22219e-005	9.00000e-002	0.00000e+000
8	-1.77000e-001	5.97875e-005	1.00000e-001	0.00000e+000
9	-1.76500e-001	4.12750e-005	1.10000e-001	0.00000e+000
10	-1.76000e-001	6.09313e-005	1.20000e-001	0.00000e+000
11	-1.75500e-001	4.17875e-005	1.30000e-001	0.00000e+000
12	-1.75000e-001	5.97750e-005	1.40000e-001	0.00000e+000
13	-1.74500e-001	3.89375e-005	1.50000e-001	0.00000e+000
14	-1.74000e-001	5.89781e-005	1.60000e-001	0.00000e+000
15	-1.73500e-001	4.24719e-005	1.70000e-001	0.00000e+000
16	-1.73000e-001	5.89688e-005	1.80000e-001	0.00000e+000
17	-1.72500e-001	4.28188e-005	1.90000e-001	0.00000e+000
18	-1.72000e-001	5.57250e-005	2.00000e-001	0.00000e+000
19	-1.71500e-001	4.32500e-005	2.10000e-001	0.00000e+000

Figure IV.34 Tableaux générés par VoltMaster4 lors de l'exécution d'une séquence.

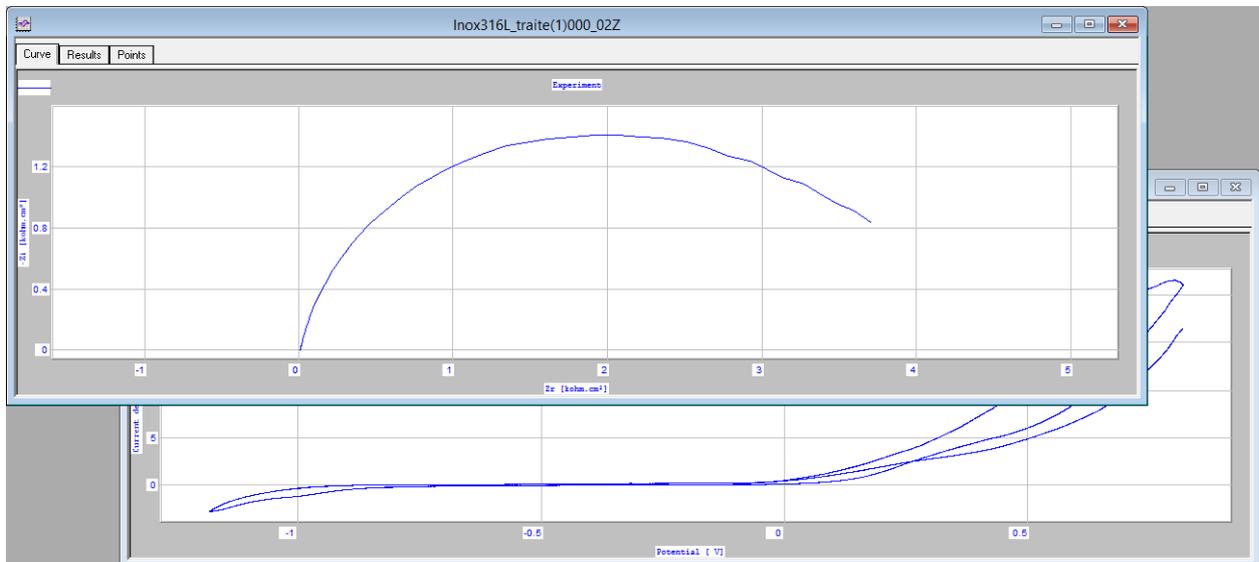


Figure IV.35 Les courbes tracées en temps réel lors de l'exécution d'une séquence

Traçage de courbe de Tafel

Cette option est disponible dans les séquences de voltammétrie, elle permet de transformer une courbe $i = f(E)$ en une courbe de Tafel, et faire les calculs nécessaires.

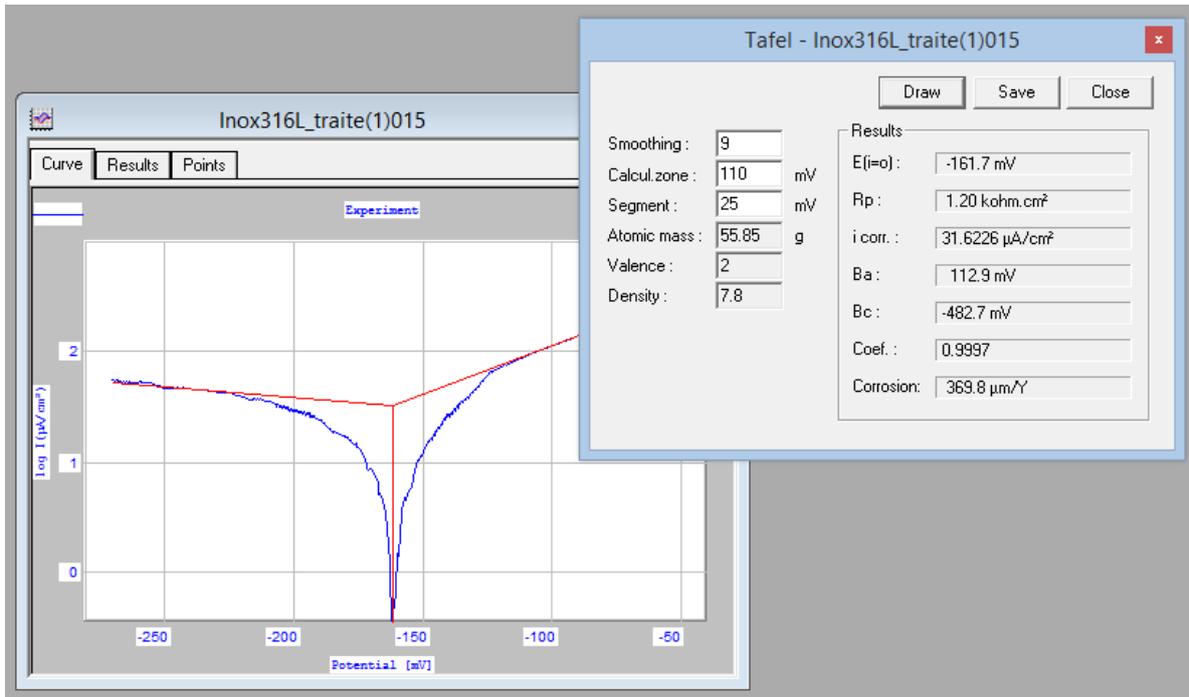


Figure IV.36 Conversion d'une courbe $i=f(E)$ à une courbe de Tafel et interprétations des données

Régression circulaire

Cette fonctionnalité est disponible dans les séquences de voltammétrie, plus précisément dans les graphs de Nyquist (réels ou imaginaires), elle permet d'avoir la régression circulaire sans passer par les méthodes manuelles.

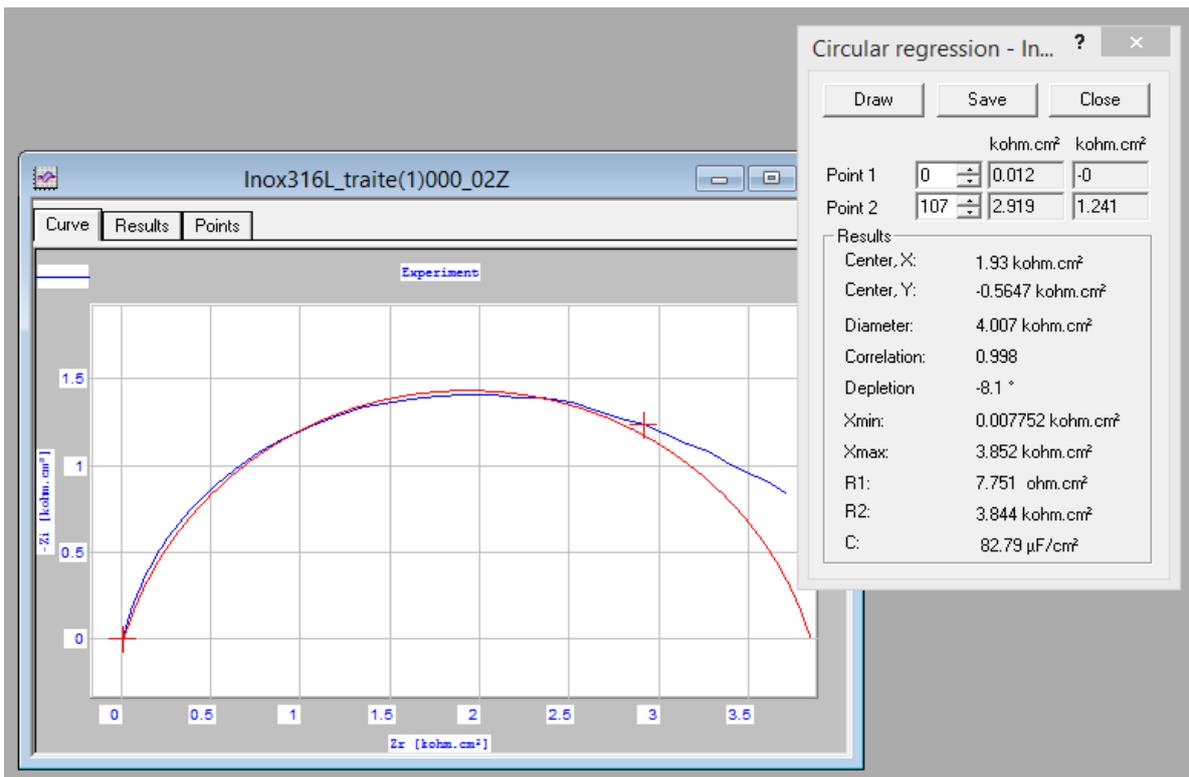


Figure IV.37 Régression circulaire d'une courbe de Nyquist à l'aide de VoltaMaster4

e) Séquences de travail effectuées

Pour nos échantillons, on est intéressé par deux types d'essais, Voltamétrie cyclique du potentiel "Pot. Cyclic Voltammetry", et Spectroscopie d'impédance électrochimique "Pot. Dynamic EIS", ses essais doivent être enchaînés après une opération standard qui est la mesure du potentiel libre "Open Circuit Potential".

Les données collectées par ces séquences vont nous aider à comprendre le comportement de nos échantillons dans le milieu corrosif.

Potentiel libre

Après l'introduction de notre échantillon dans le milieu corrosif, la facette tends à s'équilibrer avec ce dernier, cet équilibre est mesuré par la tendance de la courbe de polarisation en une valeur qui est le potentiel libre.

Pour garantir l'équilibre de la courbe, on a programmé les essais pour une durée de 30 minutes, avec une mesure chaque 0.2 seconde.

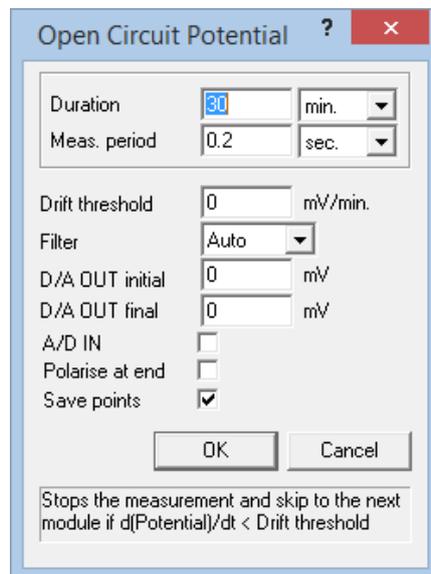


Figure IV.38 Paramètres sélectionnés pour avoir le potentiel libre des échantillons

Séquences voltamétriques

Cette séquence mesure l'intensité du courant en fonction du potentiel en plusieurs cycles, les données obtenues nous permettent de dessiner les courbes de Tafel pour calculer les différents paramètres de la loi de Tafel, notamment l'intensité de courant de corrosion.

Le potentiel de départ peut être:

- *Absolute*: dans le cas du potentiel libre connue, on doit définir le potentiel de calcul minimum et maximum.
- *Relatif* (notre cas): dans le cas d'un enchaînement de séquence, dont le potentiel libre n'est pas connue ou fixe. Dans ce cas, on doit définir la plage de test relatif au potentiel libre (pour notre cas c'est 1000mV à gauche et à droite de notre potentiel libre)

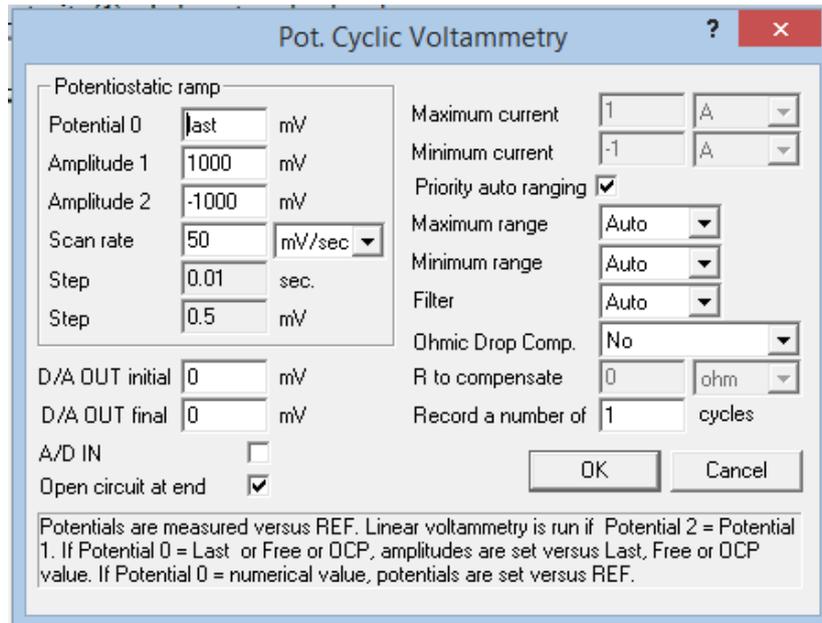


Figure IV.39 Les paramètres sélectionnés pour avoir les courbes de Tafel des échantillons.

