

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

Ecole Nationale Polytechnique
Département de Métallurgie



Projet de fin d'étude
pour l'obtention du
Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

**Etude de l'effet des ions chlorures sur la résistance
à la corrosion des soudures d'aciers.**

Réalisé par

M. Abdelmounaim AHMINE

Sous la direction de Mr. DJEGHLAL professeur à l'ENP

Présenté(e) et soutenue publiquement le (22/06/2016)

Composition du Jury :

Président: Mme. N. KECHOUD	Pr	ENP
Promoteur: Mr. A. DJEGHLAL	Pr	ENP
Examineurs: Mr. K. ABADLI	Pr	ENP
Mr. M. BOUABDALLAH	Pr	ENP

ENP 2016

Dédicace

A ma Mère

Tu m'as donné la vie, la tendresse et le courage pour réussir. Tout ce que je peux t'offrir ne pourra exprimer l'amour et la reconnaissance que je te porte. En témoignage, je t'offre ce modeste travail pour te remercier pour tes sacrifices et pour l'affection dont tu m'as toujours entouré.

A mon Père

L'épaule solide, l'œil attentif compréhensif et la personne la plus digne de mon estime et de mon respect. Aucune dédicace ne pourrait exprimer mes sentiments, que le bon Dieu te préserve et te procure santé et longue vie.

A mon Frère (Abdeldjalil) et Sœurs (Radjaa et Rihab)

Veuillez trouver dans ce travail un modeste témoignage de mon admiration et toute ma gratitude, de mon affection la plus sincère et de mon attachement le plus profond.

A ma chère et tendre épouse Manel

A mes Amis (Fouad ,Adel, Alaa, et tous mes camarades de classe et de la vie)

Sans vous je ne serai arrivé à surmonter tous les moments difficile, pour tous les meilleurs moments dont nous avons partagé, pour votre soutien et encouragement,
Merci.

Mounaim

Remerciement

Nous remercions Dieu le Tout puissant de nous avoir donné patience, santé et volonté tout au long de nos études ;

La réalisation de ce mémoire a été possible grâce au concours de plusieurs personnes à qui nous voudrions témoigner toute notre reconnaissance ;

Au terme de ce travail, nous tenons à remercier notre promoteur Pr M.A. DJEGHLAL et Mme. H. HACHEMI qui nous ont encadrés tout au long de ce projet de fin d'études et qui nous ont fait partager leur brillantes intuitions.

Qu'ils soient aussi remerciés pour leur gentillesse, leur disponibilité permanente et pour les nombreux encouragements qu'ils nous ont prodigués ;

Nous remercions également Mme. N. KECHOUUD pour m'avoir honoré en acceptant de présider le jury, Mr. K. ABADLI et Mr. M. BOUABDALLAH d'avoir accepté de juger mon humble travail.

Je n'oublie pas de remercier les enseignants du département de métallurgie à l'école nationale polytechnique pour m'avoir offert, une bonne formation au bout des trois années que j'ai passé sous le toit de notre département ;

Je voudrais exprimer ma reconnaissance envers les amis et collègues qui m'ont apporté leur support moral et intellectuel tout au long de ma démarche, pour tous les moments agréables partagés durant cette formation ainsi que pour la bonne ambiance de travail qui a régné pendant la période de préparation de nos PFE.

إن هذا العمل يهدف إلى تشخيص مقاومة تآكل الفولاذ غير القابل للأكسدة المستخدم في صناعة القنوات الملحومة. الدراسة التجريبية تقوم على تقنيات ميتالوغرافية وطرق كهروكيميائية خاضعة لمقاييس دولية. التطور البنيوي لحفر التآكل في محلول كلور الصوديوم ذو التركيز الكتلي المتغير مكن من التعرف على تأثير شوارد الكلور على مقاومة التآكل بالحفر وارتباطها مع السلوك الميكانيكي والبنية المجهرية للفولاذ بعد التلحيم. **الكلمات المفتاحية:** فولاذ غير قابل للأكسدة، تلحيم، بنية مجهرية، تآكل، حفر، ترابط.

Abstract

The goal of this work is to characterize corrosion resistance of stainless steel, used in the manufacture of the welded pipelines. The experimental study rests on the techniques of metallography, the mechanical tests and the stainless steel normalized electrochemical tests. The evolution of the morphology of the pits of the steel in a solution of various concentrations made it possible to show the influence of chloride ions on the corrosion resistance by pitting, in correlation with the mechanical behavior of steel and its microstructure after welding.

Key words: duplex stainless steel, welding, microstructure, corrosion, pitting, correlation.

Résumé

Le but de ce travail est de caractériser la résistance à la corrosion de deux nuances d'acier inoxydables, utilisée dans la fabrication des canalisations soudées. L'étude expérimentale repose sur les techniques de métallographie, des essais mécaniques et des essais électrochimiques normalisés. L'évolution de la morphologie des piqûres des deux aciers inoxydables dans des solutions de NaCl à différentes concentrations a permis de mettre en évidence l'influence des ions chlorures sur la résistance à la corrosion par piqûration en corrélation avec le comportement mécanique de l'acier et sa microstructure après soudage.

Mots clés : acier inoxydable duplex, soudage, microstructure, corrosion, piqûration, corrélation.

Table des matières

Liste des Tableaux

Liste des Figures

Introduction générale.....	12
----------------------------	----

Partie 1 : Synthèse bibliographique

Chapitre 1 : les aciers inoxydables

1. Généralités sur les aciers inoxydables.....	15
2. Microstructure des aciers inoxydables austénitiques.....	19
3. Microstructure des aciers inoxydables duplex.....	23
4. Particularités des aciers inoxydables austénitiques.....	24
5. Particularités des aciers inoxydables duplex.....	25
6. Débouchés technologiques des aciers inoxydables.....	26

Chapitre 2 : Métallurgie de soudage des aciers inoxydables

1. Procédés de soudage.....	28
2. Les principaux défauts de soudage.....	31
3. Cycle thermique de soudage.....	33
4. Soudabilité des aciers inoxydables duplex.....	36
5. Traitements thermiques des soudures duplex.....	41

Chapitre 3 : Etude de la corrosion des aciers inoxydables

1. Notions de base sur la corrosion humide.....	43
2. Corrosion des alliages passivables.....	46
3. Mécanismes de la corrosion électrochimique.....	48

Partie 2 : Etude Expérimental

Chapitre 4 : Matériel et méthodes expérimentales

1. Matériaux utilisés.....	54
2. Conditions de soudage.....	56
3. Prélèvements et préparation des échantillons.....	60
4. Caractérisation mécanique.....	62
5. Caractérisation électrochimique.....	63

Chapitre 5: Résultats et discussions

1. Résultats de l'étude métallographique	66
2. Résultats des essais mécaniques.....	71
4. Résultats des essais de polarisation potentiostatique.....	75
3. Calcul des paramètres chimiques.....	78
5. Observations après polarisation.....	83
6. Interprétations des résultats.....	89
Conclusion générale.....	91
Bibliographie.....	92

Liste des Tableaux

Tableau 1-1 Principales phases intermétalliques présentes dans les aciers inoxydables austénitiques de la famille d'acier AISI 316, d'après JANOVEC et al.....	23
Tableau 4-1 Composition chimique du métal de base 2209.....	54
Tableau 4-2 Composition chimique du métal d'apport utilisé pour le 2209.....	54
Tableau 4-3 Composition chimique du métal de base 316 l.....	54
Tableau 4-4 Composition chimique du métal d'apport utilisé pour le 316 l.....	55
Tableau 4-5 Caractéristiques mécaniques du métal 2209 avant soudage.....	55
Tableau 4-6 Caractéristiques mécaniques du métal 316l avant soudage.....	56
Tableau 5-1 Résultats des essais de dureté HV10 pour le 2209.....	71
Tableau 5-2 Résultats des essais de dureté HV10 pour le 316 l.....	72
Tableau 5-3 Paramètres électrochimiques après polarisation pour le 316l.....	79
Tableau 5-4 Paramètres électrochimiques après polarisation pour le 2209.....	80

Liste des Figures :

Figure 1 1 Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr.....	15
Figure 1 2 Projections liquidus (a) et solidus (b) du système ternaire Fe-Cr-Ni.....	16
Figure 1 3 Effet de l'ajout du nickel sur la structure duplex [6].....	17
Figure 1 4 Structure des macles.....	20
Figure 1 5 Microstructure du duplex avec le réactif Braha II.....	24
Figure 2 1 Principe du soudage manuel à l'arc électrique avec électrode Réfractaire (GTAW ou TIG).....	29
Figure 2 2 Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée	30
Figure 2 3 Variation de la température θ en fonction du temps t.....	34
Figure 2 4 Variation de la température θ_m en fonction de la distance x.....	34
Figure 2 5 Schéma représentatif d'une structure austéno-ferritique soudé dans les trois zones principales.....	35
Figure 2 6 Différentes zones d'un joint soudé austéno-ferritique.....	37
Figure 2 7 Diagramme de Schaeffler.....	38
Figure 2 8 Diagramme WRC.....	39
Figure 3 1 Diagramme Potentiel-pH du fer ($T = 25^\circ\text{C}$).....	47
Figure 3 3 Réactions partielles dans une piqûre de corrosion.....	49
Figure 3 4 Corrosion par effet de crevasse.....	50
Figure 4 1 Forme du chanfrein préparé.....	57
Figure 4 2 Principe du soudage TIG.....	60
Figure 4 3 Principe du procédé de soudage SMAW.....	61
Figure 4 4 Le schéma de l'attaque électrolytique.....	62
Figure 4 5 Condition de réalisation de l'essai de dureté HV.....	63
Figure 4 6 Schéma du montage réalisé pour les essais de polarisation.....	64
Figure 5 1 Microstructure du métal de base de l'acier 2209.....	66
Figure 5 2 Microstructure du métal de base du 316 l.....	67
Figure 5 3 Microstructure de la zone affectée thermiquement de l'acier 2209.....	68
Figure 5 4 Microstructure de la ZAT du 316 l.....	68

Figure 5 5 Microstructure de la zone de liaison.....	69
Figure 5 6 Microstructure de la zone de liaison du 316 l.....	69
Figure 5 7 Microstructure de la zone fondue.....	70
Figure 5 8 Microstructure du cordon de soudure du 316 l.....	70
Figure 5 9 Variation de la dureté HV à travers le cordon de soudure du 2209.....	72
Figure 5 10 Variation de la dureté HV à travers le cordon de soudure du 316l.....	72
Figure 5 11 Filiation de microdureté selon la ligne centrale du cordon pour le 2209...	73
Figure 5 12 Filiation de microdureté selon la ligne centrale du cordon pour le 316l....	73
Figure 5 13 Courbe de polarisation potentiostatique de 316l dans une solution 0.1M de NaCl.....	74
Figure 5 14 Courbe de polarisation potentiostatique de 2209 dans une solution 0.1M de NaCl.....	75
Figure 5 15 Courbe de polarisation potentiostatique de 316l dans une solution 0.01M de NaCl.....	75
Figure 5 16 courbe de polarisation potentiostatique de 2209 dans une solution 0.01M de NaCl.....	76
Figure 5 17 Courbe de polarisation potentiostatique de 316l dans une solution 0.001M de NaCl.....	76
Figure 5 18 Courbe de polarisation potentiostatique de 2209 dans une solution 0.001M de NaCl.....	77
Figure 5 19 Histogrammes des Paramètres électrochimiques du MB de 316l.....	80
Figure 5 20 Histogrammes des Paramètres électrochimiques de la ZF de 316 l.....	80
Figure 5 21 Histogrammes des Paramètres électrochimiques du MB de 2209.....	81
Figure 5 22 Histogrammes des Paramètres électrochimiques de la ZF de 2209.....	81
Figure 5 23 Piqûres formées dans le MB de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.001 M.....	82
Figure 5 24 Piqûres formées dans le MB de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.01 M.....	82
Figure 5 25 Piqûres formées dans le MB de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.1 M.....	83
Figure 5 26 Piqûres formées dans le ZF de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.001 M.....	83

Figure 5 27 Piqûres formées dans le ZF de 3161 après polarisation dans une solution de NaCl 0.01 M.....	84
Figure 5 28 Piqûres formées dans le ZF de 3161 après polarisation dans une solution de NaCl 0.1 M.....	84
Figure 5 29 Piqûres formées dans le MB de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.001 M.....	85
Figure 5 30 Piqûres formées dans le MB de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.01 M.....	85
Figure 5 31 Piqûres formées dans le MB de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.1 M.....	86
Figure 5 32 Piqûres formées dans le ZF de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.001 M.....	86
Figure 5 33 Piqûres formées dans le ZF de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.01 M.....	87
Figure 5 34 Piqûres formées dans le ZF de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.1 M.....	87

INTRODUCTION GENERALE

Les aciers inoxydables ont été mis au point pour résoudre les problèmes de corrosion humide posés par les alliages ferreux. Ils sont définis comme des aciers titrant plus de 10,5 % de chrome, moins de 1,2 % de carbone et contenant éventuellement d'autres éléments d'alliages (norme européenne NF EN 10088-1).

On distingue parmi les aciers inoxydables, les aciers austénitiques et les aciers duplexe, Ces nuances d'aciers inoxydables remportent un succès commercial croissant pour un large domaine d'applications dans les secteurs énergétiques, l'industrie offshore, du gaz et du pétrole, industries chimiques et le transport naval, à cause de leurs coûts relativement faibles, leurs soudabilités, et leurs propriétés incontestablement supérieures que n'ont les autres aciers.

Les fluides industriels peuvent représenter un milieu favorable pour le déclenchement de processus de corrosion électrochimique. Les phénomènes néfastes liés à la corrosion tels que les piqûres de corrosion, fragilisent le matériau et réduisent ses caractéristiques mécaniques. L'objectif de ce travail est d'étudier l'influence des ions chlorures sur la résistance à la corrosion de soudures d'aciers.

La première partie est consacrée à l'étude bibliographique dans laquelle on présente les aciers inoxydables duplex et austénitiques, leurs évolutions structurales et les différents phénomènes de précipitation rencontrés, on présente ensuite les aspects liés à la métallurgie de soudage de ces aciers, leurs modes de solidification. On termine cette partie par une étude de la corrosion des aciers inoxydables.

Dans la seconde partie nous présentons les techniques d'observation et d'analyse que nous avons choisies pour notre étude. Les matériaux étudiés sont présentés, avec leurs compositions chimiques et ses caractéristiques mécaniques. Une brève description du principe de chaque technique est donnée.

Nous présentons enfin une caractérisation électrochimique du métal de base et la zone fondu. Enfin une conclusion générale termine cette étude.