Spectroscopie d'impédance électrochimique

Cette séquence est la plus compliquée, elle mesure plusieurs valeurs à la fois: la phase, le module circulaire, le potentiel, le courant, l'impédance réel et imaginaire, en fonction de la fréquence. Ce qui nous permet de tracer les courbes de Nyquist et Bode, qui seront interprétées pour avoir l'intensité de courant de corrosion. Comme dans la voltamétrie cyclique, le SIE peut être programmé relativement ou absolument, avec la capacité de choisir le type de prévisualisation en temps réel (Nyquist ou Bode)

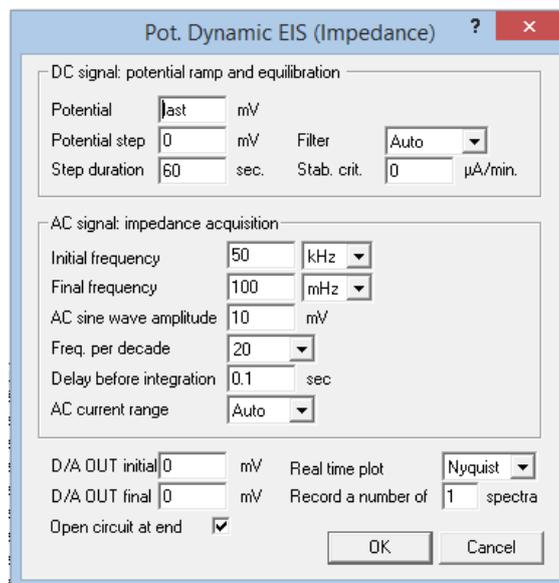


Figure IV.40 Les paramètres sélectionnés pour avoir les courbes de Nyquist des échantillons

CHAPITRE V:

Présentation et interprétation des résultats

V. Présentation et interprétation des résultats

V.1 Influence du soudage

V.1.1 Influence du soudage sur les caractéristiques mécaniques

a) Essai de dureté

Pour la caractérisation de la soudure on a exécuté un essai de dureté de Vickers sur les échantillons. Il exige une surface plane et lisse et qui doit être nettoyées de tous les constituants qui peuvent nuire aux résultats (oxydes, lubrifiants). La charge choisie était de 10kgf, et on a mesuré la dureté sur 18 points sur deux droites horizontales afin de pouvoir faire une comparaison entre les différentes zones (voir Figure V.1).

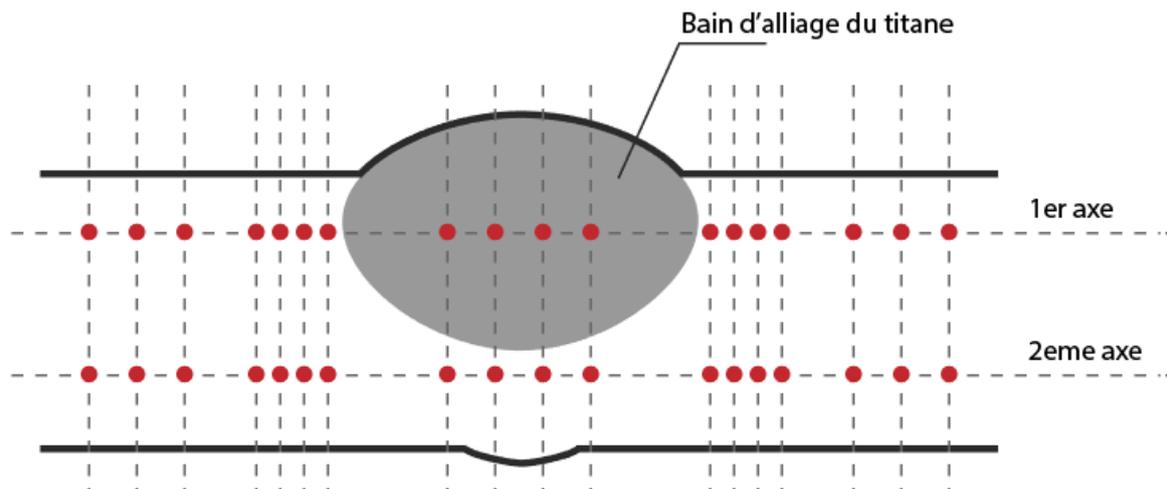


Figure V.1 Différentes zones sélectionnées pour l'essai de dureté et micro dureté

Les essais sur le premier axe nous ont données les résultats suivants

Tableau V.1 Résultats d'essai de dureté sur le premier axe

Point	HV10	Zone
1	218,84	Métal de Base
2	214,93	
3	212,30	
4	195,51	Zone affecté thermiquement
5	194,50	
6	192,62	
7	189,22	
8	332,70	Zone Fondue
9	334,12	
10	336,86	
11	338,04	
12	196,13	Zone affecté thermiquement
13	195,45	
14	195,08	
15	194,70	Métal de Base
16	217,64	
17	217,86	
18	218,15	

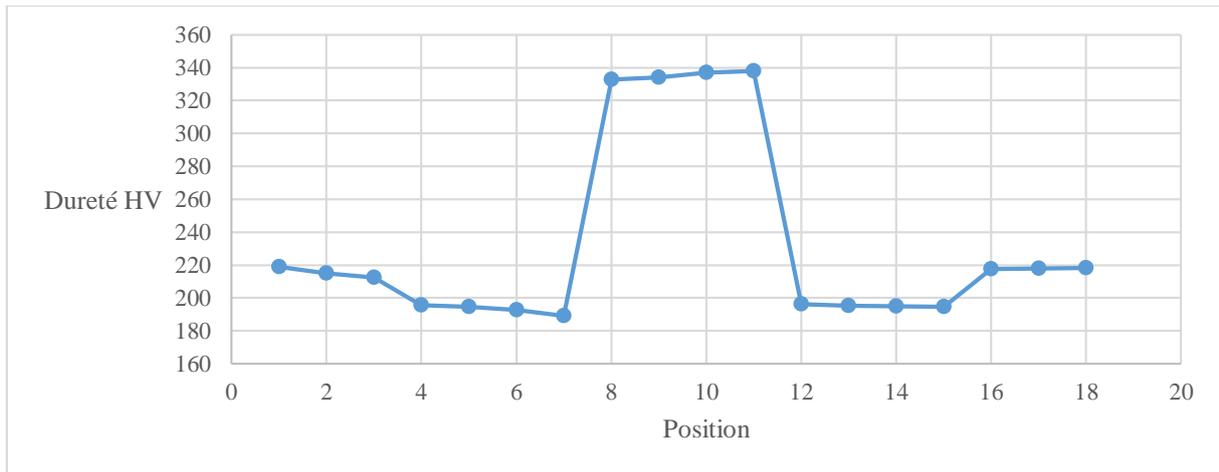


Figure V.2 La dureté en fonction de la position pour le premier axe

On remarque une variation de la dureté en fonction des différentes zones.

Pour le cas du métal de Base ou on retrouve une dureté plus ou moins élevée qui varie entre 218,84 et 212,30 HV, cette dureté subira une diminution dans la ZAT ou elle décroît de 195,51 jusqu'à 189,22 HV la dureté connaît ensuite une augmentation flagrante et atteint une valeur maximale de 338,04 HV. ensuite on note une diminution normale de la dureté expliquée par le changement de zone entre 196,13 et 194,70 HV dans la ZAT et entre 217,64 et 218,15 HV pour le métal de base.

La diminution de la dureté en allant du métal de base vers la ZAT est due à la taille des grains qui est plus importante dans la ZAT.

L'augmentation flagrante de dureté dans la Zone Fondue est due à la présence du titane soudé et qui résulte d'un joint de soudure assez dur par rapport au métal de base.

Les essais sur le deuxième axe nous ont donnés les résultats suivants :

Tableau V.2 Résultats d'essai de dureté sur le deuxième axe

Point	HV10	Zone
1	217,34	Métal de Base
2	213,05	
3	210,25	
4	196,57	Zone affecté thermiquement
5	195,41	
6	193,52	
7	218,33	
8	219,03	Zone Fondue
9	220,24	
10	205,56	
11	203,43	
12	201,92	
13	212,06	Zone affecté thermiquement
14	214,24	
15	211,11	Métal de Base
16	217,34	
17	213,05	
18	210,25	

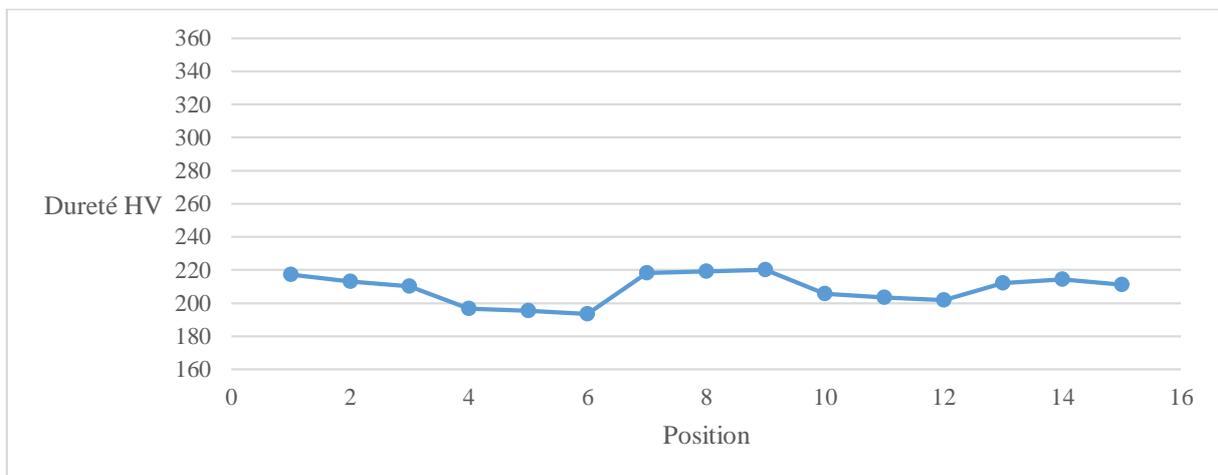


Figure V.3 La dureté en fonction de la position pour le deuxième axe

Pour le cas du métal de Base ou on retrouve une dureté plus ou moins élevée qui varie entre 217,34 et 210,25 HV, cette dureté subira une diminution dans la ZAT ou elle décroît de 196,57 jusqu'à 193,52 HV la dureté connaît ensuite une augmentation légère et atteint une valeur maximale de 220,24HV. ensuite on note une diminution normale de la dureté expliquée par le changement de zone entre 205,56 et 201,92 HV dans la ZAT et entre 212,06 et 211,11 HV pour le métal de base.

On note que la même remarque serait faite pour cet essai qui est : La diminution de la dureté en allant du métal de base vers la ZAT est due à la taille des grains qui est plus importante dans la ZAT.

b) Essai de micro dureté

L'application du test de micro dureté nous permet de cibler les zones (grains, joints de grains) on applique les essais, cela se fait par application du poinçon sur une microstructure précise, pour localiser les essais on doit faire une attaque chimique avant le test pour faire apparaître les phases.

Nous avons mesuré la micro dureté dans 30 points différents sur notre échantillon, ces points sont pris comme suit : 4 points en métal de base, 8 points en zone affectée thermiquement, 4 points en zone fondue, les points pris sont aussi était pris par rapport à la microstructure 8 points pour les grains, 8 points pour les joints de grain. La charge appliquée est de 1 kgf.

Les résultats obtenus pour le premier axe sont représentés dans le tableau ci-dessous :

Tableau V.3 Résultats d'essai de micro dureté sur le premier axe

Joint de grain (HV)	Grain (HV)	Zone
194,2	165,2	Métal de Base
196,5	152,1	Zone affecté
204,1	135,4	Thermiquement
345,3	304,7	Zone Fondu
346,4	306,5	
181,8	164,5	Zone affecté
182,3	170,1	Thermiquement
185	181,3	Métal de Base

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 304,7 HV et une valeur maximale de 346,4 HV tandis que pour la ZAT, ces valeurs varient entre 152,1HV et 204,1HV, pour un maximum de 194,2HV seulement pour le métal de base.

Cela est dû à la microstructure des zones, on retrouve alors une microdureté plus élevée pour la microstructure lamellaire du titane 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.