PARTIE 1 :
SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE 1:
LES ACIERS
INOXYDABLES

1. Généralités sur les aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables constituent un groupe d'aciers fortement alliés basés sur les systèmes Fe-Cr, Fe-Cr-C et Fe-Cr-Ni. Leur caractéristique d'inoxidabilité est assurée par la teneur en chrome qu'ils doivent contenir et qui est généralement supérieure à 10,5 %. Cette teneur en chrome permet la formation d'une couche passive protectrice contre la corrosion.

1.1. Système Fe-Cr-Ni(Mo) et Fe-Cr(Mo) :

Le diagramme de phase présenté dans la **figure 1.1** constitue l'outil de base dans l'étude et la description de l'équilibre de phases dans les aciers inoxydables. La solubilité du chrome dans le fer à haute température est complète et la totalité des alliages Fe-Cr se solidifient en mode ferritique. A de faibles teneurs en chrome, il existe une boucle d'austénite γ dans le domaine de température 912°-1394 °C. Cette boucle sépare le diagramme en deux zones principales :

-En dessous de 11% de Cr, les alliages subissent une transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ au chauffage et l'inverse au refroidissement ; ils se comportent donc comme le fer ou l'acier doux,

-Au-dessus de 12.7 % de Cr, il n'y a plus de transformation de phases et les alliages restent totalement ferritiques.

-Entre 11 et 13 % de chrome, les deux phases α et γ coexistent en équilibre. Ainsi, selon la composition par rapport à la boucle γ , les aciers au chrome peuvent avoir des structures différentes : ferritique, martensitique ou semi martensitique.

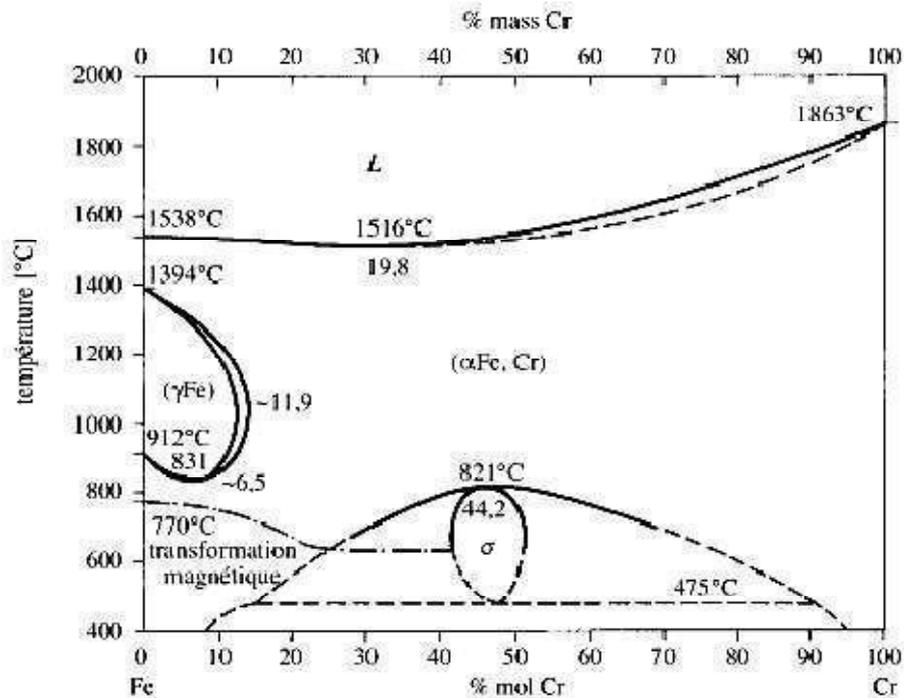


Figure 1-1 : Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr [1].

Le diagramme ci-dessus montre la présence d'une autre phase appelée σ , qui se forme en général dans les alliages ayant des teneurs en Cr supérieures à 20 %.

Sur ce même diagramme, on montre aussi par une ligne horizontale tracée à la limite inférieure du domaine ($\alpha + \sigma$) la présence d'un phénomène métallurgique important connu sous l'appellation « fragilisation à 475°C ». Ce phénomène est caractérisé par la formation d'un précipité très riche en chrome appelé phase α' , dans la matrice ferritique, et dont l'effet fragilisant devient de plus en plus important lorsque la teneur en Cr passe au-delà de 14% [2].

L'addition du nickel au système Fe-Cr élargit le domaine d'existence de la phase austénitique γ et augmente sa stabilité à la température ambiante. Le système Fe-Cr-Ni constitue la base de l'étude des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques. Les deux types de projection (liquidus et solidus) présentés à la **figure 1.2** sont en général utilisés pour décrire la solidification des alliages basés sur ce système en observant les surfaces des solidus et liquidus qui définissent respectivement le début et la fin de la solidification.

Dans la zone du liquidus (**figure 1.2.a**) existe une courbe (trait foncé) qui part des fortes teneurs en fer jusqu'à l'axe Cr-Ni. Cette courbe sépare les alliages qui se solidifient en mode ferritique de ceux qui se solidifient en mode austénitique. A environ 48 %Cr-44 % Ni- 8 % Fe existe un point eutectique ternaire.

Dans (la **figure 1.2.b**), la zone de solidus présente deux courbes partant des fortes teneurs en fer (sommet gauche du triangle de la figure 1.2.b) jusqu'à l'axe Cr-Ni. La zone comprise entre ces courbes correspond à la coexistence des deux phases α et γ avec le liquide juste au-dessus du solidus.

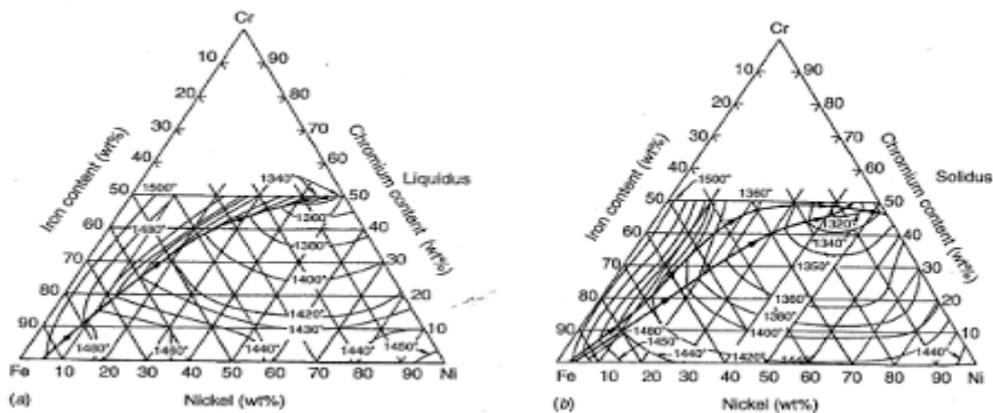


Figure 1-2 : Projections liquidus (a) et solidus (b) du système ternaire Fe-Cr-Ni [1].

1.2. Éléments d'alliages et leurs effets :

Le carbone est un élément inhérent aux aciers. Il permet d'améliorer la résistance mécanique du fer, en se plaçant dans les sites interstitiels des mailles cristallographiques. Le carbone est plus soluble dans l'austénite que dans la ferrite et par conséquent, il stabilise le domaine austénitique des aciers [3]. Cependant, le carbone est susceptible de former des précipités de type carbures de chrome, en particulier aux joints de grains, ce qui implique une corrosion intergranulaire.

Les progrès effectués dans les années 1980 pour contrôler l'addition de carbone ont permis une nette évolution des aciers inoxydables et en particulier des aciers duplex [4]. En effet, de faibles teneurs en carbone permettent d'améliorer la ténacité et la ductilité et de ce fait, la mise en forme des aciers duplex, tandis que des teneurs en carbone plus élevées apportent une meilleure résistance à l'usure [5].

Le chrome est un élément essentiel dans les aciers inoxydables puisqu'il permet la formation d'une couche de passivation qui leur confère leurs propriétés de résistance à la corrosion. Le chrome a une structure cubique centrée (c.c), comme la ferrite et stabilise donc cette dernière ;

il est l'élément alphasène de base. La couche de passivation est d'autant plus efficace que les teneurs en chrome de l'acier inoxydable sont élevées.

D'autre part, le nickel est un stabilisateur d'austénite. Cela signifie que l'addition de nickel pour les alliages à base de fer favorise un changement de la structure cristalline de l'acier inoxydable cubique centré (ferritique) à une structure cubique à faces centrées (austénitique). Les aciers inoxydables duplex contiennent une quantité intermédiaire de nickel, et la série 300 des aciers inoxydables austénitiques contiennent au moins 8% de nickel (voir la **figure 1.3**).

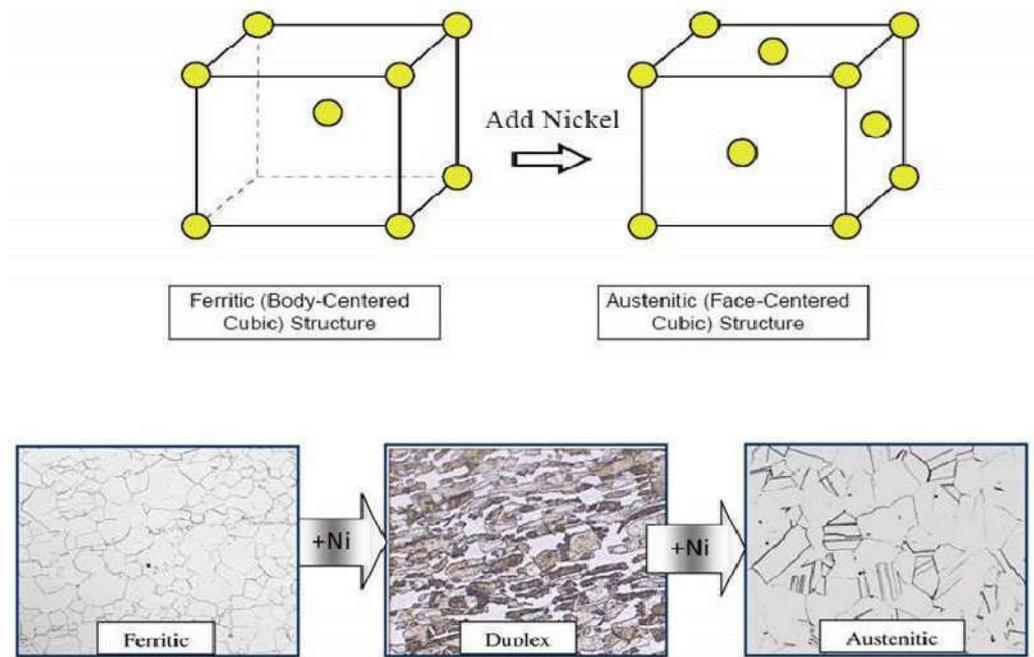


Figure 1-3 : Effet de l'ajout du nickel sur la structure duplex [6].

L'addition de nickel retarde la formation des phases intermétalliques néfastes dans les aciers inoxydables austénitiques mais il est beaucoup moins efficace que l'azote dans les aciers inoxydables duplex. Le nickel est aussi connu pour améliorer la résistance à la corrosion caverneuse en milieu chloruré [6].

L'addition d'azote favorise un durcissement structural par effet de solution solide, ce qui augmente la limite d'élasticité et permet d'avoir une résistance mécanique ultime sans nuire à la ténacité [6]. L'ajout de cet élément dans l'acier inoxydable en une quantité de plus de 0,2% exige l'utilisation des techniques spéciales comme la métallurgie des poudres ou la refusion sous laitier électro-conducteur [7].

En outre, Le molybdène améliore la résistance à la corrosion uniforme, ainsi que la résistance à la corrosion par piqûre. Il est d'ailleurs pris en compte par les industriels dans le calcul du PREN (PittingResistance Equivalence Number). Cet élément est α -gène et comme le chrome, le molybdène favorise la précipitation d'intermétalliques, tels que la phase σ [8].

Récemment, l'addition de manganèse dans les aciers inoxydables et dans les aciers duplex en particulier, a retrouvé un fort intérêt car le manganèse augmente la solubilité de l'azote dans la solution solide de fer. Les hautes teneurs en manganèse dans les aciers *lean duplex* permettent aussi de diminuer la formation de porosités et de nitrures lors des différents traitements thermiques [9]. Cet élément est particulièrement utilisé avec des teneurs élevées dans les nouveaux aciers austénitiques à hautes teneurs en éléments interstitiels [10].

Au même titre que le manganèse, le chrome augmente la solubilité de l'azote dans le fer, alors que le nickel la diminue [10]. C'est aussi le cas des éléments comme le titane, le vanadium ou le niobium, mais ces éléments augmentent aussi la stabilité des nitrures de type MN, pour le titane et le niobium ou de type M_2N pour le vanadium et le chrome [11].

2. Microstructure des aciers inoxydables austénitiques :

2.1. Les joints de grains :

Lorsque deux cristaux adjacents sont faiblement désorientés l'un par rapport à l'autre, le joint de grains correspondant, appelé alors sous-joint, peut être décrit en termes de dislocations. Si la désorientation est grande, le joint de grains est souvent considéré comme un film de matière amorphe, d'épaisseur de l'ordre de quelques distances interatomiques. Les joints de faible désorientation peuvent être créés à partir d'une polygonisation après une déformation plastique ou un recuit approprié. Lorsque la désorientation devient importante, on parle de recristallisation [12].

Si l'on chauffe à haute température un échantillon métallique polycristallin, la taille des grains tend à subir une croissance dans le temps, accompagnée d'une réduction du nombre de grains. La force motrice de ce grossissement de grains est l'énergie interfaciale des joints, qui tend à diminuer. La vitesse de croissance de grains est d'ailleurs très facilement perturbée par la présence d'impuretés et de précipités.

Les joints de grains possèdent des propriétés remarquables ; ils agissent sur la déformation plastique et facilitent l'insertion des atomes d'impuretés ou des précipités. De plus, l'autodiffusion est plus rapide le long des joints de grains.