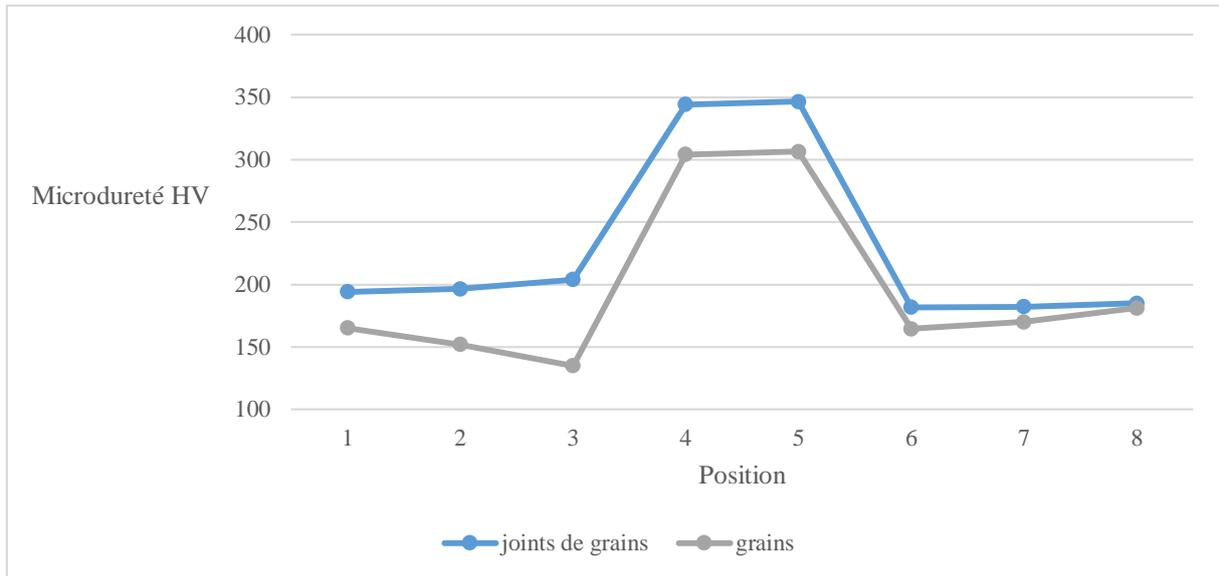


Figure V.4 La micro dureté en fonction de la position pour le premier axe

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 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.

Les résultats obtenus pour le deuxième axe sont représentés dans le tableau ci-dessous :

Tableau V.4 Résultats d'essai de micro dureté sur le deuxième axe

Joint de grain (HV)	Grain (HV)	Zone
194,0	174,9	Métal de Base
196,8	151,9	Zone affecté
203,9	135,1	Thermiquement
233,9	160,0	Zone Fondu
197,7	177,6	
181,2	164,8	Zone affecté
178,4	170,5	Thermiquement
191,1	181,8	Métal de Base

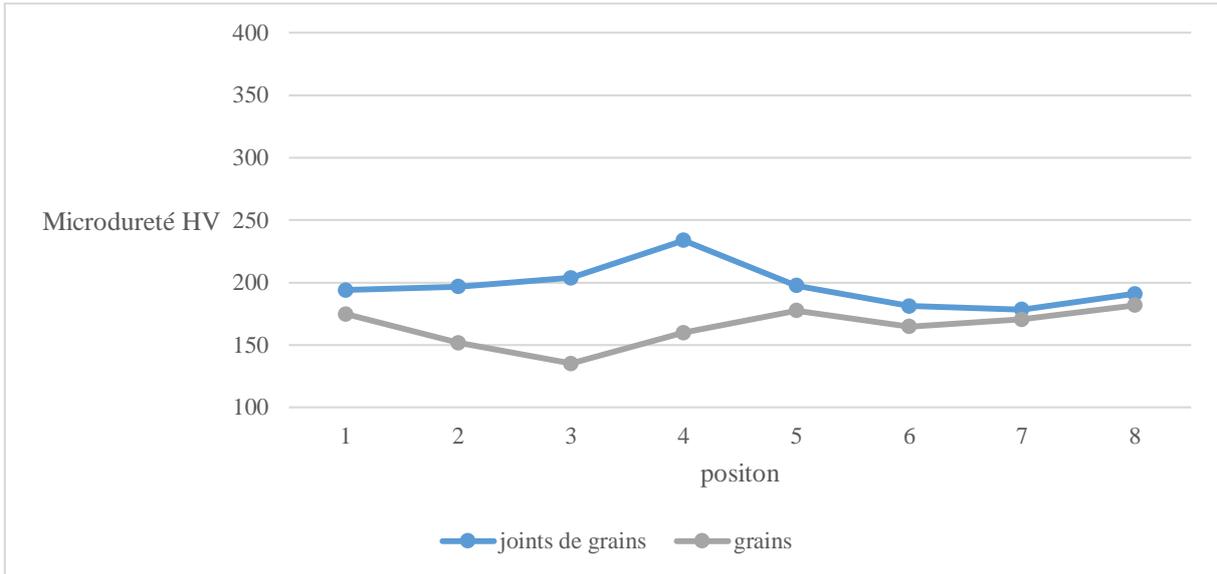


Figure V.5 La micro dureté en fonction de la position pour le deuxième axe

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 160,7 HV et une valeur maximale de 233,9 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.

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 des valeurs relativement faibles dans les grains.

c) Essai de traction

Les courbes de traction **Figure V.6** des deux éprouvettes en feuilles de sections 54,14 et 55,10 mm² sont les suivantes :

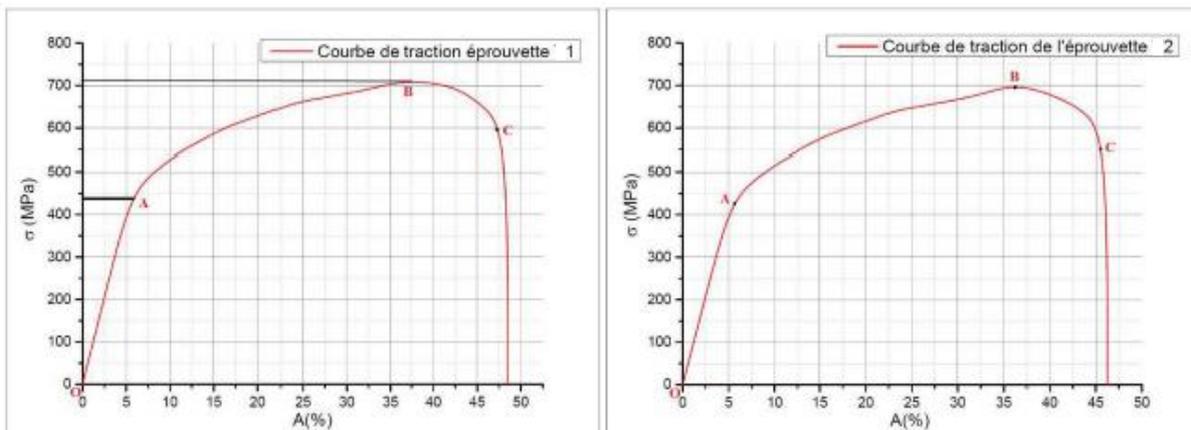


Figure V.7 Les courbes de tractions des deux essais effectués.

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 partie nous montre le domaine élastique du matériau, on peut en déduire la limite élastique ainsi que le module de Young des éprouvettes, $\sigma = E \cdot \varepsilon$ (Loi De Hook) ; Le point A représente la limite élastique du matériau, approximativement 442,22(445,35) MPa pour la première éprouvette et 430,70 MPa pour la deuxième.
- Partie AB : cette partie est le domaine plastique, elle se caractérise par un comportement plastique du matériau. L'augmentation de la longueur de l'éprouvette au détriment de la section est la cause de l'augmentation moins sévère des courbes de contraintes c'est pour cela qu'il y a une diminution de la résistance du matériau .le point B représente la résistance à la traction R_m du matériau.
- Partie BC : dans ce domaine, on remarque une diminution de la contrainte décroît avec la déformation. 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.5 Résultats obtenus d'essai 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	$A\%$
1	18,48	2,93	54 ,14	442,22	38465.57	712.31	50.54
2	18,68	2,95	55,10	428,64	38267.86	695.74	47.29

La Rupture se fait hors soudure et on conclue que la soudure n'est pas néfaste pour les pièces assemblées.

d) Essai de pliage

Le test est appliqué sur 2 éprouvettes de dimensions normalisées citées précédemment, le tableau suivant résume les observations après le test :

Tableau V.6 Résultats d'essai de pliage

N	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Diamètre du poinçon (mm)	Type de pliage		Observation
				endroit	envers	
1	38	3,4	12		X	Aucune fissure
2	38	3,4	12	X		Aucune fissure

V.1.2 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.

On observe sur les 2 figures (Figure V.7) w (Figure V.8) on remarque un structure granulaire dans le métal de base et dans une partie de la zone affecté thermiquement. On remarque une différence visible entre la taille des grains de la ZAT et celle du Métal de Base. Car une augmentation de la taille des grains est remarquable en allant du métal de base vers la ZAT. C'est le Résultat de la température du soudage qui cause une croissance des grains, ces grains sont des grains d'austénite formée lors du refroidissement du métal.

Dans la ZAT on observe une distinction entre 2 structure une structure granulaire du métal de base qui est l'acier inoxydable et une structure lamellaire du métal d'apport en alliage titane. On remarque qu'à l'interface titane/acier inoxydable que l'alliage de titane est sous forme de lamelles très petites c'est ces petites lamelles qui forment une sorte de frontière entre le titane et l'acier et ce qui montre le non diffusion du titane dans notre métal, on note que la taille des grains à l'interface atteint son maximum à cause de la température élevé du soudage.

On peut observer dans la figure (Figure V.9) la microstructure du cordon de soudure, on remarque que la zone fondue a une structure lamellaire, on distingue deux phases : une phase alpha (en noir) et une autre phase bêta. On remarque une différence de taille entre les lamelles alpha et beta car les lamelles alpha sont plus fine. la phase alpha prend la couleur noir à cause de l'attaque chimique qui cible les lamelles riche en titane.

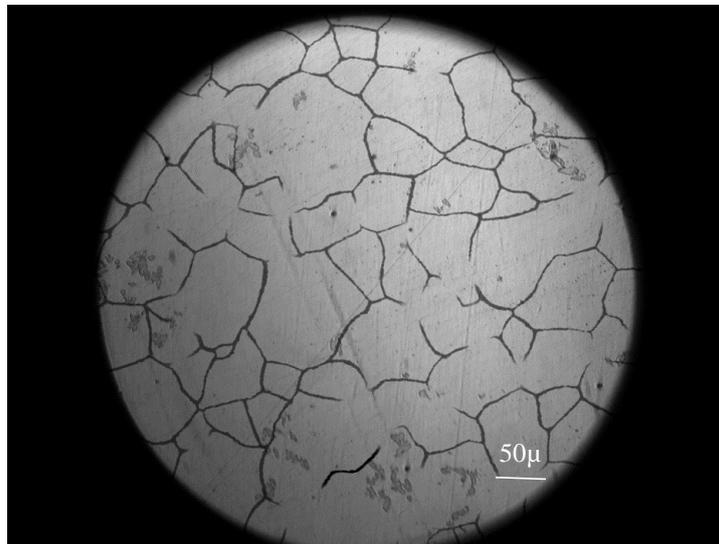


Figure V.8 Microstructures vues sous le microscope optique : métal de base non traité

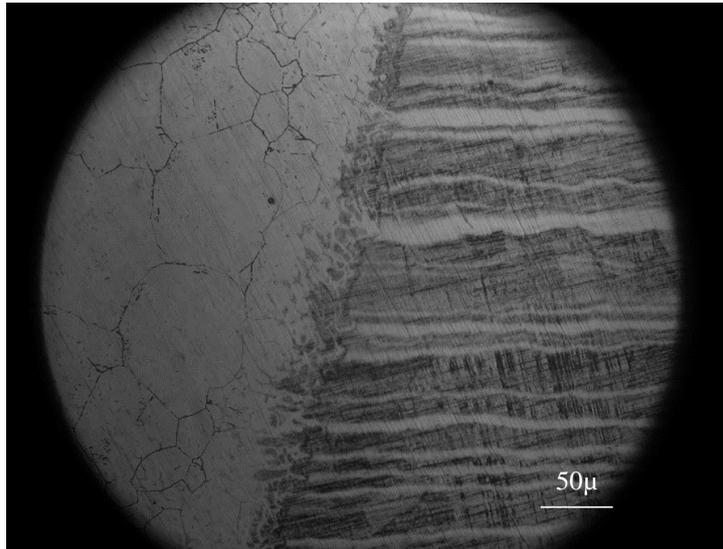


Figure V.9 Microstructures vues sous le microscope optique : ZAT non traité

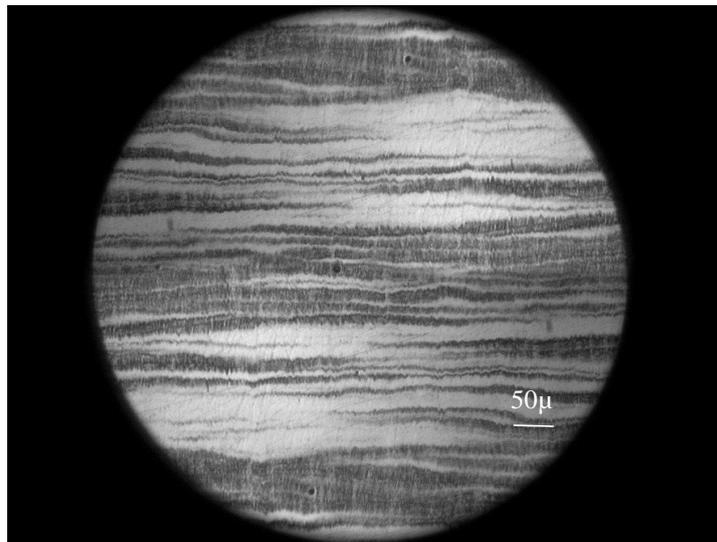


Figure V.10 Microstructures vues sous le microscope optique : ZF non traité

V.2 Influence des traitements thermiques

V.2.1 Influence des traitements thermiques 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 2 échantillons sont manuscrits dans le tableau suivant :

- Pour le premier axe

Tableau V.7 Résultats d'essai de dureté après recuit et hypertrempe pour le premier axe

Point	Recuit	Hyper trempe	Zone
1	127,4	140,5	Métal de Base
2	125,8	128,3	
3	123,6	123,9	
4	120,1	108,5	Zone affecté thermiquement
5	118,5	109,4	
6	115,9	110,5	
7	304,0	299,2	Zone Fondue
8	306,0	300,9	
9	307,8	303,3	
10	120,5	110,5	Zone affecté thermiquement
11	122,9	111,5	
12	124,3	113,9	
13	122,4	125,2	Métal de Base
14	125,8	126,3	
15	127,8	140,4	

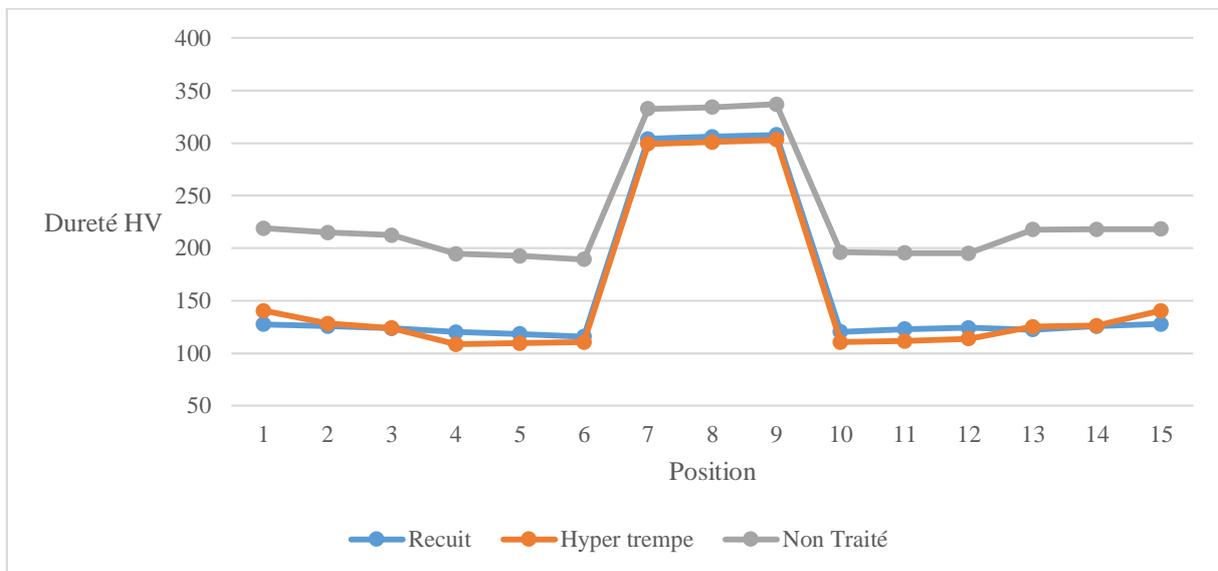


Figure V.11 La dureté après recuit et hyper trempe en fonction de la position pour le premier axe

On observe sur les courbes présentées ci-dessus que la dureté de l'échantillon non traité est clairement supérieure à celle des deux autres échantillons, avec une dureté minimale de 187,83 HV qui est largement plus élevée que la dureté maximale entre les é autres échantillons qui est de 149,4 HV, la dureté de l'échantillon non traité atteint sa valeur maximale dans la zone fondue avec 338,04 HV cela est dû à la présence du titane et sa structure lamellaire.

On remarque aussi que les courbes de l'échantillon recuit et hypertrempé se chevauchent et varient uniformément, néanmoins l'échantillon recuit présente une dureté légèrement plus élevée que l'échantillon hypertrempé 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.

- Pour le deuxième axe

Tableau V.8 Résultats d'essai de dureté après recuit et hyper trempé pour le deuxième axe

Point	Recuit	Hyper trempé	Zone
1	126,4	139,41	Métal de Base
2	125,4	127,29	
3	121,8	123,37	
4	122,2	110,5	Zone affecté thermiquement
5	123,2	111,33	
6	123,1	119,56	
7	144,0	122,26	Zone Fondue
8	145,0	132,94	
9	149,8	137,31	
10	124,5	120,5	Zone affecté thermiquement
11	124,9	112,5	
12	125,3	113,33	
13	122,4	126,29	Métal de Base
14	125,8	125,31	
15	127,8	138,41	

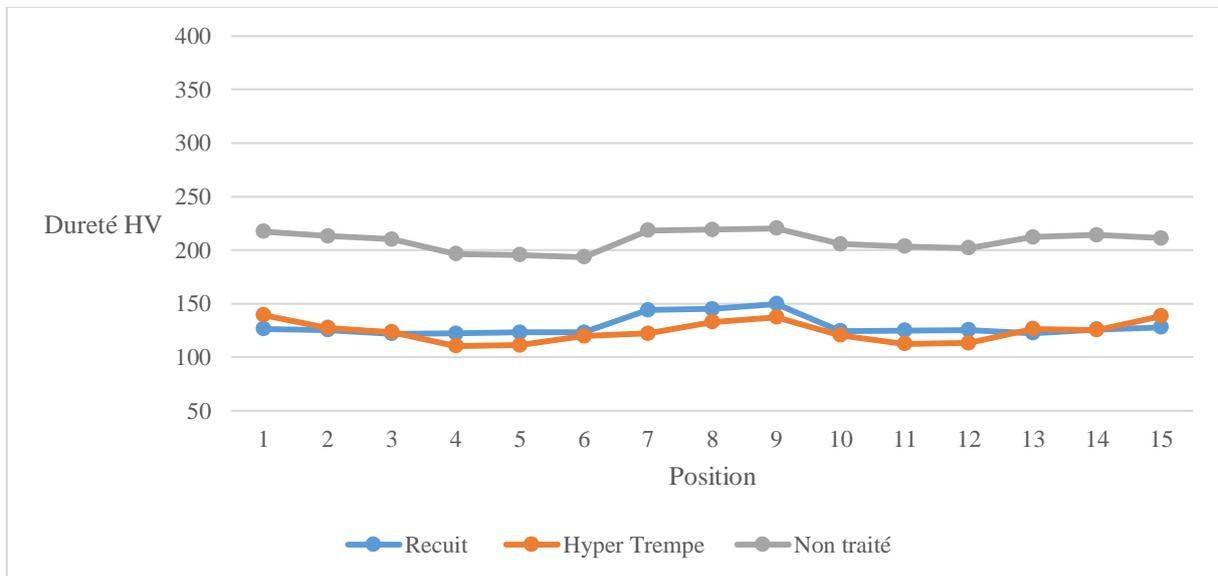


Figure V.12 La dureté après recuit et hyper trempé en fonction de la position pour le deuxième axe

On observe sur les courbes présentées ci-dessus que la dureté de l'échantillon non traité est clairement supérieure à celle des deux autres échantillons, avec une dureté minimale de 187,83 HV qui est largement plus élevée que la dureté maximale entre les 2 autres échantillons qui est de 149,4 HV, la dureté de l'échantillon non traité 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 recuit et hypertrempé se chevauchent et varient uniformément, néanmoins l'échantillon recuit présente une dureté légèrement plus élevée que l'échantillon hypertrempé 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.

V.2.2 Influence des traitements thermiques sur la micro dureté

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, en faisant un test de microdureté sur tous les échantillons sous une charge de 1 Kgf, nous avons obtenus les résultats suivants.

Les résultats obtenus pour le premier axe sont représentés dans le tableau ci-dessous :

Tableau V.9 Résultats d'essai de micro dureté sur le premier axe

Recuit		Hyper trempé		Zone
Joint de grain (HV)	Grain (HV)	Joint de grain (HV)	Grain (HV)	
191,2	162,2	189,2	161,2	Métal de Base
193,5	149,7	191,5	147,7	Zone affecté
201,1	132,5	199,1	130,5	Thermiquement
312,3	301,2	310,3	299,2	Zone Fondu
313,4	303,5	311,4	301,5	
178,8	161,5	176,8	159,5	Zone affecté
179,3	167,1	177,3	165,1	Thermiquement
182,4	178,3	180,4	176,3	Métal de Base

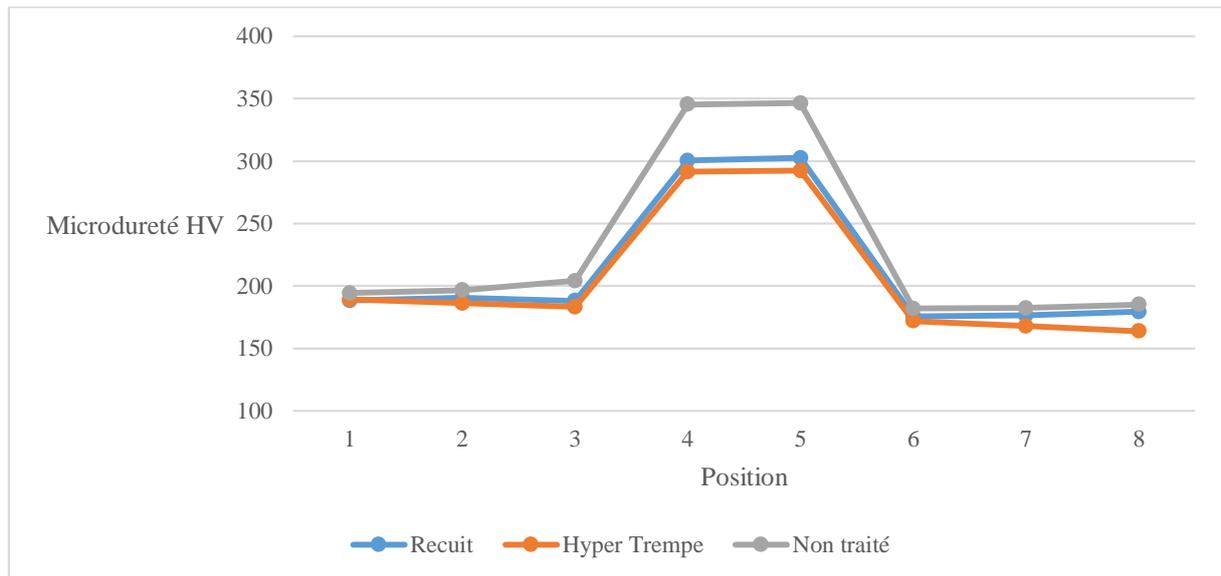


Figure V.13 La micro dureté après recuit et hyper trempé en fonction de la position pour le premier axe

On remarque sur le graphique ci-dessus que la microdureté de l'échantillon non traité dépasse les résultats des autres échantillons, avec une microdureté maximale de 346,4 HV au niveau des joints de grains et une dureté minimale de 160,3 HV dans les grains. On constate aussi que les courbes de l'échantillon recuit et l'échantillon hypertrempé 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 302,4 HV et une microdureté minimale de 163,8 HV.