2.1.1. Les macles :

Pour répondre à la sollicitation mécanique, le maclage apparaît comme un mode de déformation complémentaire du glissement. Au point de vue de la micrographie optique, le maclage se différencie du glissement par le fait qu'il peut être observé après polissage et attaque chimique [13]. A l'échelle atomique, quand deux cristaux sont scellés de sorte que l'un soit le miroir de l'autre, l'ensemble est dit former une macle

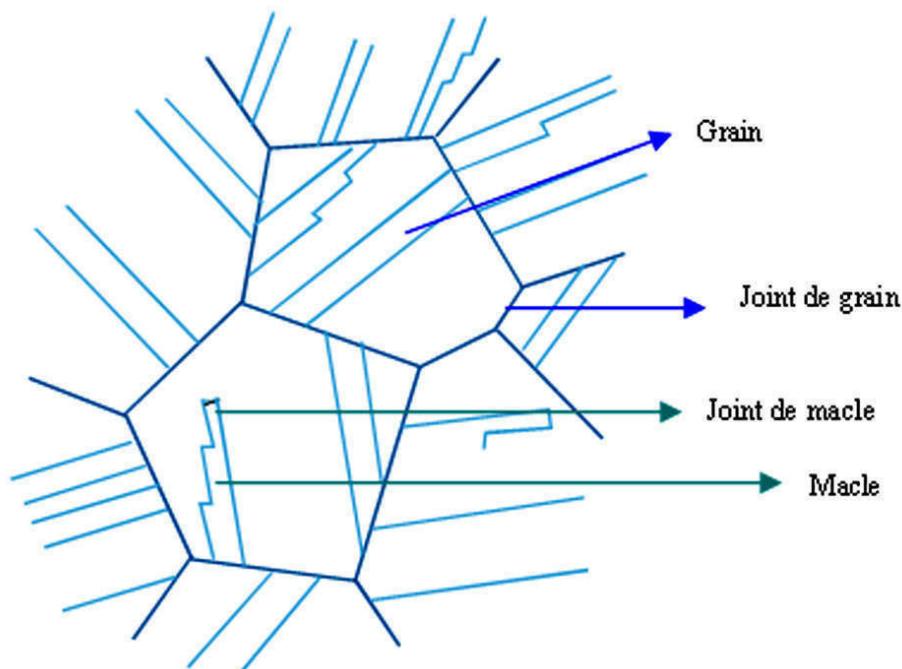


Figure 1-4 : Structure des macles [12].

Les macles sont produites fréquemment dans les métaux à basse énergie d'empilement par déformation plastique à basse température, tels que les aciers inoxydables austénitiques qui maclent à la température ambiante. Leur énergie de création de défauts d'empilements est estimée entre 10 et 20 mJ/m² [12].

2.1. Les carbures :

Comme la solubilité du carbone dans l'austénite diminue pendant le refroidissement et en présence d'une forte teneur en chrome, la précipitation inévitable de carbures provient dans la plupart des aciers inoxydables austénitiques, suivie par les phases intermétalliques. La fraction volumique totale de ces précipités ne dépasse en général pas 10%. L'addition

d'éléments stabilisateurs (titane, niobium ou vanadium) ainsi qu'en molybdène provoque toujours un appauvrissement en carbone de la matrice.

2.1.1. Carbures type $M_{23}C_6$:

De formule chimique $Cr_{23}C_6$, ces carbures ont un réseau cristallin cubique faces centrées où le fer, le molybdène ou le nickel peuvent se substituer au chrome. Dans les aciers AISI 316, la formule la plus probable est $(Cr_{16}Fe_5Mo_2) C_6$ ($a = 1.063$). La cinétique de précipitation est régit par la vitesse de diffusion du chrome qui est plus rapide aux joints de grains. De ce fait, les carbures $M_{23}C_6$ précipitent préférentiellement dans les joints de grain, puis dans les joints doubles incohérents, les joints doubles cohérents et en fin dans les dislocations intragranulaires.

Les carbures $M_{23}C_6$ sont toujours les premiers carbures à précipiter dans les aciers inoxydables austénitiques comme l'indique le diagramme T.T.P de la **figure 1. 4** Les recuits entre 600° et $900^\circ C$ activent la germination de ces carbures et favorise les sites de précipitation à l'intérieur des grains. Il est important de noter que l'addition d'éléments stabilisateurs n'élimine pas les carbures $M_{23}C_6$ précipités ; ces derniers se forment alors plus difficilement pendant le chauffage [14, 15] ; la précipitation des carbures $Cr_{23}C_6$ est retardée par la réduction de la teneur en carbone dans la solution solide quand les conditions cinétiques et thermodynamiques de la formation des carbures TiC sont favorables en présence de titane ($at\%Ti = 1,2 at\%C$) [16]. D'autre part, une addition d'azote donne lieu à la précipitation des nitrures de titane (TiN) qui constituent des sites de germination intragranulaire des carbures de chrome [17].

2.1.2. Carbures type MC :

Les carbures MC ($M=Ti, Zr, Hf, Nb$ et Ta) sont très stables et tendent à précipiter au lieu des carbures $M_{23}C_6$. Ces carbures ont un réseau cristallin cubique à faces centrées et se répartissent selon deux distributions : (i) la distribution grossière dont la taille est de 1 à 10 μm provenant des précipités primaires lors de la solidification, et (ii) la distribution fine, de taille 5 à 500 nm provenant des précipités secondaires. Dans les aciers stabilisés, une partie des carbures primaires peut être dissoute durant le traitement de mise en solution (ou de dissolution) à des températures prises entre 1050° et $1150^\circ C$ puis ils reprécipitent en des précipités secondaires plus fins pendant le traitement de stabilisation. La précipitation des

carbures MC est essentiellement intragranulaire au niveau des dislocations. On a pu constater que la transformation des carbures $M_{23}C_6$ en MC peut avoir lieu après un long recuit [14].

2.1.3. Carbures type M_6C :

Les carbures de types M_6C ($M=Fe, Cr, Mo, W, Nb$ et V), appelés carbures η sont souvent présents dans les aciers inoxydables austénitiques et contiennent au moins trois types d'atomes. Leur réseau cristallin est cubique faces centrées type diamant ($a = 1.082$). Une addition d'azote tend à favoriser la précipitation des carbures M_6C en détriment des $M_{23}C_6$, car le premier type est capable de dissoudre plus d'azote que le second [14].

2.1.4. Carbures type M_7C_3 :

Les carbures M_7C_3 ($M=Cr, Fe$) ont une structure cristalline pseudo hexagonale et précipitent uniquement dans les aciers inoxydables austénitiques dont le rapport des teneurs (C/Cr) est élevé, par exemple pendant une carburation. Entre 750 à 1000°C, les carbures M_7C_3 se transforment progressivement en $M_{23}C_6$ qui sont plus stables dans cet intervalle de température [14].

2.2. Les phases intermétalliques :

Le **tableau 1. 1** résume les caractéristiques cristallographiques et la composition chimique des principales phases intermétalliques pouvant être identifiées dans les aciers AISI 316. Leur précipitation dans la matrice est associée à des conséquences indésirables comme l'appauvrissement en éléments d'alliages ainsi qu'une diminution de la ductilité, la ténacité [15] et la résistance à la corrosion [18].

Tableau 1-1 : Principales phases intermétalliques présentes dans les aciers inoxydables austénitiques de la famille d'acier AISI 316, d'après JANOVEC et al ; la concentration en éléments non métalliques n'est pas mentionnée

Phase, Réseau Cristallin	Paramètre de maille (nm)	Fe (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo(%)	Si (%)
Phase σ , Tétraгонаle	$a = 0,883$ $c = 0,461$ $a = 0,883$ $c = 0,460$	49 – 52 55	32 – 34 29	4 – 7 5	8 – 11 11	1 –
Laves, hexagonale	$a = 0,475$ $c = 0,779$ $a = 0,473$ $c = 0,772$	37 38	11 11	4 6	42 45	5 – 6 –
Phase χ , Cubique base Centrée	$a = 0,890$ $a = 0,888$	51 – 53 52	23 – 24 21	4 5	18 22	1 – I. 4.

3. Microstructure des aciers inoxydables duplex :

La microstructure des aciers inoxydables duplex est biphasée et se compose des composants ferritiques (α) et austénitiques (γ), tous les deux présentés dans des proportions approximativement égales dans le matériel. La microstructure brute des aciers duplex montre la phase austénitique précipitée dans la matrice de ferrite. Les phases en acier duplex travaillé sont arrangées en couches alternées (**figure 1.5**). Une structure biphasée peut être topologiquement caractérisée en utilisant le rapport de volume combiné avec la distribution de phase, et est divisée en trois types de structure par Becker [20] comme suit:

- I. Duplex,
- II. Dispersion,
- III. Structure nette.

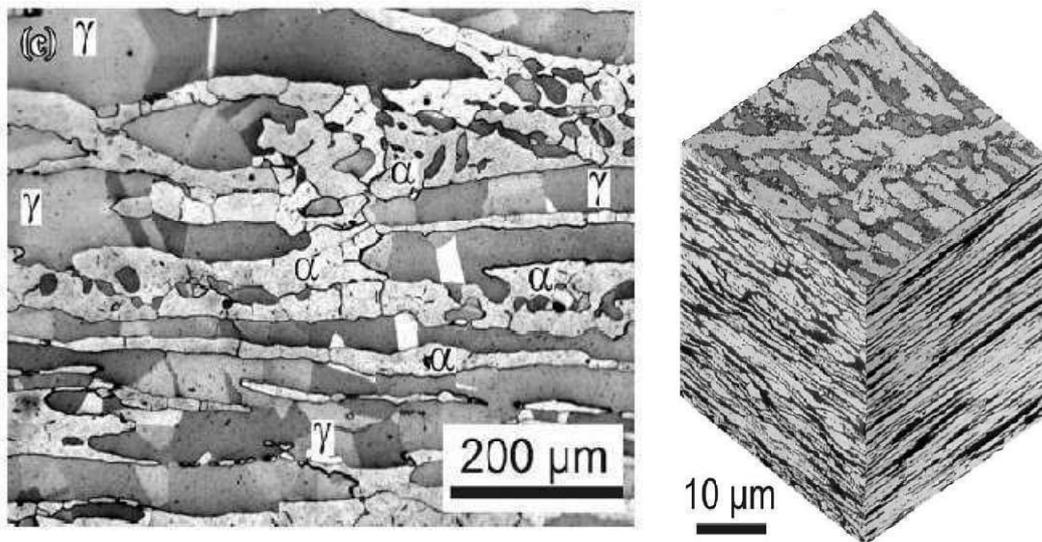


Figure 1-4 : Microstructure du duplex avec le réactif Braha II [21].

Les structures de phases duales contiennent des caractéristiques des trois autres groupes, et peuvent être ajoutées à cette gamme. La structure en cristal, qui se compose de α cubique à base centrées et γ cubique à faces centrées, peut être décrite par:

- Le Rapport de volume $V_V(\alpha)$ et $V_V(\gamma)$;
- La Densité des joints interphases ;
- La Densité des joints de grains ferritiques et austénitiques.

4. Particularités des aciers inoxydables austénitiques :

Les aciers inoxydables sont des alliages à base de fer (Fe) dont la composition et la structure confèrent des propriétés physiques et mécaniques très variées. Cette grande variabilité a amené l'A.I.S.I. (American Institute of Steel and Iron) à définir des standards (nuances) qui facilitent la sélection des alliages d'aciers inoxydables en fonction des contraintes mécaniques, chimiques et thermiques propres à chaque condition spécifique d'utilisation. Les aciers inoxydables de structure austénitiques regroupant les nuances A.I.S.I.300, sont de loin les plus nombreux, en raison de leur résistance chimique très élevée, de leur ductilité comparable à celle du cuivre, et leurs caractéristiques mécaniques élevées. Les teneurs en éléments d'addition sont d'environ 18 % de chrome (Cr) et 10 % de nickel (Ni). La teneur en carbone (C) est très basse et leur stabilité peut être améliorée par des éléments tels que le titane (Ti) ou le niobium (Nb). L'addition de carbone augmente la résistance à la traction ainsi que la dureté de l'acier, le manganèse (Mn) prévient la fragilité à chaud et augmente

également la dureté. C'est le chrome qui confère à l'acier sa résistance à la corrosion, à l'oxydation ainsi qu'à l'abrasion des surfaces alors que le nickel augmente la résistance et le durcissement des aciers. C'est en fait la présence du nickel qui sert à distinguer les aciers inoxydables austénitiques des autres groupes d'aciers inoxydables. Ces aciers, sont obtenus par hypertrempe depuis le domaine de température entre 1000 °C et 1300 °C, c'est pour cette raison qu'à l'équilibre thermodynamique, ces alliages se trouvent au voisinage du domaine biphasé austénite-ferrite. Ils contiennent souvent un faible pourcentage de ferrite. On peut évaluer ce pourcentage à partir de la composition chimique en utilisant des diagrammes empiriques appropriés.

5. Particularités des aciers inoxydables duplex :

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques dits « duplex » sont des aciers biphasés constitués d'environ 50% d'austénite γ et 50% de ferrite δ . Leur utilisation est actuellement largement répandue en raison de leurs bonnes propriétés mécaniques et de leur grande résistance à la corrosion. Leur composition a progressivement évolué, en particulier vers une plus forte teneur en azote qui offre à l'acier plus de stabilité et de résistance à la corrosion par piqûre. Ils sont aujourd'hui utilisés dans de nombreux domaines réunissant à la fois de sévères conditions d'environnement et des sollicitations mécaniques élevées (industries offshore, navale, chimique, pétrochimique, du papier... etc).

Les bonnes propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion de ces aciers proviennent de leur structure biphasée : la présence de la ferrite assure une bonne résistance mécanique et une excellente résistance à la corrosion et l'austénite améliore la ductilité et augmente la résistance à la corrosion uniforme [1,22].

Dans la pratique, les aciers inoxydables duplex existent sous plusieurs formes, entre autres :

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

6. Débouchés technologiques des aciers inoxydables :

La grande stabilité structurale des aciers inoxydables dans un large domaine de température permet de les utiliser à la fois à basse température pour le stockage de gaz liquides et à haute température dans les réacteurs. Ils sont largement utilisés dans l'industrie chimique, pétrochimique, pharmaceutique, dans l'industrie de l'énergie et dans la cryogénie. Leur bonne résistance à la corrosion et leurs bonnes propriétés mécaniques leur attribue une place privilégiée dans ces secteurs industriels. Par ailleurs, leur caractère amagnétique leur attribue la première place dans certains secteurs spécifiques. Les aciers inoxydables sont largement utilisés comme métaux d'apport dans le soudage d'équipement industriels : chimique, pétrochimique et dans l'industrie du gaz. Par ailleurs, l'acier inoxydable austénitique 316L est souvent utilisé dans des assemblages travaillant à des températures relativement élevées.

**CHAPITRE 2:
METALLURGIE DE
SOUDAGE DES ACIERS
INOXYDABLES**

Le soudage est défini comme étant une opération qui consiste à réunir d'une façon permanente deux ou plusieurs parties constitutives d'un assemblage de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler. Cette continuité peut être obtenue de deux manières fondamentalement différentes soit par contacte liquide / liquide (fusion locale) ou par contacte solide /solide (diffusion). L'opération du soudage est associée généralement à la notion de soudabilité qui recouvre trois aspects :

- La soudabilité opératoire qui consiste à réaliser un joint soudé entre deux métaux.
- La soudabilité locale qui conserve l'étude de toutes modifications locales telles que : Les modifications structurales, physico-chimiques...
- La soudabilité globale qui conserve l'aptitude du joint soudé utilisé dans une construction, c'est-à-dire à supporter les conditions réelles du service [33, 23].