Cette différence flagrante entre l'échantillon référence et les autres échantillons peuvent éventuellement être causés par la diminution des précipités intermétallique et des carbures lors du maintien de 30 mn à la température d'austénitisation pendant le traitement thermique

Les résultats obtenus pour le deuxième axe sont représentés dans le tableau ci-dessous :

Tableau V.10 Résultats d'essai de micro dureté apres recuit et hyper trempe sur le deuxieme axe

Recuit		Hyper trempe		Zone
Joint de grain (HV)	Grain (HV)	Joint de grain (HV)	Grain (HV)	
140,1	129,5	138,1	127,5	Métal de Base
125,0	122,5	123,0	120,5	Zone affecté Thermiquement
135,3	133,1	133,3	131,1	
162,8	148,2	159,8	145,2	Zone Fondu
161,2	153,0	160,2	151,0	
138,2	136,8	136,2	134,8	Zone affecté Thermiquement
126,8	126,5	124,8	124,5	
123,2	121,8	121,2	119,8	Métal de Base

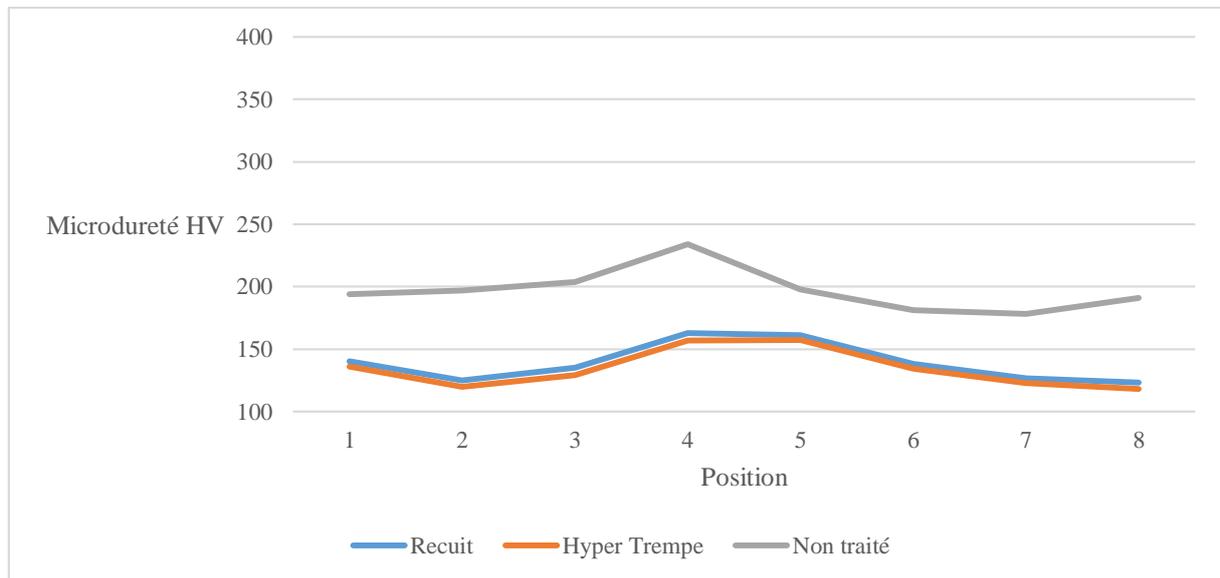


Figure V.14 La micro dureté apres recuit et hyper trempe en fonction de la position pour le deuxieme axe

On remarque sur le graphique ci-dessus que la microdureté de l'échantillon non traité 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 Recuit et Hyper trempé 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.

Cette différence flagrante entre l'échantillon référence et les autres échantillons peuvent éventuellement être causés 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.2.3 Influence des traitements thermiques sur la microstructure

Pour déterminer l'influence des traitements thermiques sur les microstructures on a fait une étude métallographique des échantillons

L'intérêt de cette étude est d'avoir une microstructure claire avec des grains et lamelles 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

Echantillon Recuit : Nous pouvons observer sur les microstructures de l'échantillon recuit 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 non traité à cause de la diminution des taux de carbures.

Echantillon Hyper Trempé : L'échantillon hypertrempé 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 augmentation des lamelles alpha (Figure VI.16) à cause de la germination et la transformation des lamelles beta en alpha de la zone fondue, on remarque aussi que les germes de la ZAT et le métal de base ont subi une augmentation de taille.

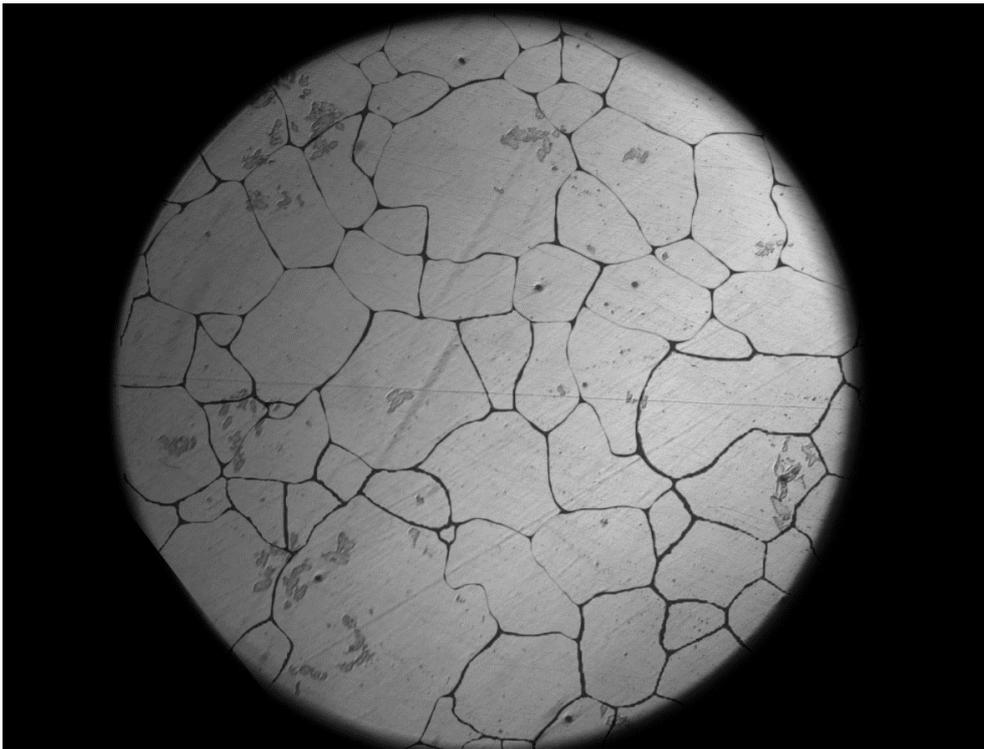


Figure V.15 Microstructure du métal de base de l'échantillon hyper trempé

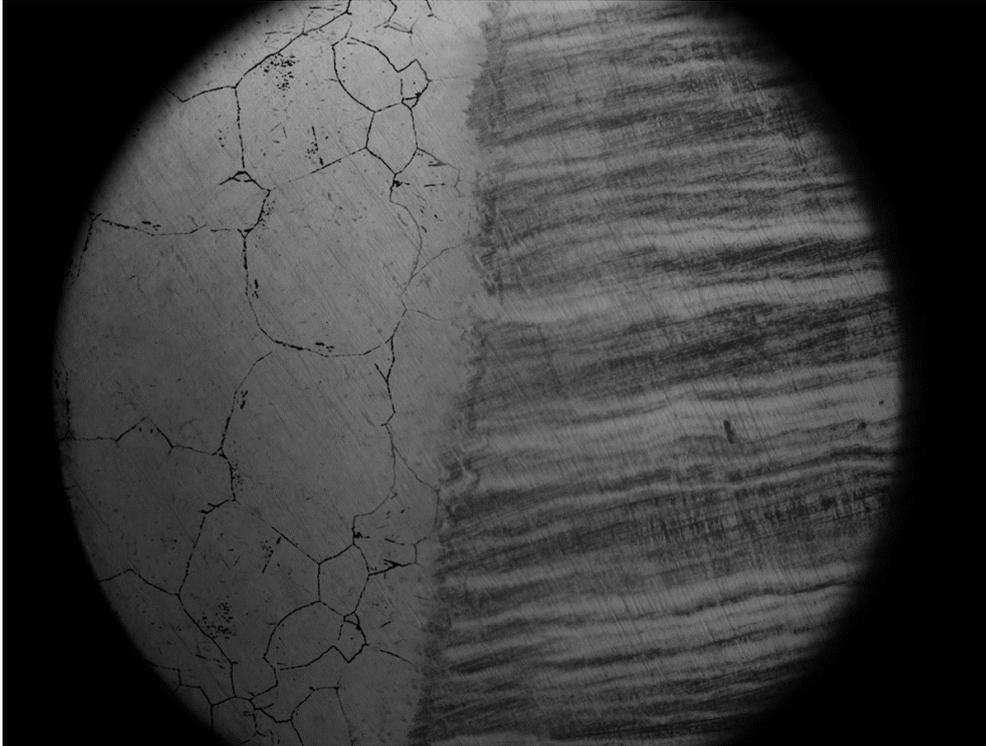


Figure V.16 Microstructure de la ZAT de l'échantillon recuit.

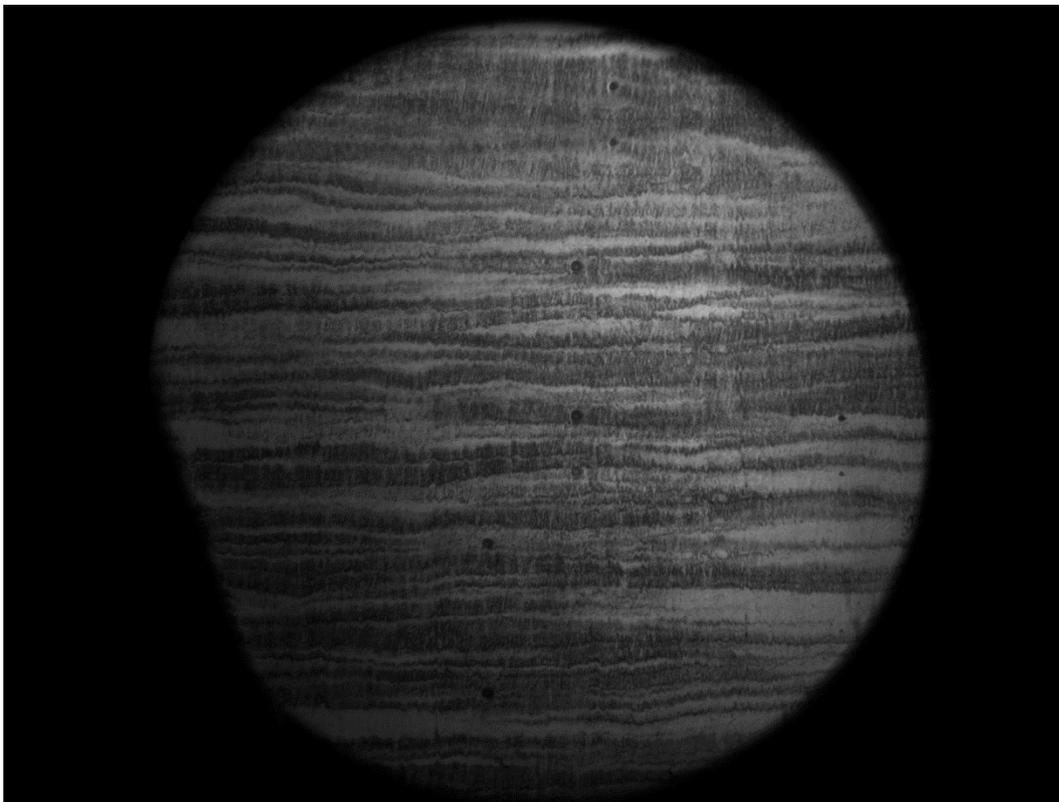


Figure V.17 Microstructure de la Zone fondu de l'échantillon hyper trempé

V.3 Caractéristiques électrochimiques après soudage

V.3.1 Influence des traitements thermiques sur les potentiels de circuit ouvert

Avant d'entamer les essais de voltamétrie et d'impédance, le potentiel de circuit ouvert doit être déterminé pour chaque zone, à noter que chaque zone a été traitée par un recuit et une hyper trempe.

a) Sans traitement thermique

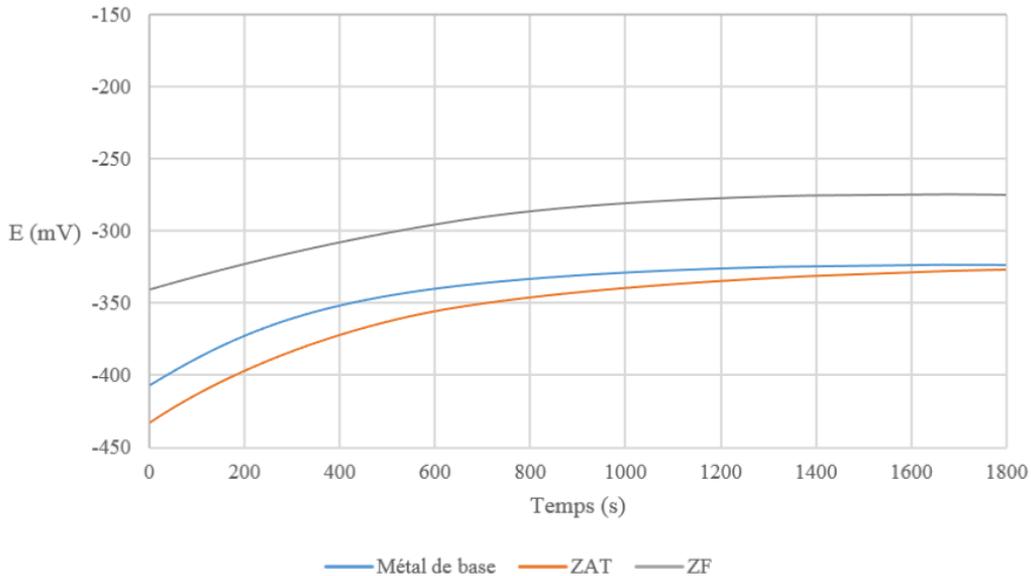


Figure V.18 Le potentiel de circuit libre des échantillons sans traitement thermique

On remarque que sans traitements thermiques, les différentes zones ont un potentiel libre assez négatif (moins de -260mV pour l'alliage de titane, et moins de -320mV pour l'acier inoxydable), on remarque aussi une large différence entre les deux alliages, le titane a un potentiel libre moins que les aciers inoxydables, grâce à sa noblesse. On remarque aussi que la ZAT et le métal de base se stabilisent presque sur le même potentiel libre.

b) Après recuit

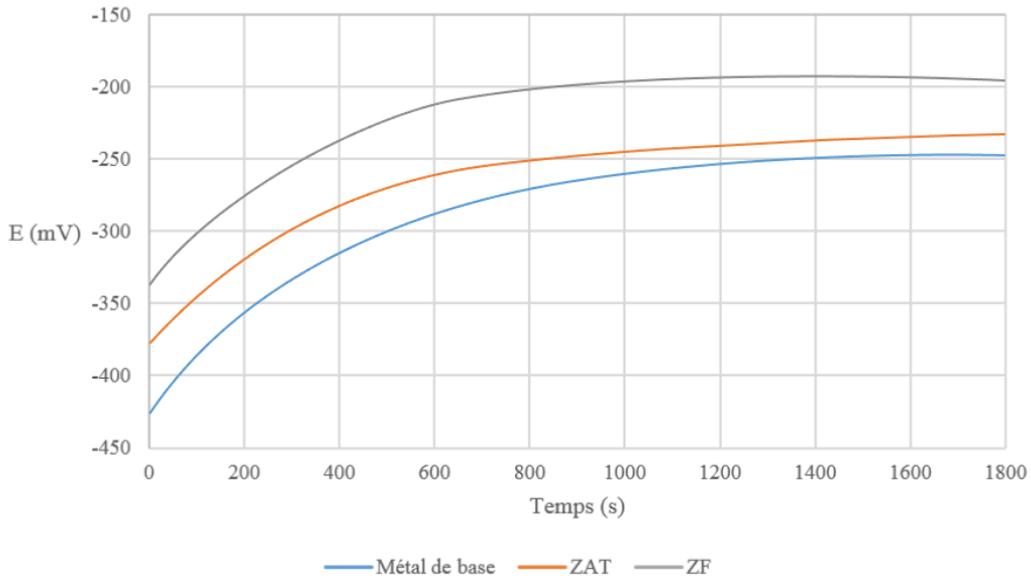


Figure V.19 Le potentiel libre des échantillons après recuit

Après le recuit, les potentiels libres diminuent pour toutes les zones, et la ZF reste toujours en premier, le recuit a affecté la ZAT plus que le métal de base, principalement à cause de la présence des éléments d'additions de l'alliage de titane de la ZF diffusés dans la ZAT.

c) Après hyper trempe

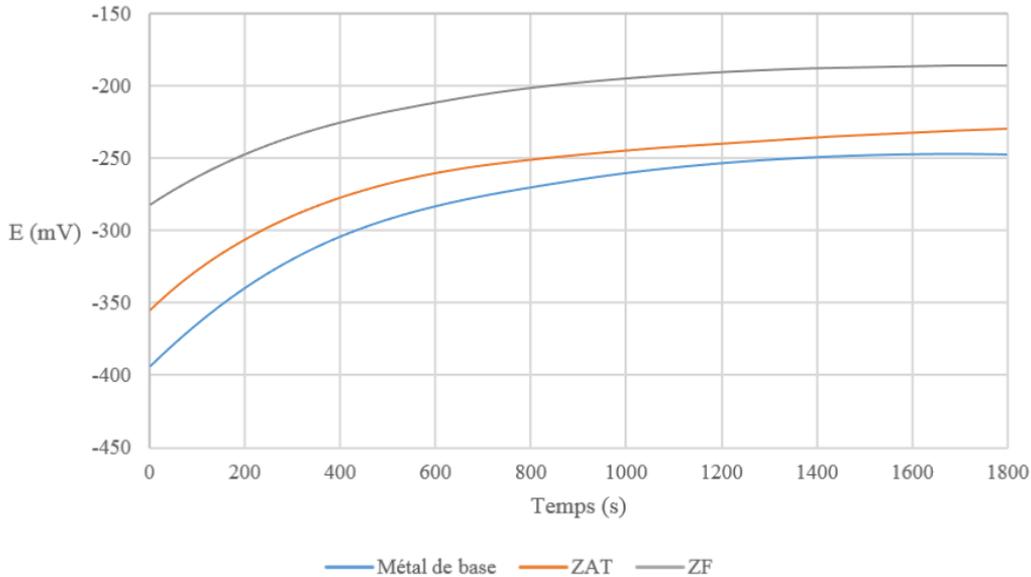


Figure V.20 Le potentiel de circuit ouvert des échantillons après hyper trempage

L'influence de l'hyper trempage était relativement similaire avec celle du recuit, on remarque une amélioration légère pour le métal de base.

V.3.2 Influence des traitements thermiques sur la voltamétrie

a) Sans traitements thermiques

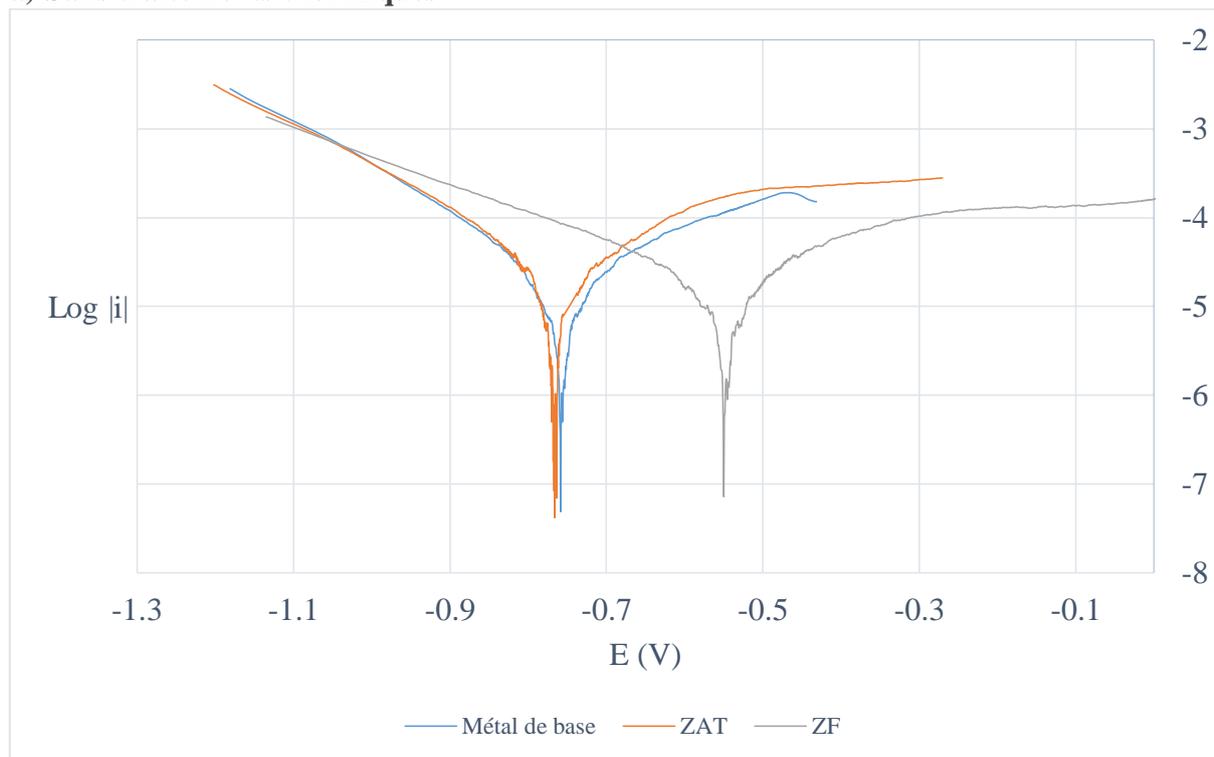


Figure V.21 Courbes de Tafel des échantillons sans traitements thermiques

Les courbes de Tafel des échantillons confirment les résultats des potentiels libres obtenus, le métal de base et la ZAT ont le même comportement électrochimique, car ils partagent le même $E_{\text{corrosion}}$ et presque le même $i_{\text{corrosion}}$. On remarque que la zone fondue comporte mieux avec un $E_{\text{corrosion}}$ plus grand que celui des deux autres zones.

Tableau V.11 Comportement électrochimique des échantillons sans traitements thermiques

Zone	$E_{\text{corrosion}}$ (mV)	$i_{\text{corrosion}}$ ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Taux de corrosion ($\mu\text{m}/\text{an}$)
Métal de base	-758	25.11	130.12
ZAT	-766	39.81	206.30
ZF	-550	15.84	82.08

b) Après recuit

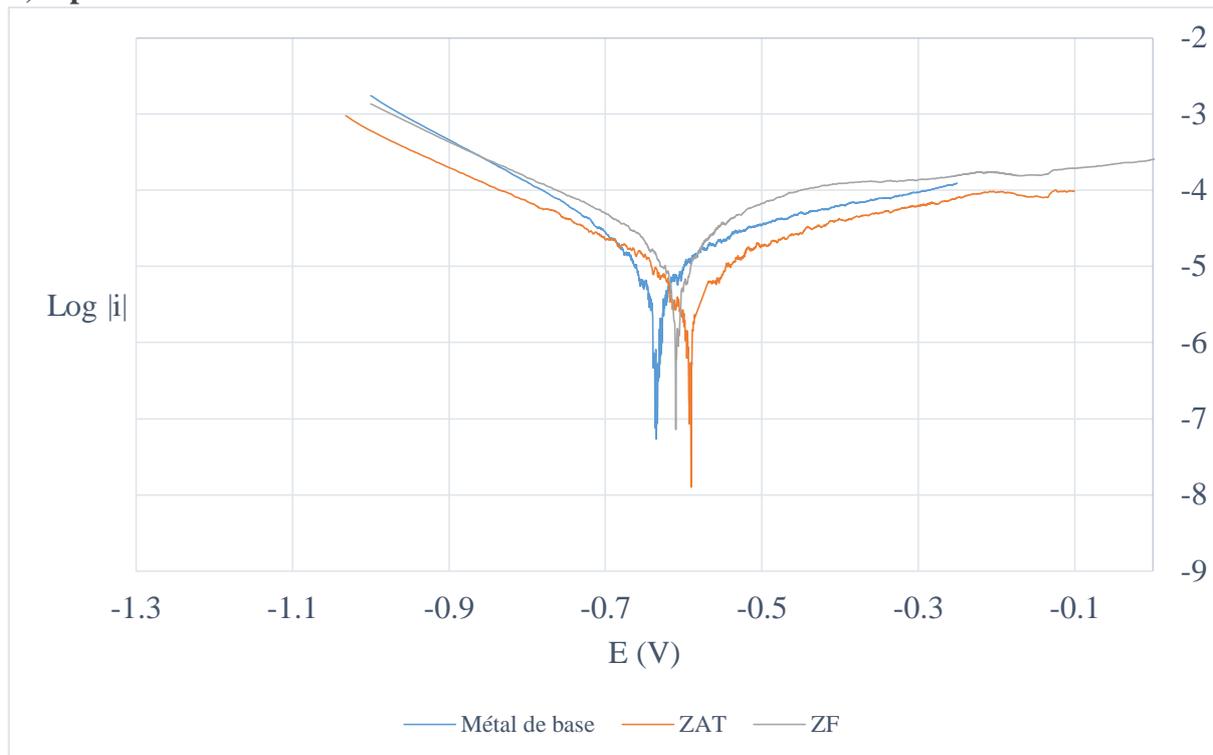


Figure V.22 Courbes de Tafel des échantillons après recuit

Le recuit a amélioré le comportement électrochimique des échantillons et a pu donner le métal de base et la ZAT une résistance à la corrosion très proche de celle de l'alliage de titane présent dans la zone fondue.