1. Procédés de soudage :

Il existe de nombreuses classifications des procédés de soudage applicable aux aciers inoxydable tels que : soudage à l'arc avec électrode enrobée, sous flux, MIG, TIG, soudage ou plasma, soudage par faisceaux d'électrons et par faisceaux laser [23]. Les procédés les plus utilisés pour le soudage des aciers inoxydables avec d'excellents résultats sont : le soudage TIG (TungstenInert Gaz Welding) et le soudage à l'arc avec électrode enrobée.

1.1. Procédé TIG :

Dans le soudage TIG, l'arc jaillit entre une électrode non consommable (réfractaire en Tungstène) et la pièce à souder, au sein d'une atmosphère inerte (**Figure 2.1**) [23, 24]. Cette électrode en Tungstène peut contenir des éléments qui favorisent l'émission électronique telle que le thorium. L'utilisation d'un gaz neutre permet de protéger l'arc et le bain fondu de l'atmosphère ambiante, d'où le bain de fusion est protégé de l'atmosphère par un cône invisible de gaz inerte de protection Argon ou par un mélange Argon-Hélium (sont utilisés lorsque l'on recherche un compromis entre la stabilité de l'arc et la facilité d'amorçage donné par l'Argon et la pénétration, ce type convient pour les aciers inoxydables austénitiques, ferritiques et martensitiques) ou par un mélange

Argon-Hydrogène (sont largement utilisés pour le soudage des aciers inoxydables austénitiques, mais il est évitable pour le soudage des aciers inoxydables ferritiques, martensitiques et austéno-ferritiques car la présence de H_2 dans le bain de fusion peut provoquer une fragilisation du joint soudé) [23,24,25].

Pour le soudage sans métal d'apport des aciers inoxydables austéno-ferritique, on utilise souvent un mélange Argon-Azote afin de maintenir l'équilibre ferrite-austénite dans le joint soudé, l'azote étant un puissant élément gammagène, il est utilisé pour diminuer la teneur en ferrite à la racine des joints soudés. Pour le soudage avec métal d'apport, les produits utilisés se présentent soit sous la forme de baguettes en soudage manuel, soit sous la forme de fil en soudage automatique [23].

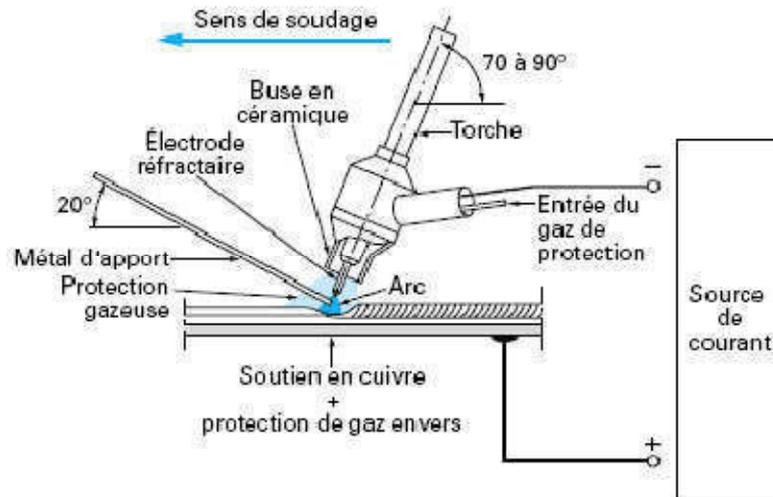


Figure 2-1 : Principe du soudage manuel à l'arc électrique avec électrode Réfractaire (GTAW ou TIG) [23].

Le procédé TIG ou GTAW (gaz tungsten avec welding) s'adapte donc bien au soudage des tôles minces et très minces, et peut être utilisé sur des tôles atteignant une épaisseur de 25mm. Il convient parfaitement pour le soudage des tubes minces et pour les pièces embouties de faible épaisseur [24]. Les principaux avantages de ce procédé peuvent être résumés comme suit :

- Une bonne qualité métallurgique du joint : compacité et constance des éléments d'alliages.
- Soudage avec ou sans métal d'apport.
- Une excellente stabilité de l'arc de soudage.

- Un soudage continu, régulier, avec une grande concentration des effets thermiques, d'où un bon rendement de l'opération, des déformations réduites et un cordon lisse et bel aspect, donc une finition réduite.
- Une bonne protection contre l'atmosphère, d'où : absence d'oxyde, réduction des opérations de nettoyage et suppression laitier.
- Très faible usure des électrodes.
- Idéal pour le soudage des métaux légers.
- Il permet d'exécuter des soudures sans inclusions, même sur des métaux difficilement soudables.

1.2. Procédé à arc avec électrode enrobées :

Le procédé est à la fois rapide et d'une bonne souplesse d'utilisation avec toutes les nuances d'aciers inoxydables. L'électrode enrobée est constituée par une âme métallique centrale autour de laquelle est disposé concentriquement l'enrobage. Généralement, l'âme est constituée par un fil plein en acier inoxydable, qui permet de conduire le courant, apporte le métal, forme le cordon et comporte les éléments d'alliages devant assurer une grande part des caractéristiques désirées de la soudure. L'enrobage des électrodes contient des oxydes complexes, des fondants et des carbonates intimement mélangés puis agglomérés à l'acide de silicate alcalin par dissociation à haute température des carbonates, il est possible de générer une protection gazeuse tandis que les oxydes sous forme d'un laitier participent aux réactions d'affinage du bain de fusion. Le procédé est illustré dans la **figure 2.2**.

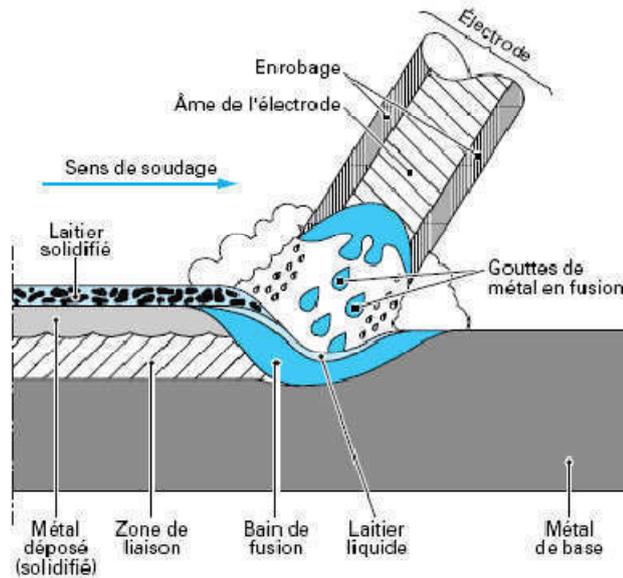


Figure 2-2 : Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée [23].

L'enrobage procède un triple rôle [24] :

- Il protège le métal fondu du contact de l'acier et évite l'oxydation du chrome.
- contribue à la bonne qualité métallurgique du joint à sa résistance à la corrosion.
- contribue à la stabilisation de l'arc.

On envisage deux principaux types d'enrobages : type basique et type au rutile

Les enrobages basiques assurent une protection un peu meilleure des éléments d'alliages et une grande constance de la qualité analytique du métal dans le joint soudé. Ils ne sont utilisables qu'en courant continu, et généralement en polarité inverse, c'est-à-dire avec la baquette au pôle positif. Tandis que, les enrobages au rutile procurent de bonnes caractéristiques de l'arc et déposent un cordon plus lisse, ils peuvent s'employer en courant alternatif et en courant continu [23,24].

2. Les principaux défauts de soudage :

Parmi les principaux défauts de soudage, on distingue ceux qui sont d'origine purement opératoire tel que : manque de pénétration, manque de fusion, et les défauts de soudage internes tel que : les fissures à chaud, les fissures à froid, les fissures au réchauffage et les porosités.

-Manque de pénétration :

Ce défaut engendre un rétrécissement de la section du métal de la soudure et constitue une amorce de rupture.

-Manque de fusion :

Il apparaît quand le métal de base n'a pas été chauffé à une température suffisante, donc absence de liaison entre le métal de base et le métal déposé.

- La fissuration à chaud :

On a deux types de fissures :

1- Les fissures de solidification apparaissent en fin de solidification, elles peuvent être internes ou déboucher en surface mais elles sont localisées dans les directions de solidification.

2- Les fissures de liquation se rencontrent principalement dans la zone affectée thermiquement du métal de base au voisinage de la zone de liaison, elles se prolongent généralement sous forme de fissure de solidification dans la passe en cours d'exécution.

- La fissuration à froid :

Ces fissures apparaissent à basse température (<200°C). De ce fait, elles sont fines et n'ont pas d'orientation privilégiée par rapport à la microstructure, elles se développent le plus souvent dans la zone affectée thermiquement mais parfois peuvent se rencontrer dans le métal fondu.

- La fissuration au réchauffage :

Elle est de caractère intergranulaire, se rencontre essentiellement dans la zone affectée thermiquement à gros grains et occasionnent dans le métal fondu. Elle s'initie lors du traitement thermique post-soudage ou en service à température élevée.

- Les porosités :

On distingue quatre mécanismes susceptibles de donner naissance à des porosités dans le métal fondu :

- L'instabilité du capillaire gazeux dans le cas des soudures effectuées au moyen des procédés à haute densité d'énergie.
- Une suppression gazeuse sans la racine du cordon.
- Une teneur en gaz dissous dans le métal liquide supérieur à la limite de solubilité dans le métal solide à la température de solidification.

- Une réaction chimique au sein du bain liquide donnant naissance à un gaz [26].

En plus de ce défaut, on peut également trouver d'autres défauts relatifs à la forme de cordon, qui sont en nombres de trois [27,28] :

1. Les cordons trop bombés sont dus à une intensité trop faible et d'un balancement insuffisant de l'électrode.

2. Les cordons trop étalés indiquent que les pièces sont surchauffées et que l'intensité du courant est trop importante.

Les cordons réguliers sont souvent le résultat d'une utilisation d'électrode non appropriée et un choix imparfait de l'intensité du courant de soudage.

3. Cycle thermique de soudage :

Le cycle thermique de soudage permet l'interprétation quantitatif des différentes phénomènes métallurgiques ainsi par la suite de prévoir ces phénomènes afin de déterminer le choix des procédés de soudage et des modes opératoires.

Cette interprétation requiert comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte. A cette condition de température s'ajoute une ou plusieurs conditions de temps (il s'agit de l'échauffement ou du refroidissement).

Afin d'interpréter ces phénomènes qui prennent place durant l'opération du soudage, en un point donné de l'assemblage, il faut donc savoir la variation de la température en fonction du temps (le cycle thermique de soudage). La courbe $\theta = f(t)$ tracé en un point A voisin d'une soudure est représentée dans la **figure II.3**.

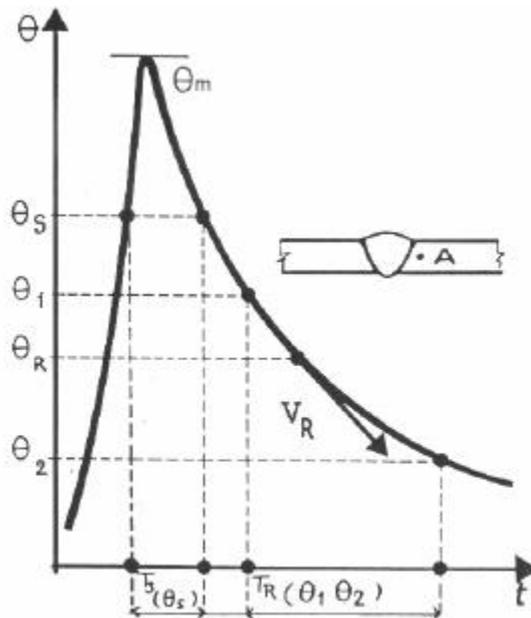


Figure 2-3 : Variation de la température θ en fonction du temps t [29].

θ_m : la température maximale atteinte.

T_s : le temps de séjour au-dessus d'une température θ_s .

$T_R(\theta_1, \theta_2)$: temps de refroidissement entre 2 températures θ_1 et θ_2 .

V_R : vitesse de refroidissement à une température θ_R .

Ces grandeurs nous permettent d'accéder à la connaissance ou à la prévision des phénomènes métallurgiques qui prennent place en ce point. La répartition thermique aux alentours d'une soudure se détermine par la courbe $\theta_m = f(x)$ qui donne la variation de la température maximale θ_m atteinte en chaque point en fonction de la distance x (**FigureII.4**).

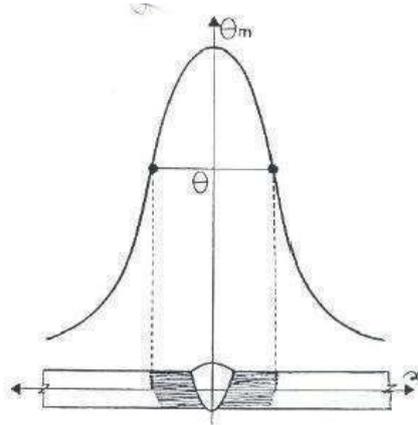


Figure 2-4 : Variation de la température θ_m en fonction de la distance x [29].

Durant le cycle de soudage, des changements microstructuraux dans le métal de base sont provoqués. Ces modifications dépendent de la température maximale atteinte et de la cinétique de refroidissement en ce point. Après le soudage, on distingue successivement les zones citées ci-dessous (**Figure 2.5**) :

- **Métal de base (MB)** : métal des pièces à assembler, il est caractérisé par une structure en bande constituée de grain d'austénite et de ferrite.
- **La zone affectée thermiquement (ZAT)** : c'est une partie de métal de base qui n'a pas été fondu, mais elle a subi des modifications microstructuraux à cause de la chaleur du soudage. Elle est caractérisée par une structure granulaire.
- **La zone de liaison (ZL)** : c'est une zone de frontière entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue.
- **La zone fondue (ZF)** : c'est une zone de métal fondu après solidification, cette zone est caractérisée par une structure aciculaire de type de Widmanstätten.

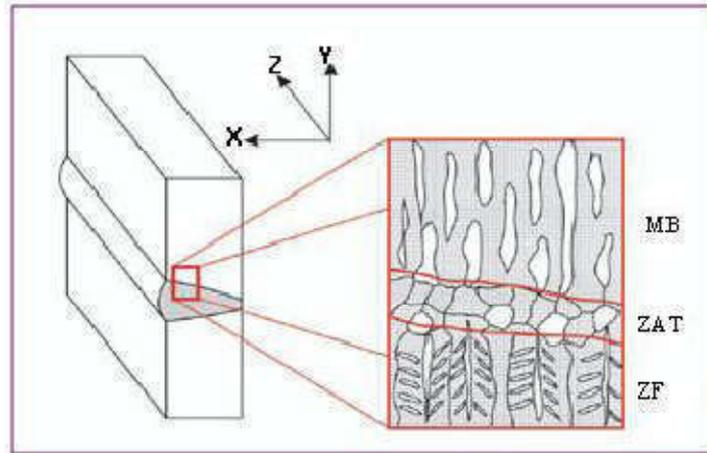


Figure 2-5 : Schéma représentatif d'une structure austéno-ferritique soudée dans les trois zones principales [30].