Tableau V.12 Comportement électrochimique des échantillons après recuit

Zone	$E_{\text{corrosion}}$ (mV)	$i_{\text{corrosion}}$ ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Taux de corrosion ($\mu\text{m}/\text{an}$)
Métal de base	-635	28.85	149.50
ZAT	-590	19.23	99.65
ZF	-610	11.44	59.28

c) Apres hyper trempe

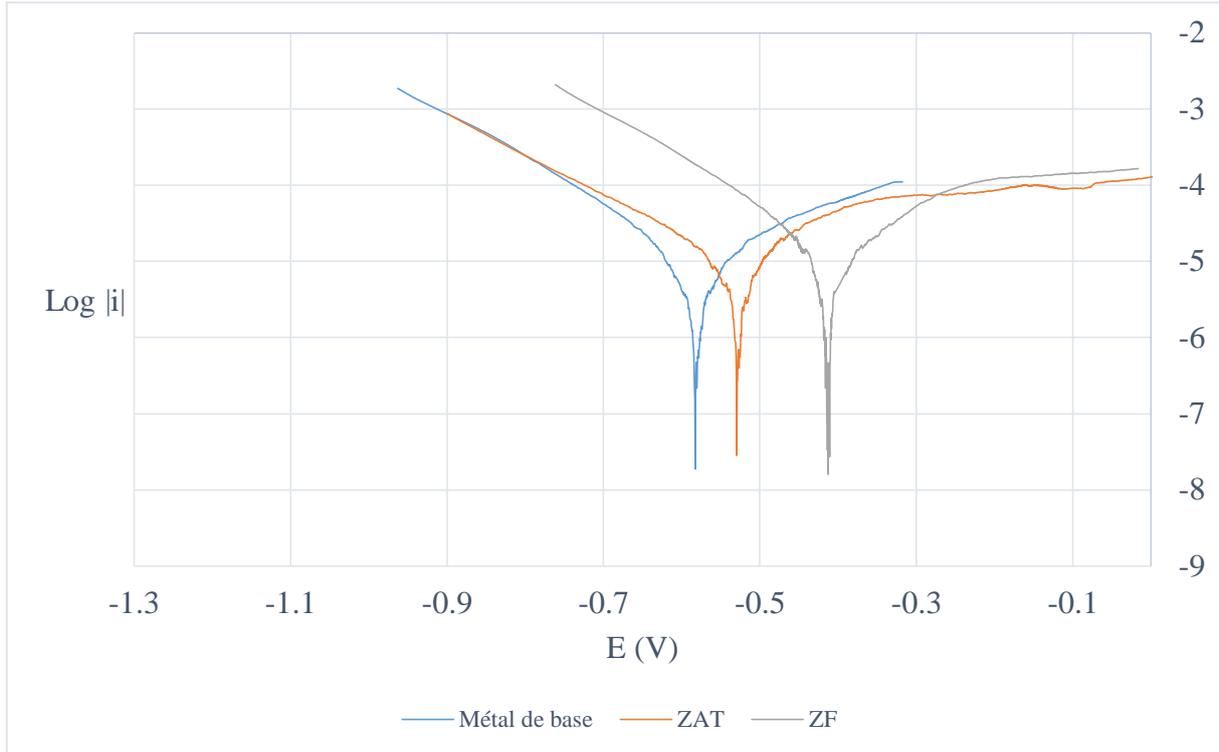


Figure V.23 Courbes de Tafel des échantillons après hyper trempe

Les résultats obtenus nous confirme que l’hyper trempe est le meilleur traitement thermique pour améliorer le comportement électrochimique des aciers inoxydables. La résistance à la corrosion a augmentée pour toutes les zones, avec un changement remarquable pour la zone fondue.

Tableau V.13 Comportement électrochimique des échantillons après hyper trempe

Zone	E_{corrosion} (mV)	i_{corrosion} (µA/cm²)	Taux de corrosion (µm/an)
Métal de base	-582	23.68	122.71
ZAT	-529	17.84	92.44
ZF	-412	8.57	44.41

V.3.3 Influence des traitements thermiques sur l’impédance

Les essais de l’impédance de nos échantillons ont donnés les résultats suivants :

a) Sans traitement thermique

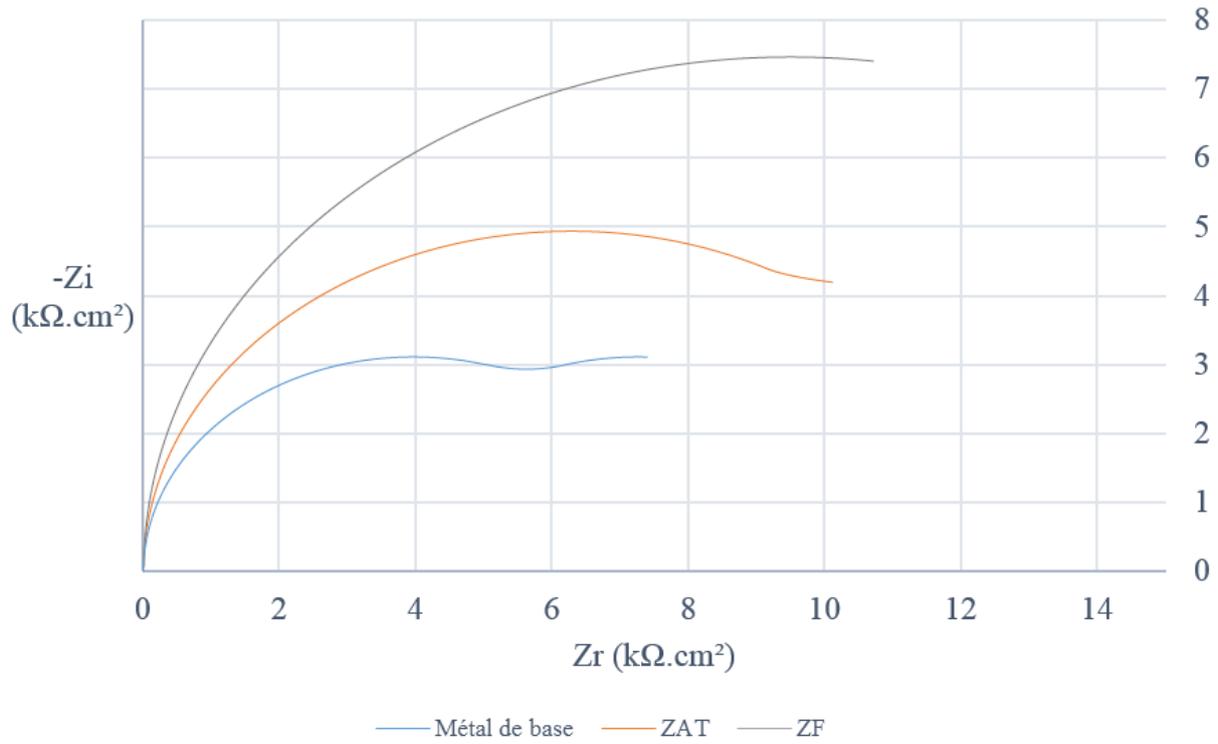


Figure V.24 Courbes de Nyquist des échantillons sans traitements thermiques

Après régression circulaire, on obtient les valeurs suivantes :

Tableau V.14 Résultats de l'impédance des échantillons sans traitements thermiques

Zone	$i_{\text{corrosion}}$ ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Taux de corrosion ($\mu\text{m}/\text{an}$)
Métal de base	57.15	296.21
ZAT	42.37	219.57
ZF	15.63	81.02

b) Apres recuit

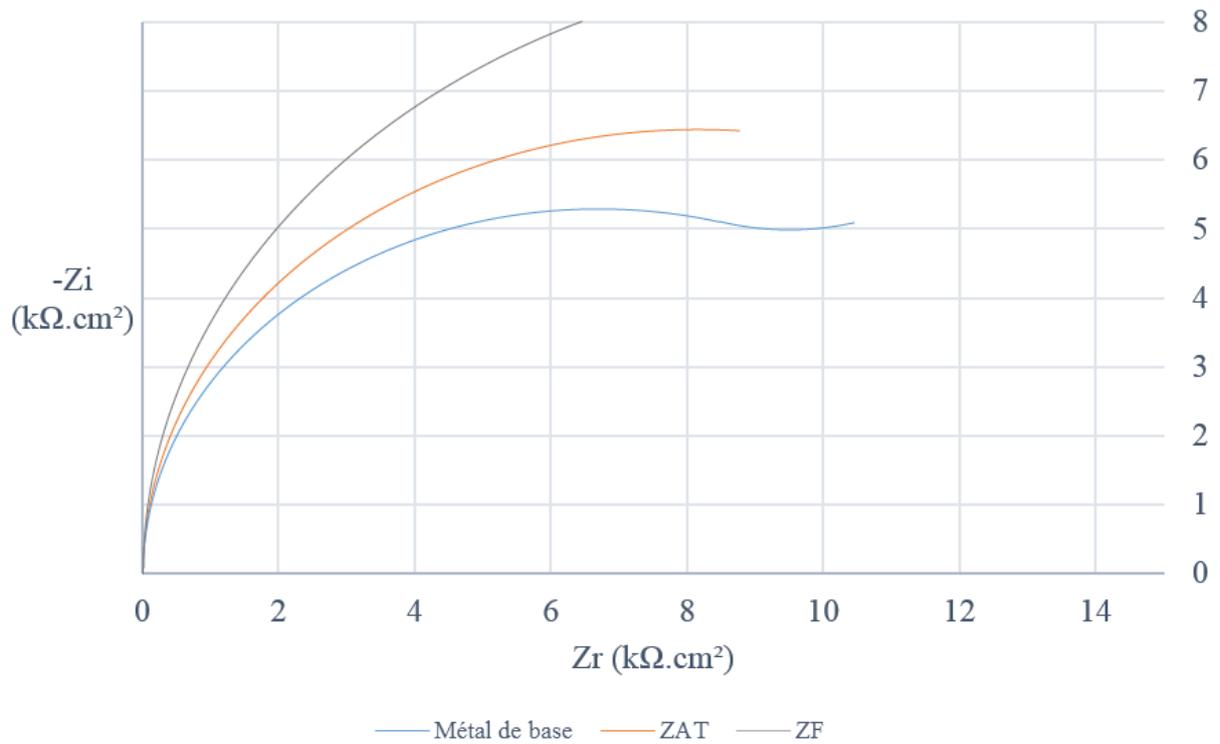


Figure V.25 Courbes de Nyquist des échantillons après recuit

Après régression circulaire, on obtient les valeurs suivantes :

Tableau V.15 Résultats de l'impédance des échantillons après recuit

Zone	$i_{\text{corrosion}}$ ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Taux de corrosion ($\mu\text{m}/\text{an}$)
Métal de base	38.21	223.53
ZAT	18.76	160.25
ZF	11.43	59.28

c) Apres hyper trempe

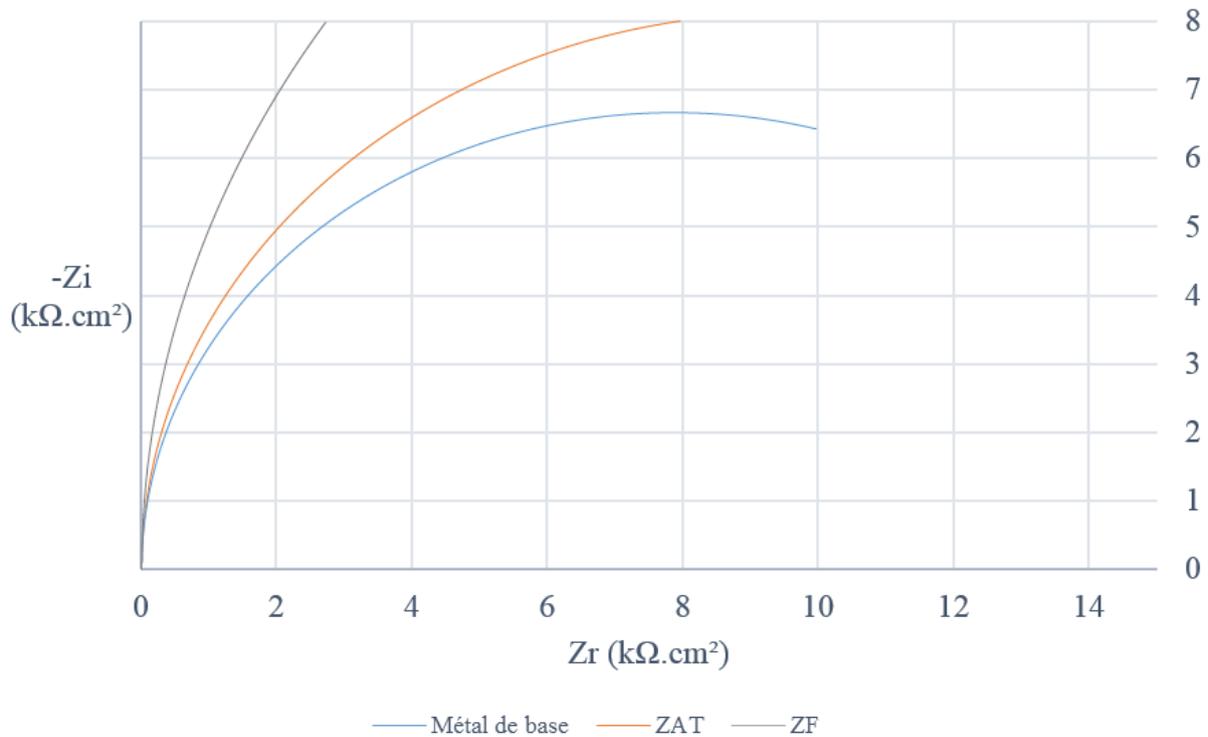


Figure V.26 Courbes de Nyquist des échantillons après hyper trempe

Après régression circulaire, on obtient les valeurs suivantes :

Tableau V.16 Résultats de l'impédance des échantillons après hyper trempe

Zone	$i_{\text{corrosion}}$ ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Taux de corrosion ($\mu\text{m}/\text{an}$)
Métal de base	35.93	186.24
ZAT	18.76	97.25
ZF	8.75	45.36

On comparant ses valeurs avec les résultats obtenus par les courbes de Tafel, on remarque que les résultats de la ZAT et la ZF sont proches à ceux des courbes de Nyquist, cependant, les valeurs obtenues pour le métal de base sont différentes.

La raison principale de cette différence est le faible pourcentage des éléments d'additions, qui a causé une diminution sur la résistance de transfert de charge, le cas inverse pour la ZAT et la ZF, ou la présence du titane dans la ZF, et la diffusion des éléments d'additions de la ZF dans la ZAT.