4. Soudabilité des aciers inoxydables duplex :

Les aciers inoxydables ont une bonne soudabilité, ils se solidifient en ferrite (phase δ) et subissent une transformation partielle en austénite au cours du refroidissement.

De ce fait, en plus de la dépendance de l'équilibrage entre les éléments alpha-gènes et gamma-gènes, la structure à l'état brut de soudage va aussi dépendre du cycle thermique de l'assemblage :

- Les cycles thermiques rapides conduisent à une forte proportion de ferrite dans le joint soudé ce qui a pour effet de détériorer les caractéristiques de résilience.
- Les cycles thermiques lents favorisent la formation d'austénite au refroidissement ce qui pourrait être considéré comme positif, mais ils provoquent aussi la précipitation des nitrures et la formation des composés intermétalliques (phase σ ...) dont les effets sur la résilience et la résistance à la corrosion sont extrêmement néfastes.

Généralement, pour éviter ces phénomènes, il faudra conserver l'énergie de soudage entre 8 et 18 KJ/cm et prendre soin de contrôler la température entre passes pour la maintenir en dessous de 100 à 120 °C [26].

4.1. Solidification et structure des soudures duplex

Le mode de solidification et de refroidissement influent sur les propriétés de soudages des métaux. La microstructure du métal soudé et celle du métal de base est différente.

Dans le métal fondu, la solidification et la croissance de la ferrite se font suivant le mode épitaxie à partir du métal de base aux joints fusionnés, la croissance des premières dendrites est orientée selon le gradient thermique [27].

La formation de l'austénite débute initialement sur des sites intergranulaires, ensuite, elle est suivie par la formation de l'austénite type Widmanstätten.

Etant donné que la germination de l'austénite a lieu dans les joints de grains, une petite taille des grains ferritiques engendrent des taux d'austénite élevés. Généralement, le taux de ferrite dans le métal fondu dépend de la composition chimique et des vitesses de refroidissement, pour des vitesses de refroidissement lentes on aura la formation de plus d'austénite, par contre, pour des vitesses en aura la formation de peu d'austénite [27].

La **Figure** présentée ci-dessous récapitule les différentes zones dans un joint soudé austéno-ferritique. L'étendue de ces zones dépend fortement des paramètres de soudage et des procédés utilisés.

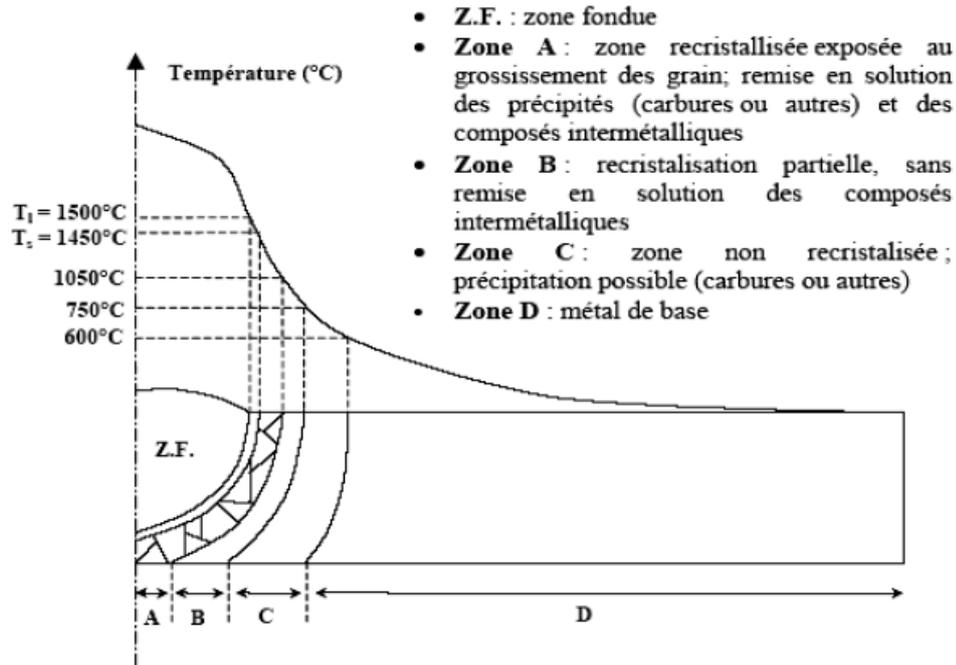


Figure 2-6 : Différentes zones d'un joint soudé austéno-ferritique [31].

4.2. Contrôle de ferrite dans les joints soudés

Le problème essentiel pour maîtriser la soudabilité de l'acier est le contrôle de la teneur en ferrite du joint soudé (zone fondue, zone affectée thermiquement) [33]. Lors de l'opération de soudage, on assiste à une augmentation importante de taux de ferrite dans la zone fondue et la zone affectée thermiquement. Cela est dû au cycle thermique de soudage [32].

La possibilité de déterminer la teneur en ferrite que l'on va trouver à l'état brut de soudage et ce à la température ambiante est très essentielle. Cela est rendu possible grâce à un certain nombre de techniques :

- la ferritoscopie qui utilise la propriété de ferromagnétisme de la ferrite
- l'exploitation de logiciels d'analyse quantitative des structures métalliques
- l'exploitation des représentations graphiques connues sous le nom de « **diagramme de constitution** », ces diagrammes ont été développés durant les années, afin de prédire avec précision la quantité de ferrite dans le soudage des aciers inoxydables. Parmi ces diagrammes, on cite :

- Diagramme de Schaeffler :

Le diagramme de Schaeffler est représenté dans la **Figure II.7**, il permet de prévoir la microstructure à l’ambiante des zones soudées, ce diagramme utilise la notion du nickel et de chrome équivalent pour tenir compte des teneurs respectives en éléments γ -gène et α -gène [34].

Notons bien que le diagramme de Schaeffler ne prédit pas les microstructures duplex, ce dernier a été modifié par Dulong en tenant compte de l’Azote [33,34]. Les équilibres chrome-nickel sont :

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 0,5 \% Mn + 30\% C$$

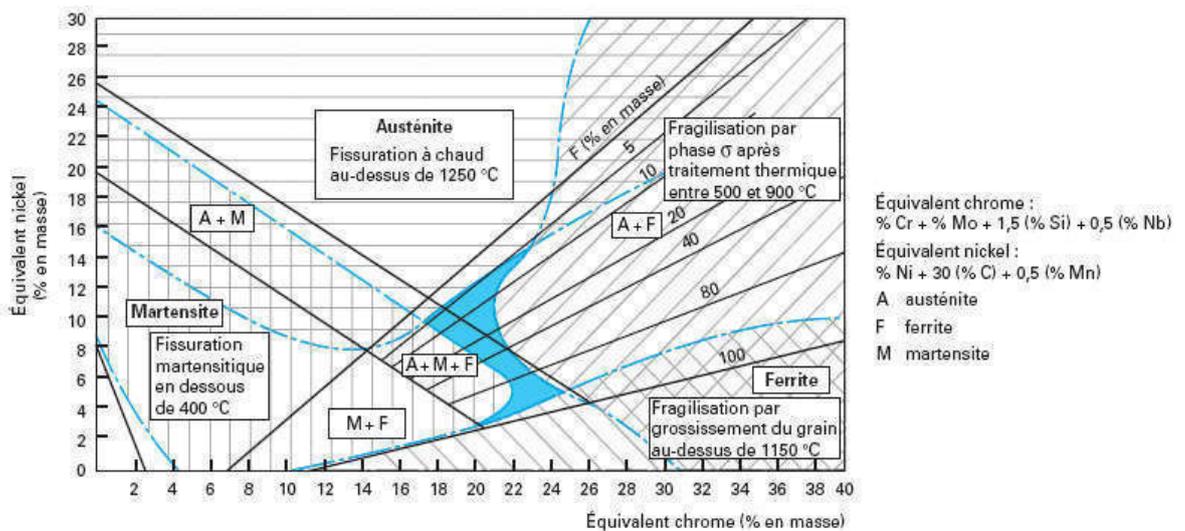


Figure 2-7 : Diagramme de Schaeffler [26].

- Diagramme de WRC – 1992 :

Ce diagramme est représenté dans la **Figure II.8**, il a pris en considération l’influence de l’azote et du cuivre, ce diagramme est devenu plus récent et plus précis.

Les équivalents chrome et nickel sont :

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 0,7 \% Nb$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 35 \% C + 0,25 \% Cu + 20 \% N$$

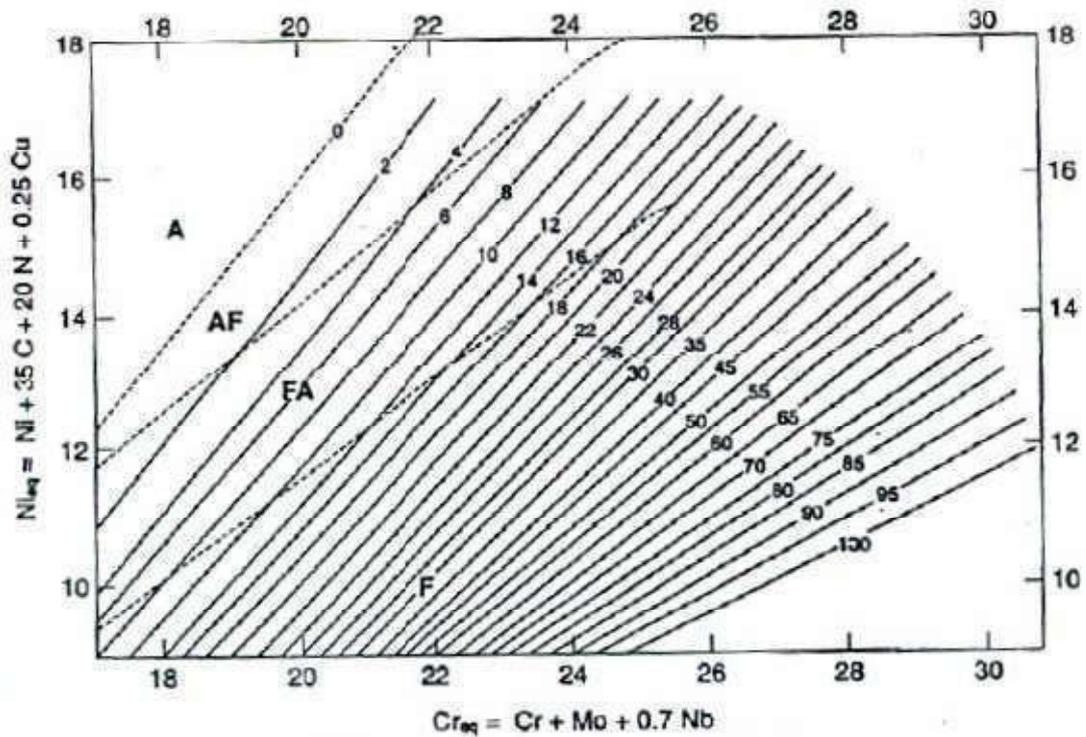


Figure 2-8 : Diagramme WRC [26].

4.3. Transformation des phases durant le soudage des aciers duplex

Les transformations microstructurales qui se produisent au cours du soudage par fusion des aciers inoxydables duplex sont complexes et dépendent de la composition du matériau et aussi du cycle thermique du soudage.

Durant cette opération, la zone affectée thermiquement est chauffée à haute température en provoquant la transformation de l'austénite à la ferrite et à la croissance du grain ferritique (δ), à cet effet, l'acier devient totalement ferritique, mais au refroidissement apparaît la phase austénitique [35,36]. La transformation $\gamma \rightarrow \delta$ est très dominante dans cette zone durant les deux cycles de soudage chauffage et refroidissement [36].

La zone affectée peut être le siège d'une précipitation de carbures de chrome à une certaine distance de la zone fondue. Car les températures atteintes au cours du soudage et la vitesse de refroidissement le permettent. D'autres transformations de phases qui se produisent dans les aciers inoxydables duplex, parmi lesquelles, on cite : la précipitation des nitrures de chrome (Cr_2N) dans la matrice ferritique et la précipitation des composés intermétallique

(phase σ , phase χ , phase π et la phase R), ainsi que, la précipitation de l'austénite secondaire dans la ferrite [32,36].

5. Traitements thermiques des soudures duplex :

Les aciers inoxydables austéno-ferritique ne sont pas sensibles à la corrosion intergranulaire. De ce point de vu, ces derniers n'exigent aucun traitement thermique après soudage. Dans le but d'éviter toute transformation de ferrite, on évite de ne pas pratiquer ni préchauffage ni post-chauffage.

Toutefois, le processus du soudage peut déstabiliser l'équilibre ferrite/austénite dans un joint soudé. Afin de rétablir cet équilibre, l'unique traitement thermique convenable après soudage est l'hypertrempe [37].

Ce traitement permettra l'obtention de joints soudés avec structure homogène (50% de ferrite, 50% de l'austénite), par la diminution de la teneur en ferrite en zone affectée thermiquement et en zone fondue. La température de l'hypertrempe sera de l'ordre de 1050°C pour les nuances sans Molybdène et de 1100°C pour les nuances avec Molybdène [33].

**CHAPITRE 3:
ETUDE DE LA
CORROSION DES
ACIERS IONXYABLES**

1. Notions de bas sur la corrosion humide :

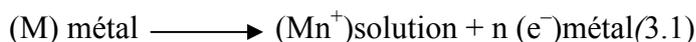
1.1. Définition :

La corrosion (du latin **corrodere**, qui signifie ‘ronger’) traduit la réactivité du matériau au cours de son emploi avec le milieu environnant. Cette interaction est souvent de nature électrochimique dite corrosion humide qui implique un transport d’espèces chimiques accompagnée d’un transfert d’électrons à travers le système de corrosion régit par la différence de potentiel entre le métal et le solvant polaire[38].

1.2. Phénomènes à l’interface métal–solution :

La tenue à la corrosion d’un matériau est conditionnée par le comportement du système métal/surface/milieu. La surface joue un rôle prépondérant puisque c’est à travers elle que s’établissent les échanges entre le milieu et le métal[39,40,41]. Les trois comportements électrochimiques envisagés pour un métal exposé à une solution aqueuse susceptible de libérer l’oxygène ou des oxydes sont :

- L’immunité où le métal reste inerte avec une cinétique de corrosion infiniment lente;
- La corrosion où le métal se dissocie anodiquement la réaction d’oxydation (2.1) (aspect thermodynamique) avec une vitesse définie (aspect cinétique).



La réaction (2.1) est nécessairement accompagnée d’une réaction cathodique du type :



Les espèces (Ox^{q+}) peuvent être les ions H_3O^+ , forme hydratée du proton H^+ :



L’oxygène dissous dans l’eau peut constituer un système oxydant en milieu aéré :



Les deux demi-réactions (2.1) et (2.2) traduisent le couplage métal-solution ; elles ont lieu au même endroit à l'échelle macroscopique.

– La passivité où des espèces adsorbées à l'interface métal/solution forment une couche d'oxydes ou d'hydroxydes stables. Ces derniers résultent d'une interaction forte entre le moment dipolaire des molécules de l'eau et les ions métalliques produit par (2.1) :



La vitesse de dissolution anodique est dramatiquement réduite à zéro à cause du rôle protecteur du film passif formé.

La circulation d'électrons dans les réactions partielles (2.1) et (2.2) se traduit par des courants partiels anodique (I_{anod}) et cathodique (I_{cath}) dont la somme algébrique vaut le courant globale qui parcourt le système de corrosion. A l'équilibre, ce courant est nul, ce qui implique l'égalité des composantes (I_{cath}) et (I_{anod}) ; la valeur commune I_{corr} , courant de corrosion, mesure à travers la loi de Faraday (2.6) la vitesse de corrosion v_{corr} :

$$I_{\text{corr}} = \frac{nF}{A_M} \times V_{\text{corr}} \quad (3.6)$$

Où I_{corr} : courant de corrosion en cm^2 ,

n : nombre d'électrons échangés,

F : constante de Faraday,

A_M : masse atomique de l'élément M en g.mole^{-1} ,

V_{corr} : vitesse de corrosion en $\text{g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$ ou convertis en mm/an si la corrosion est généralisée.

1.3. Diagramme d'équilibre Potentiel-pH :

Les équilibres chimiques et électrochimiques liés aux phénomènes de corrosion d'un métal sont regroupé dans les diagrammes potentiel-pH dits « diagramme de Pourbaix ». Ils déterminent les domaines de stabilité des différentes phases solides stables et leur sens de réaction possible[15, 40].

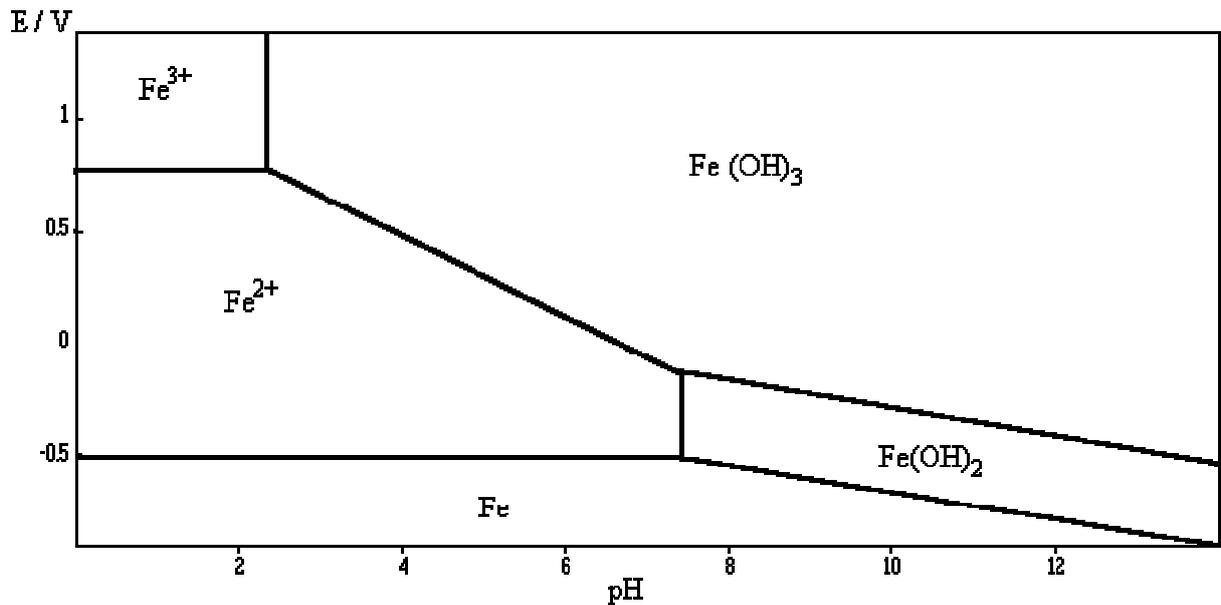


Figure 3-1 : Diagramme Potentiel-pH du fer ($T = 25^{\circ}\text{C}$). La concentration des espèces ioniques dissoutes Fe^{2+} et Fe^{3+} vaut $10^{-6} \text{ mol.l}^{-1}$ [40].

Dans le cas du système fer-eau (figure 3.1), le domaine de corrosion est très important ; on peut prévoir la réaction du fer avec les protons dans les solutions acides et neutres accompagnée de dégagement d'hydrogène. Les oxydes sont moins solubles lorsque le pH s'écarte de la neutralité. Néanmoins, les diagrammes de Pourbaix ne permettent aucune conclusion directe sur le processus de corrosion et doivent être validés par des données cinétiques.

2. Corrosion des alliages passivables :

2.1. Le film d'oxydes superficiel :

2.1.1. Composition et structure

Le film d'oxydes est une couche protectrice mince à la surface de l'acier inoxydable dont l'épaisseur ne dépasse pas quelques nanomètres. Il se compose généralement primo d'anions O_2^- et OH^- issues de la décomposition des molécules d'eau à la couche externe hydratée ; secundo de cations métalliques issus de l'alliage métallique tels que Cr^{3+} , Fe^{3+} , Ni^{2+} qui sont associés aux oxydes les plus stables ; et tertio d'anions issues de l'électrolyte tels que les ions chlorures adsorbés à l'interface film/électrolyte. Toutefois, le film d'oxydes possède un caractère évolutif et sa composition est intimement liée au milieu et aux traitements de surface antérieurs qu'à subit l'acier inoxydable [38].

2.1.2. Conditions de stabilité

La stabilité et les propriétés protectrices du film d'oxydes relèvent de facteurs structuraux et de la différence de potentiel entre le métal et la solution. Or, aux états passifs les plus stables correspond des films d'oxydes hydratés de nature amorphe, alors que les films cristallins type $(Fe,Cr)_2O_3$ se caractérisent par une concentration en cations Cr^{3+} plus faible. L'effet amorphisant du chrome aux fortes teneurs est révélé très efficace pour une grande aptitude à la passivation. Une teneur massique en molybdène supérieure à 2% permet d'améliorer la régénération du film passif dans le cas de rupture, ainsi que l'aptitude à la passivation de l'acier inoxydable [15, 40].

Les films minces d'oxydes formés dans les couches passives présentent une stabilité dans un domaine de pH sensiblement plus large que celui des oxydes massifs qui figure dans les diagrammes de Pourbaix. C'est le cas du film d'oxydes formé sur les aciers inoxydables austénitiques. Aux potentiels élevés, le film passif des aciers inoxydables se déstabilise à cause du changement de degré d'oxydation du chrome ; Cr_2O_3 devient CrO_3 qui se dissocie facilement en ions chromates (CrO_4^{2-}) solubles dans l'eau. De plus, une altération locale du film d'oxydes passif peut apparaître suite à l'adsorption de certains ions comme les halogénures.

2.2. Courbe de polarisation :

Les métaux passivables présentent une couche oxydée continue et étanche qui constitue une phase homogène à l'interface métal/solution. Les propriétés de conduction et de transport dans cette couche freinent considérablement la cinétique de dissolution du métal[39, 38]. La **figure 3. 2** montre l'incidence de la passivation dans un milieu neutre sur l'allure de la courbe anodique. Sur le diagramme sont indiqués les divers domaines de la courbe et les désignations des densités de courant et potentiels caractéristiques.

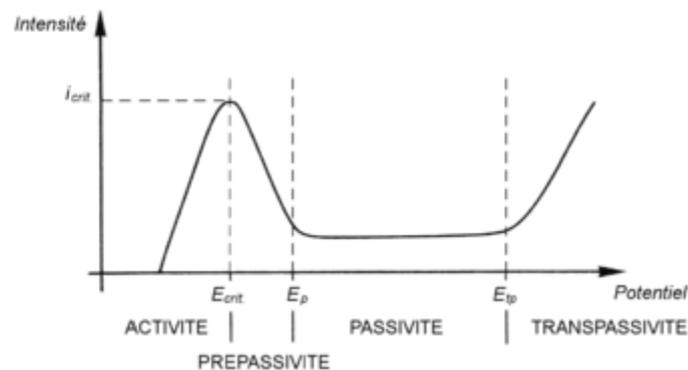


Figure 3-2 : Courbe anodique d'un métal passivable [38].

A la différence des domaines actif et passif, l'état de surface dans le domaine transpassif n'est pas unique ; il dépend de la présence ou de l'absence du film passif. Si, au potentiel E_{tp} , une attaque localisée avec germination et croissance de piqûres, on introduit alors la notion de potentiel de piqûre.

2.3. Appréciation des milieux corrosifs :

Le pouvoir oxydant d'un milieu caractérise l'efficacité des réactions cathodiques présentes dans ce milieu. Ce dernier est d'autant plus oxydant que les domaines d'existence des processus cathodiques sont plus vastes. La passivation de cations métalliques (Fe^{3+} , Cr^{2+} , Cu^{2+} , etc) est favorisée en présence d'un agent oxydant comme l'oxygène[42, 43].

Les aciers inoxydables ont un domaine de passivité extrêmement large qui s'étend à la température ambiante depuis des pH inférieurs à 2 jusqu'aux milieux alcalins concentrés. L'acidité et la présence de chlorures sont alors deux paramètres fondamentaux car ils déterminent l'agressivité du milieu et le type d'attaques éventuelles, c'est-à-dire la nature du risque de corrosion. Le pouvoir oxydant et la température restent néanmoins deux paramètres importants dans la détermination préalable de l'agressivité du milieu.

3. Mécanismes de la corrosion électrochimique :

Les manifestations de corrosion électrochimique des aciers inoxydables austénitiques dans les milieux oxydants, acides et/ou chlorurés peuvent être subdivisées en deux groupes : localisée ou généralisée.

3.1. Corrosion généralisée :

La corrosion généralisée correspond à une détérioration uniforme du métal à une vitesse de dissolution suffisamment basse. Elle est bénéfique à l'acier inoxydable car les produits de corrosion précipitent à la surface du métal et le protègent[44, 38].

La corrosion uniforme se produit dans les acides et bases fortes non chlorurés quoique la passivation devienne plus difficile aux basses températures et au pH très acide. Dans de telles conditions, les aciers inoxydables austénitiques ont l'avantage de produire de basses densités de courant de corrosion grâce à leurs teneurs en chrome, nickel, molybdène mais aussi en cuivre et en aluminium.

3.2. Corrosion localisée :

En revanche, la corrosion localisée découle d'un couplage galvanique de zones hétérogènes préexistantes dans l'acier inoxydable austénitique.

3.2.1. Corrosion par piqûre :

La corrosion par piqûre se caractérise par l'apparition d'attaques ponctuelles et rapides après une phase d'amorçage plus au moins longue. La piqûre s'amorce sur des surfaces présentant des défauts physiques (inclusions, hétérogénéités de composition), principalement les sulfures de manganèse (MnS) [45] mais aussi sur des surfaces polies. Sa propagation s'explique par une dissolution du métal (figure 3. 3) au fond de la piqûre d'acidité élevée. La dissolution anodique du métal est équilibrée par la réduction cathodique de l'oxygène sur la surface adjacente d'après la réaction (2.4). Ce phénomène se produit principalement en milieux aqueux chlorurés neutres, contenant de l'oxygène qui est un agent oxydant, suite à des interactions entre la surface du métal et les espèces du milieu. La concentration ascendante des ions Cl^- dans la piqûre résulte de leur migration sous l'action d'un flux de transport afin de maintenir la neutralité électrique [46].

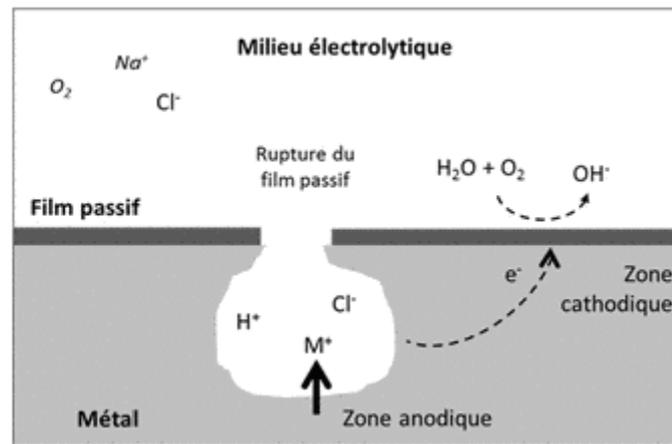


Figure 3-3 : Réactions partielles dans une piqûre de corrosion [40].

Dans les solutions chlorurées aérées, de pH acide, la possibilité d'attaque par piqûre de corrosion est valable. Le potentiel de corrosion est souvent plus noble que le potentiel qui définit la transition de l'état passif à l'état actif. Comme le potentiel de corrosion dans les solutions chlorurées et aérées ne change pas significativement d'un acier inoxydable à un autre, l'évaluation de la résistance aux piqûres de corrosion est basée sur la valeur du potentiel de piqûre (Etp) [40].

La composition chimique de l'acier inoxydable joue un rôle primordial dans sa résistance à la corrosion par piqûre. Une relation entre la résistance aux piqûres de corrosion et la teneur en molybdène a été établie [47] ; une haute température critique de piqûre est associée à une grande teneur en molybdène.

3.2.2. Corrosion caverneuse :

La corrosion caverneuse ou par crevasse est un phénomène d'attaque rapide dans des zones confinées. Pour pouvoir fonctionner comme site de corrosion, une crevasse doit être suffisamment large pour permettre la pénétration des corrodant, mais aussi suffisamment enfermée pour assurer que les corrodants restent dedans [20, 46].

La présence d'un dépôt à l'interface métal/solution peut constituer une zone d'aération différentielle qui entraîne des attaques corrosives localisées sous le dépôt (figure 3. 4).