V.4 Discussion et interprétation des résultats

Le but de ce travail était la caractérisation électrochimique et mécanique d'une soudure en aciers inoxydables 316L, et l'étude de l'influence des post-traitements thermiques sous vide sur le comportement de cette soudure. Pour cela, on a fait une étude métallographique ainsi que des essais mécaniques et électrochimiques sur les trois échantillons suivants :

Echantillon 1 (non traité) : cet échantillon n'a pas subi de traitements thermiques, il a servi comme échantillon de référence. On note que cet échantillon est soudé à l'état brut.

Echantillon 2 (Recuit) : cet échantillon a subi un recuit d'homogénéisation, qui consiste à un maintien de 30 mn à 1100 °C suivi d'un refroidissement à l'air.

Echantillon 3 (Hypertrempé) : cet échantillon a subi un traitement d'hyper trempe qui consiste à un maintien de 30 mn à 1100 °C suivi d'une heure à 950 °C et un refroidissement à l'air.

Nous avons effectué les différents essais mécaniques pour but de caractérisation de la soudure, les résultats obtenus lors de l'essai de pliage coïncident avec les résultats obtenus en théorie. On remarque l'absence des fissures, ce qui nous informe sur la ductilité du matériau.

La résistance à la traction égale à 712,31 MPa, et la limite d'élasticité 422,22 MPa. Et en les comparant avec les valeurs données par le fournisseur (529 MPa pour la résistance à la traction et 441 MPa pour la limite élastique). On conclut qu'il y a une amélioration de la résistance à la traction après le soudage.

Afin de déterminer l'influence du soudage sur la microstructure, dureté et micro dureté, des attaques chimiques ont été effectuées sur nos échantillons.

Pour l'échantillon non traité, on remarque une structure granulaire dans le métal de base et dans la ZAT. On remarque une différence visible entre la taille des grains de la ZAT et celle du Métal de Base. Une augmentation de la taille des grains est remarquable, en allant du métal de base vers la ZAT. C'est le résultat de la température du soudage qui cause une croissance des grains, ces derniers sont des grains d'austénite formés lors du refroidissement du métal. On remarque que la zone fondue a une structure lamellaire, on distingue deux phases : une phase alpha et une autre phase bêta. On remarque aussi une différence de taille entre les lamelles alpha et beta, les lamelles alpha sont plus fines.

On remarque qu'il y a un affinement des joints de grains, pour les échantillons recuits et hypertrempés, à cause de la formation des carbures inter granulaires, leur présence est considérable après le traitement d'hyper trempe.

Après l'hyper trempe de la zone fondue, il y a une domination de la phase alpha, car elles subissent une croissance au détriment de la phase bêta. Ce qui cause une homogénéisation de la structure de la zone fondue à base de titane.

Le changement remarqué au niveau microstructure aura évidemment une influence sur les propriétés mécaniques. En effet, on a remarqué que le titane a augmenté la dureté par rapport au métal de base, à 338,04 HV dans la zone fondue, comparé à 218,13 HV dans le métal de base. Tandis que la soudure de l'acier avec le SMAW, on note une augmentation légère. L'essai de dureté après traitement thermique montre que ces derniers étaient nuisibles à la dureté. On note une diminution de dureté dans les deux positions prélevées (soudure au titane par le GTAW et soudure à l'acier par le SMAW).

On obtient alors une dureté de 307,8 HV pour le soudage au titane, 145,0 HV pour le soudage à l'acier pour l'échantillon recuit. Pour l'échantillon hypertrempé, on obtient une dureté de 300,9 HV pour le soudage au titane et 132,94 HV pour le soudage à l'acier.

Cette variation est directement liée au grossissement des grains pour l'acier. On remarque alors que plus la structure est fine plus la dureté est élevée. La micro dureté 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.

Les courbes de potentiel libre des différents échantillons, ont confirmées que la zone fondue est plus noble que la ZAT et le métal de base, grâce à l'alliage de titane présent dans le bain de la zone fondue. A noter que les traitements thermiques ont bien améliorés le potentiel libre des zones, malgré qu'entre les deux traitements, les résultats étaient très proches.

Les trois zones avaient un bon comportement électrochimique contre la corrosion, avec une grande différence qui met la zone fondue en première place, et c'est grâce à la noblesse du titane présent dans le bain de soudure.

Le recuit n'a affecté que les zones d'aciers inoxydables (la ZAT et le métal de base). On n'observe aucune amélioration pour la zone fondue, car l'alliage de titane n'ai pas traitable avec les paramètres choisis pour le cycle de traitement qui étaient choisis pour traiter l'acier inoxydable (faible température et/ou temps de maintien court).

Cependant, l'hyper trempe a bien amélioré la résistance de la zone fondue, grâce au temps de maintien important.

Conclusion générale :

Les aciers inoxydables austénitiques sont les plus utilisés dans l'industrie, grâce à leur résistance à la corrosion, leur bonne soudabilité et leurs bonnes propriétés mécaniques, tout en prenant en compte le facteur économique.

Dans le cadre de l'étude initiée par l'entreprise DAEWOO, l'entreprise EN-GTP a procédé à la caractérisation et homologation d'une soudure mixte des pipelines d'une épaisseur de 7mm en acier inoxydable 316L, par le procédé SMAW avec un métal d'apport homogène, suivi par le procédé GTAW par un métal d'apport hétérogène en alliage de titane.

L'entreprise EN-GTP s'est focalisée seulement sur la caractérisation mécanique. Pour cela, nous avons procédé à la caractérisation électrochimique de la soudure. Ainsi que l'étude de l'influence des post-traitements thermiques sur ses caractéristiques, les traitements choisis sont les suivants :

- Un recuit, qui consiste à un maintien de 30 minutes à 1100°C, suivi d'un refroidissement à l'air.
- Du même traitement suivis d'un maintien d'une heure à 950°C après un refroidissement dans le four, suivi par un refroidissement à l'air.

Pour comprendre les différents comportements, nous avons réalisé les travaux suivants :

- Découpage du joint de soudure, pour obtenir 9 échantillons sur trois zones, qui représentent les différentes zones d'étude : le métal de base, la zone affectée thermiquement, et la zone fondue.
- Caractérisation mécanique pour les échantillons par des essais de dureté Vickers et de micro dureté.
- Etude métallographique des échantillons au microscope optique, à l'issue d'une attaque chimique en solution HNO₃ 6.9% pour le métal de base et la zone affectée thermiquement, et une attaque en solution d'acide hydrofluorique pour la zone fondue, pour déterminer les changements au niveau métallographique après soudage et traitements thermiques.
- Etude électrochimique en milieu salin, qui s'est déroulée en trois parties, la première consiste à la détermination des potentiels libres, la deuxième est l'étude du comportement électrochimique des échantillons à l'aide des courbes de Tafel, et en fin, une étude sur la résistance de corrosion à l'aide de l'essai de l'impédance.

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

- Le soudage mixte de l'acier inoxydable austénitique 316L par le procédé SMAW avec un acier austénitique ordinaire, assure de bonnes propriétés mécaniques, mais une mauvaise résistance à la corrosion. Cependant, la finition par le procédé GTAW avec un alliage de titane garantit une meilleure résistance à la corrosion que la soudure homogène.
- L'énergie de soudure affecte la ZAT, en diminuant sa dureté et micro dureté, à cause des effets thermiques sur sa microstructure, et la diffusion des éléments d'addition d'alliage de titane dans l'acier inoxydable.

- Le titane déposé donne plus de résistance mécanique au joint de soudure, avec une augmentation importante de dureté et micro dureté dans la zone fondue, comparant à la ZAT et le métal de base.
- Il y a un grossissement considérable et hétérogène des grains pendant les traitements thermiques choisis, visible dans la ZAT et le métal de base uniquement, ce qui a causé la dégradation des propriétés mécaniques de l'assemblage.
- L'influence des traitements thermiques choisis sur la zone fondue n'était pas importante, car le titane se traite avec de températures plus élevés que les aciers inoxydables. Cependant, ses caractéristiques restent très bonnes grâce à sa noblesse.
- Les résultats électrochimiques ont confirmé la résistance à la corrosion de l'acier inoxydable et l'alliage de titane utilisé, et ont montré que l'influence des traitements thermiques sur les zones d'acier inoxydables (ZAT et métal de base) est plus importante que celle sur le bain de titane, principalement à cause de la dissolution des carbures intergranulaires.
- La spectroscopie d'impédance électrochimique a donné de bons résultats quand il s'agit de la ZAT et la ZF, mais pas pour le métal de base, c'est due à l'absence de doubles couches électrochimiques qui sont présentes dans la ZAT et la ZF, à cause du faible pourcentage des éléments d'additions, ce qui résulte à une diminution sur la résistance de transfert de charge.

En conclusion, l'acier inoxydable austénitique 316L, soudé par un alliage homogène par le procédé SMAW, et fini en alliage de titane par le procédé GTAW, présente de très bonnes propriétés mécaniques avec les paramètres de soudage cités précédemment, comparativement à une soudure homogène. L'alliage de titane a garanti une bonne protection au joint de soudure grâce à sa noblesse, qui est traduite par une résistance à la corrosion assez élevée. A noter que la résistance à la corrosion des aciers inoxydables peut être améliorée par les traitements thermiques au détriment des propriétés mécaniques.

Bibliographie :

Références bibliographiques :

- [1] M. C. e. coll, Matériaux Métallique, Paris: Dunod, 2008.
- [2] C. Pierre-Jean : Acier inoxydable, Critère de choix et structure, Techniques de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques, Vol, MB4, dossier M4540, Paris (2000).
- [3] L. GUILLET, Précis de métallographie, Paris: MASSON ET Cie, 1958.
- [4] Étude des modifications structurales induites par implantation ionique dans les aciers austénitiques, thèse de doctorat de l'université d'Orléans, Décembre 2006.
- [5] The professional's Advisor on: Welding of Stainless Steels, American Welding Society, 1999.
- [6] Caractérisation mécanique et électrochimique d'une soudure d'acier inoxydable 316L. Influence des post-traitements thermiques. Thésée de fin d'étude à l'école nationale polytechnique ,2016 SAADA et Mohammedi.
- [7] Wu Di & Li Zhuang: A new Ph-free machinable austenitic stainless steel, Journal of iron and steel research, International (2010).
- [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] SMAW, Shielded Metal Arc Welding Clarence Fortney ,Dan Fulkerson Mid-America Vocational Curriculum Consortium, 1984
- [11] Assemblage Soudage 2000 International Institute of Welding Elsevier Science & Technology Books, 1991
- [12] F.DELATTRE, Le soudage des aciers inoxdabes, Paris: DUNOD, 1965.
- [13] W. Klas, Aide-mémoire procédé de soudage, PAris: Dunod, 2005.
- [14] Victor, R Meslier, Soudage: éléments de conception et de réalisation, Paris: Dunod, 1982.
- [15] R. Cazes, Procédés de soudages: principe généraux et critères de choix, Technique de l'ingénieur B7700, 2006.
- [16] L. Mendel, Manuel pratique de soudage à l'arc, Paris: Dunod, 1975.
- [17] ROMBEAUX (PH.). – Traitements thermiques et résistance à la corrosion des aciers inoxydables martensitiques pour la coutellerie. Journée ATTT/CETIM/SATS Trait. therm. et corrosion, 29 oct. 1992.
- [18] Hervé SASSOULAS : Traitements thermiques des aciers inoxydables, Techniques de l'ingénieur, M 1160.
- [19] P.-J. CUNAT, Technique de l'ingénieur - Aciers inoxydables, Fabrication. M4543, 2001.

- [20] BAROUX (B.), ORLANDI (M.C.) et MAITREPIERRE (PH.). – Mét. Techn. vol. 11, sept.1984.
- [21] Caractérisation de tôles d'acier inoxydable à hautes caractéristiques mécaniques obtenues par laminage contrôlé (tôles et joints soudés). Programme d'étude réalisé par Creusot Loire Industrie avec le soutien de l'AFME. Travaux réalisés par CLI, division Creusot-Marrel : Service métallurgique, CEMC, UNIREC, 20 juin 1989.
- [22] D. Landot. Corrosion et Chimie de Surface des Métaux, Vol12, presses polytechniques et universitaires Romandes, Lausanne, 1993.
- [23] Claire Saulou: Evaluation des propriétés anti-adhésives et biocides de films nano composites avec inclusions d'argent, déposés sur acier inoxydable par procédé plasma, thèse de doctorat de l'université de Toulouse, Décembre 2009
- [24] Matériaux Métalliques "Phénomènes de Corrosion, 4ième partie " Les différentes formes de corrosion aqueuse".
- [25] 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.
- [26] Jacques LECONTE, Tuyauteries : Protection contre la corrosion, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique, A 830.
- [27] Bernard TRÉMILLON et Gérard DURAND, Électrochimie lois régissant les processus, Techniques de l'Ingénieur, traité Génie des procédés, J 1 604.
- [28] Imane ICHCHOU, Étude électrochimique de l'inhibition classique ou par des monocouches auto-assemblées d'un dérivé de la thiourée, vis-à-vis de la corrosion en milieu acide de l'acier au carbone XC38, Université Abou Bakr Belkaid,
- [29] Mendibide (2003). Caractérisation de revêtements PVD nanostructures à base de nitrures de métaux de transition pour application mécanique : aspect chimiques, mécaniques et tribologiques, Thèse de Doctorat, INSA de Lyon.
- [30] Philip A. Schweitzer, Fundamentals of CORROSION Mechanisms, Causes, and Preventative Methods, CRC Press Taylor & Francis Group, 2010.