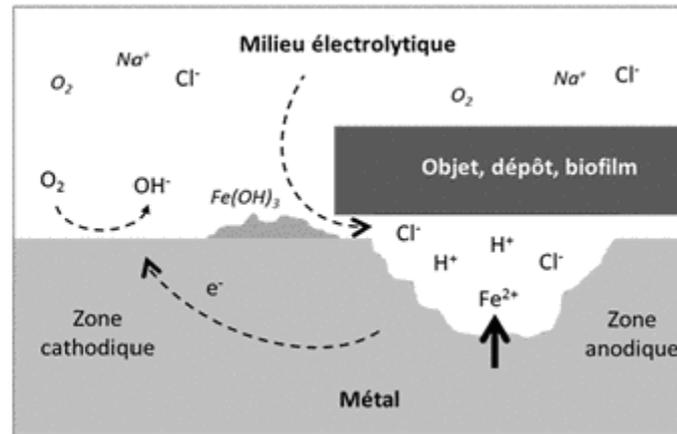


Figure 3-4 : Corrosion par effet de crevasse [43].

Le processus d'altération est dû à une acidification progressive du milieu dans la crevasse. La dissolution du métal par la réaction (2.1) entraîne une augmentation de la concentration en ions ferreux à cause du transport difficile vers l'extérieur. Lorsque la limite de solubilité est atteinte dans la crevasse, les ions Fe^{2+} s'hydrolysent et précipitent selon la réaction :



La conséquence directe de la réaction (3.7) est la formation d'ions H^+ qui, en présence de chlorures qui génèrent de l'acide chlorhydrique et diminuent le pH. Ainsi, le pH dans la crevasse est très faible (souvent inférieur à 1) ce qui favorise la rupture du film passif. La tenue à la corrosion du métal sera donc directement liée au pH minimum, appelé pH de dépassivation auquel il résistera.

3.2.3. Corrosion intergranulaire :

Les phénomènes de corrosion intergranulaire (CIG) sont dus à l'apparition, dans certains milieux d'une zone anodique suite à une ségrégation intergranulaire, à une variation de la matrice aux environs du joint de grains ou à l'existence de phases intergranulaires. La formation de pile de corrosion entre les zones intergranulaires et les grains ou entre les précipités et le reste de la matrice accroît la cinétique de la corrosion des zones anodiques [15, 46].

Pour les aciers inoxydables austénitiques, la germination et la croissance des carbures intergranulaires de type M_{23}C_6 , riches en chrome affectent la composition chimique de la matrice au voisinage du joint de grains. En effet, les régions déchromisées adjacentes au joint

de grains provoquent la sensibilisation à la corrosion de l'acier 316L en formant des zones de concentration en chrome différentes [15].

Ce phénomène n'a lieu que dans des conditions de température, de durée de chauffage et de composition spécifiques suite à un traitement thermique de « sensibilisation ». Dans le domaine de températures intermédiaires entre 500–850°C, la diffusion du carbone dans les aciers étant 100 à 300 fois plus rapide que celle du chrome ; le carbone précipité peut provenir de l'intérieur du grain mais le chrome ne peut provenir que du voisinage immédiat du joint [15].

En pratique, la sensibilisation peut résulter (i) d'une opération de soudage où une zone sensibilisée à la corrosion intergranulaire apparaît à quelque millimètres du cordon, ou (ii) d'une vitesse de refroidissement trop lente après le traitement d'homogénéisation à haute température (1500°–1200°C) ou après élaboration par coulée de la pièce, ou bien lors d'une température de service assez élevée (inférieure à 500°C) [38]. L'élément responsable de la sensibilisation est le carbone ; L'effet des autres éléments est relatif à leur influence sur la solubilité et la précipitation des carbures. En pratique, une teneur maximale de 0,03 %C est fixée pour les nuances à bas carbone (Lowcarbon(L) grades). La vitesse de corrosion augmente rapidement au-delà du seuil de 0,03 %C.

Un des remèdes à la corrosion intergranulaire des aciers inoxydables austénitiques est les allier à des éléments fortement carburigènes afin de piéger le carbone sous forme de carbures stables [46]. La désensibilisation est possible par un traitement thermique de dissolution des M₂₃C₆ ce qui réhomogénéise, par diffusion, la concentration en chrome et provoque la recombinaison du carbone avec le titane ou niobium sous forme de carbures de type MC [44, 15].

3.3. Influence de l'état de surface :

L'état de surface du métal joue un rôle primordial sur l'initiation à la corrosion localisée. Un traitement préalable dans un milieu très oxydant (acide nitrique) permet de renforcer la couche passive ; les contaminations ferreuses ainsi que les inclusions de sulfures seront par la suite éliminées. Une attaque électrolytique favorise la résistance à la corrosion par crevasse de l'acier 316L [20, 48].

PARTIE 2 :
ETUDE EXPERIMENTALE

CHAPITRE 4 :
MATERIEL ET
METHODES
EXPERIMENTALES

Dans cette partie nous présentons des techniques d'observation, d'analyse et de caractérisation qui ont été utilisées afin de caractériser la microstructure des échantillons.

1. Matériaux utilisés :

1.1. Composition chimique

Pour effectuer cette étude , nous avons utilisé un acier inoxydable austéno-ferritique (duplexe) de nuance 2209 et un acier inoxydable austénitique de nuance 316l , les prélèvements des échantillons ont été faits à partir de deux tubes de diamètre de 8 pouces (203 mm) et d'épaisseur égale à 8.8 mm fournis par l'entreprise nationale des grands travaux pétrolier (GTP) à Réghaia, les fiches techniques livrées par le fournisseur nous ont renseigné sur les différentes compositions des deux métaux de base et des métaux d'apport utilisés au soudage . (Tableau 4.1, Tableau 4.2, Tableau 4.3, Tableau 4.4)

Tableau 4-1 : Composition chimique du métal de base 2209

C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	N
0.020	0.54	1.71	0.024	0.005	22.15	3.23	8.20	0.18

Tableau 4-2 : Composition chimique du métal d'apport utilisé pour le 2209

C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	N
0.026	0.08	0.7	0.022	0.01	22.97	3.08	8.58	0.177

Tableau 4-3 : Composition chimique du métal de base 316 l

C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	N
0.010	0.63	1.28	0.020	0.020	16.74	2.02	11.14	0.030

Tableau 4-4 : Composition chimique du métal d'apport utilisé pour le 316 l

C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	N
0.010	0.4	1.5	0.010	0.020	18.2	2.5	11.8	0.030

1.2. Propriétés mécaniques avant soudage :

Dans les applications industrielles des structures soudées, une étude des propriétés mécaniques est nécessaire à fin de décider de la qualité du joint, dans notre étude on s'est intéressé à suivre l'évolution des différentes propriétés mécaniques des deux joints dus au soudage. Une présentation des propriétés mécaniques des deux matériaux de l'étude avant soudage (**Tableau 4.6**, **Tableau 4.5**) à partir des fiches techniques.

Tableau 4-5 : Caractéristiques mécaniques du métal 2209 avant soudage (ASTM A370).

Traction à l'ambiante					
Re _{0.2} (MPa)			Rm (MPa)		A%
545			741		42
Dureté HB à l'ambiante			Dureté HRC à l'ambiante		
1	2	moyenne	1	2	Moyenne
231	232	232	21	23	22

Tableau 4-6 : Caractéristiques mécaniques du métal 316l avant soudage (ASTM A370).

Traction à l'ambiante					
Re _{0.2} (MPa)			Rm (MPa)		A%
374			637		55
Dureté HB à l'ambiante			Dureté HRC à l'ambiante		
1	2	moyenne	1	2	moyenne
84	86	85	16	18	17

2. Conditions de soudage :

2.1. Préparation des bouts :

Avant l'opération de soudage, les éprouvettes sont nettoyées de tout oxyde, huile, graisse, impureté ou autre matière déposée dessus avec un solvant chimique car pouvant provoquer des défauts lors de la solidification du métal fondu. Après ce nettoyage, un chanfrein est préparé pour être rempli du métal déposé. Pour nos deux matériaux, un chanfrein de type V a été usiné. Les caractéristiques géométriques de ce chanfrein sont représentées schématiquement dans la **figure 4.1**

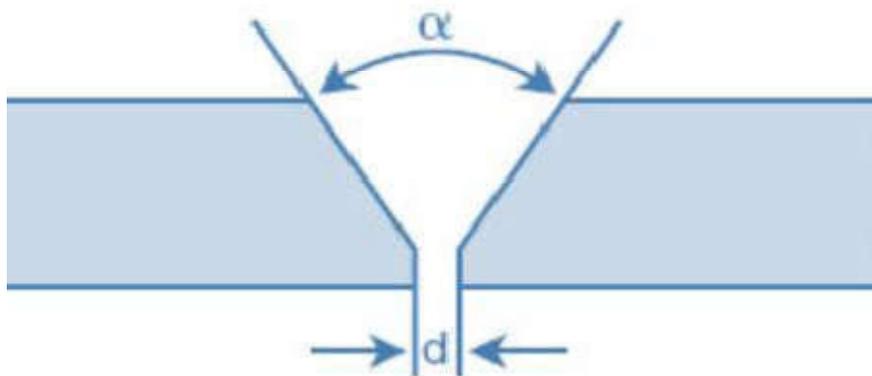


Figure 4-1 : Forme du chanfrein préparé

2.2. Conditions opératoires :

Le préchauffage des aciers inoxydables duplex et austénitiques n'est pas exigé sauf lorsque des effets de bridage sévère sur des structures duplex à forte teneur en ferrite (ZAT) peuvent provoquer la fissuration par hydrogène [Norme ASME IV]. Dans de tels cas, un préchauffage jusqu'à 150°C est recommandé.

Pour nos deux aciers, la température entre passes ne doit pas dépasser 200 °C ; elle ne doit pas dépasser 150°C pour les nuances duplex et austénitiques. Une température maximale de 100 °C est recommandée pour obtenir des propriétés optimales pour le métal fondu. Lorsqu'un traitement d'hypertrempe doit être appliqué après soudage, il n'est pas exigé de limite particulière aux temps entre passes. Lors de l'opération de soudage des aciers inoxydables duplex et austénitiques, l'énergie de l'arc doit être choisie en fonction de l'épaisseur des pièces à souder. D'une manière générale, cette énergie peut être calculée selon la formule suivante :

$$eE_{s\left(\frac{kJ}{mm}\right)} = \frac{I_{(A)} \times U_{(V)}}{V_{s(mm/min)}} \times \frac{60}{100}$$

Où :

- I et U : intensité et tension du courant,
- V_s : vitesse d'avance de la torche ou de l'électrode de soudage.

Certains fabricants d'aciers de base ou de produits d'apport austéno-ferritiques indiquent les fourchettes d'énergie de soudage optimales recommandées [9].

La protection externe de bain de métal en fusion contre le phénomène d'oxydation lors du soudage TIG est assurée par un courant d'argon amené par la torche et la protection interne par un balayage d'argon. Les soudures mal protégées présentent en général un certain état d'oxydation du métal fondu et de la zone affectée thermiquement. Dans le soudage des aciers inoxydables duplex et austénitiques, l'argon est le plus utilisé comme gaz de protection pour son moindre coût et son faible potentiel d'ionisation qui favorise la formation d'un plasma au passage de l'arc électrique. De plus, l'argon étant plus lourd que l'hélium, il enveloppe plus longtemps la surface de soudage assurant ainsi une meilleure protection. On notera que l'utilisation de l'hélium comme gaz de protection, de par son potentiel d'ionisation élevé et sa meilleure conductivité thermique, conduit à une tension d'arc supérieure et donc à une énergie transférée plus importante ; cependant sa densité plus faible entraîne une distribution spatiale de température plus large. Le débit optimal de gaz ne doit pas perturber le bain liquide et un écoulement laminaire est préférable [10].

2.3. Procédé de soudage utilisé :

Nos deux échantillons le 2209 et le 316l sont soudés en trois passes à la société GTP (Z.I Réghaia, W. Alger) selon la norme ASME IV (2013) en utilisant le procédé TIG pour réaliser les deux passes de pénétration et de finition et le procédé SMAW pour faire le bourrage.

Les procédés de soudage par fusion qui utilisent un arc électrique comme source de chaleur sont appelés « procédés de soudage à l'arc ». C'est la source d'énergie la plus utilisée car la chaleur de fusion peut être facilement produite, concentrée et contrôlée. Le procédé de soudage TIG, également appelé GTAW (GasTungsten Arc Welding) aux Etats-Unis, est le procédé le plus souple des procédés de soudage à l'arc car il ne nécessite pas obligatoirement de métal d'apport pour transmettre la chaleur à la pièce à souder, contrairement au soudage à électrode fusible ou enrobée. La simplicité technologique du dispositif et l'absence de projection au soudage en font un procédé de soudage de haute qualité, facilement automatisable pour des joints de petites dimensions et faciles d'accès.

Le soudage TIG consiste à faire jaillir dans une veine d'argon à l'aide d'un courant électrique un arc électrique entre une électrode infusible de tungstène et la pièce à souder de polarité opposée (**Figure IV.2**). Cet arc électrique engendre un champ magnétique auto induit qui crée à son tour des forces de Lorentz qui vont entraîner le gaz en projection vers la surface de la pièce. L'énergie calorifique provenant du plasma constituée des particules d'ionisation du gaz de protection, des électrons de l'arc électrique et d'éléments métalliques vaporisés, permet de faire fondre localement la pièce formant ainsi le joint soudé après refroidissement.

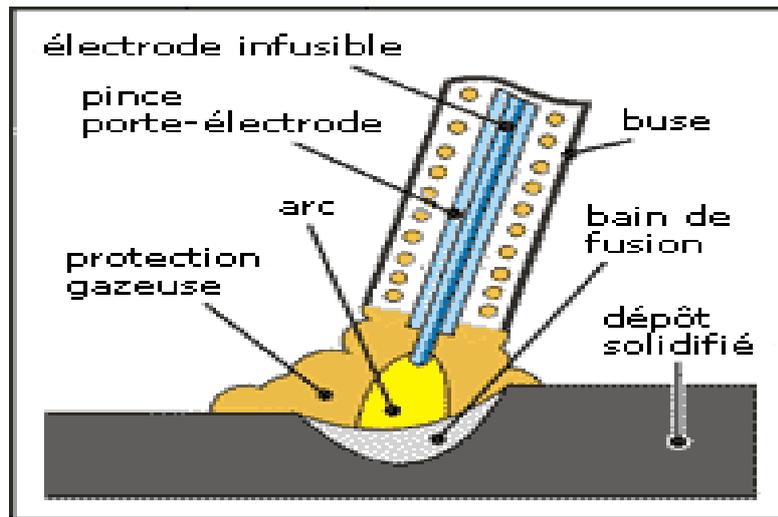


Figure 4-2 : Principe du soudage TIG

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 4.3).

L'énergie calorifique de l'arc fait fondre simultanément et très localement la pièce à assembler, l'âme métallique de l'électrode et l'enrobage pour constituer le bain de fusion et après refroidissement le cordon de soudure recouvert d'un laitier protecteur qui se détache plus ou moins facilement. L'enrobage de l'électrode fond avec un léger retard par rapport à l'âme métallique. 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 [11].

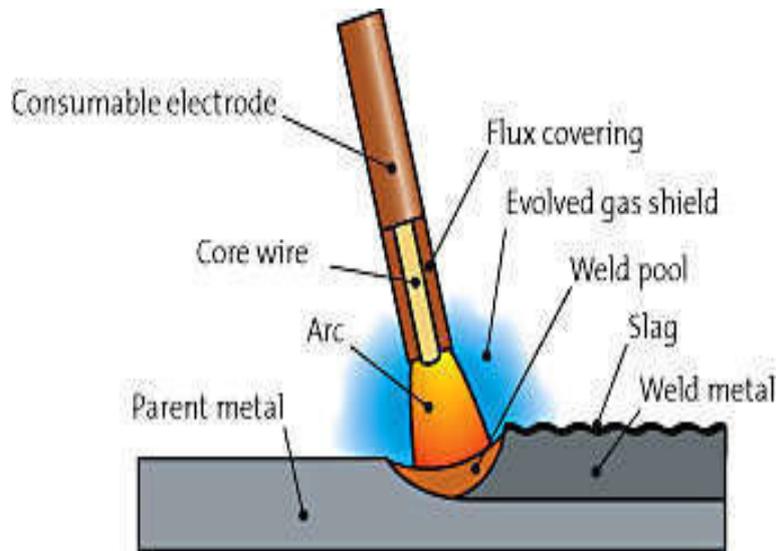


Figure 4-3 : Principe du procédé de soudage SMAW

3. Prélèvements et préparation des échantillons :

3.1. Découpage des échantillons

Les découpages d'échantillons à partir de deux tubes cylindriques soudés pour les analyses chimiques, et la métallographie optique sont réalisés par tronçonnage à froid pour éviter l'élévation de température. Le découpage se fait dans la direction transverse à celle du soudage. Les échantillons sont dégraissés à l'acétone puis rincés à l'eau. Le découpage s'est déroulé à l'entreprise ALTUMET Spa Réghaia.

3.2. Préparation des échantillons pour l'observation microscopique :

Après le prélèvement, Les échantillons sont enrobés à froid dans une résine époxy. Un premier polissage mécanique permettant de maintenir la planéité et d'éliminer la déformation mécanique superficielle provoquée par le découpage. On a utilisé une série de papiers abrasifs au carbure de silicium SiC de granulométrie décroissante (P240, P400, P600, P800, P1000, P1200) fixés sur le plateau rotatif de la polisseuse tournant à une vitesse égale à 300 tours par minute.

La finition est effectuée sur un papier feutre imbibés d'une suspension diluée de l'alumine colloïdale de taille égale à $0,3 \mu\text{m}$.

Pour l'analyse microstructurale des soudures de l'acier duplex 2209 utilisé dans ce travail, on a utilisé l'attaque électrolytique au KOH. Cette attaque est réalisée à l'hydroxyde

de potassium (KOH) de concentration 10 N (56g KOH, 100ml H₂O). L'attaque est faite à température ambiante avec une durée de 15 s sous une tension de 6V.

Pour l'acier 316l, on lui a appliqué une attaque électrolytique au Nital (HNO₃ : 30ml; HCl : 40ml; eau distillée : 40ml), l'attaque est faite à température ambiante avec une durée de 10 s sous une tension de 5 V.

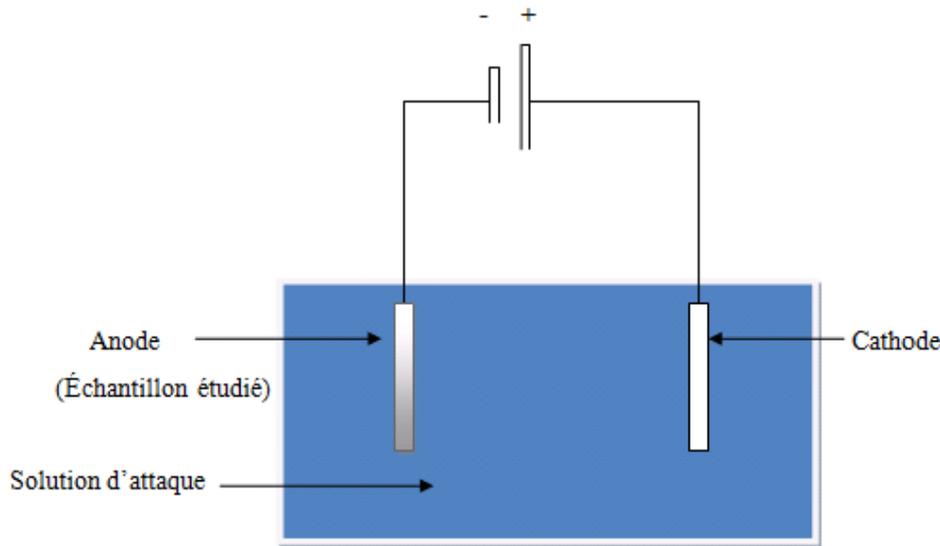


Figure 4-4 : Le schéma de l'attaque électrolytique

3.3. Observation microscopique

Pour Les analyses micrographiques on a utilisé le microscope optique OPTIKA équipé d'une caméra numérique pour l'acquisition des images se trouvant niveau du laboratoire métallurgie (LSGM) à l'école national polytechnique. Le traitement des images contrastées sous le logiciel *ImageJ* permet l'estimation des fractions surfaciques des différentes phases en agissant sur le taux de contraste créé par la différence du pouvoir réflecteur des différentes phases en présence.

4. Caractérisation mécanique :

4.1. Essai de dureté :

Pour les essais de dureté des deux aciers le 316l et le 2209, on a choisis comme pénétrateur le pénétrateur de type Vickers qui laisse une empreinte de type carrée et on l'on mesure la longueur de la Moyenne des deux diagonales de l'empreinte, le principe de l'essai est définis sur la **figure 4.5**.

L'appareil utilisé est un duromètreInovatest. Une force F de 10kg est appliquée en 10 s. la mesure de la dureté vickers est donné par :

$$H_V = 7,416 \times \frac{F}{(d_1 + d_2)^2}$$

d_1 et d_2 sont les diagonales mesurées de l'empreinte.

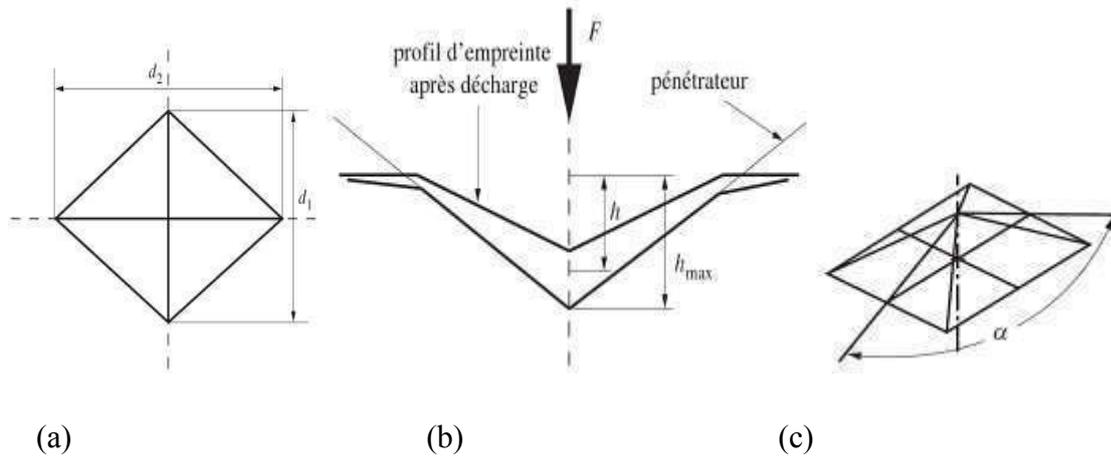


Figure 4-5 : Condition de réalisation de l'essai de dureté HV, (a) Schéma de principe d'un essai de dureté Vickers, (b) Schéma d'une empreinte d'indentation Vickers, (c) Pyramide Vickers base carrée $\alpha = 136^\circ$.

4.2. Essais de micro dureté :

Pour les essais de microdureté, on a utilisé un microduromètreMytutoyo de modèle HM100. Nous avons réalisé une filiation suivant la ligne de bourrage en choisissant une charge de 0,1 kgf et un pas de 0,5 mm.

5. Caractérisation électrochimique :

Afin de caractériser le comportement en corrosion des différentes zones (zone de base, zone de soudure) pour nos deux aciers (2209, 316 l) dans un milieu chloruré, nous avons réalisé des essais de polarisation en mode statique selon un montage classique à trois électrodes (figure 4.7), ces essais sont faites à une température ambiante dans des solutions à différentes concentration de NaCl (0.1M, 0.01M,

0.001 M) .

L'acquisition des données à partir du potentiostat se fait via le logiciel VoltaLab, le montage comprend :

- L' électrode de travail.
- La contre électrode.
- Une électrode au calomel saturé (ECS).

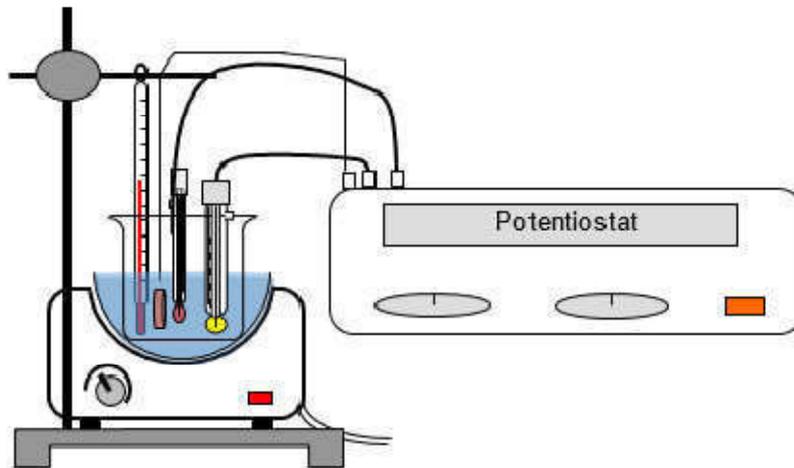


Figure 4-6 : Schéma du montage réalisé pour les essais de polarisation.

Ces essais sont réalisés pour 4 échantillons :

- 2209 zone du métal fondu
- 2209 zone du métal de base
- 316 l zone du métal fondu
- 316 l zone du métal de base

L'intervalle de potentielle choisit est compris entre [-1800, 1800 mV]. La vitesse de balayage est de 2 mV/s. ce qui implique une durée de 20 min.

CHAPITRE 5 :
RESULTATS ET
DISCUSSIONS

Nous présentons dans ce chapitre l'ensemble des résultats issus des études métallographiques, électrochimiques. Cela afin de déterminer les causes et les paramètres qui influencent la cinétique de la corrosion par piqûres et qui conduisent à la défaillance des soudures en duplex. Ces résultats sont présentés sous forme de micrographies, de graphes et d'histogrammes pour l'interprétation.

1. Résultats de l'étude métallographique :

Les observations au microscope optique nous ont révélé pour les deux aciers (2209, 316l) 4 types zones :

- Le métal de base (MB)
- La zone affectée thermiquement (ZAT)
- La zone de liaison (ZL)
- La zone fondue (ZF)

Les figures 5.1 et 5.2 représentent successivement la microstructure biphasée du métal de base du 2209 et la microstructure du métal de base du 316 l.

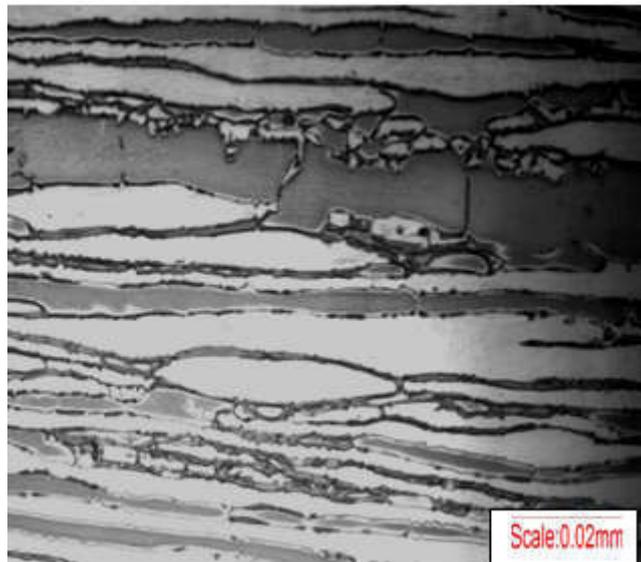


Figure 5-1 : Microstructure du métal de base de l'acier 2209.

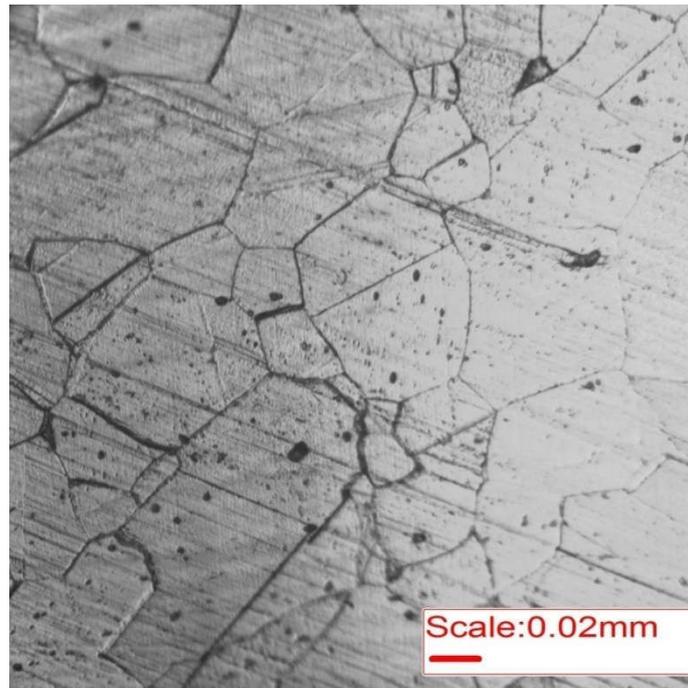


Figure 5-2 : Microstructure du métal de base du 316 L.

Le métal de base représente la structure du métal de base après soudage et c'est la même que celle du matériau à l'état reçu.

Pour l'acier 2209, la microstructure est typique aux aciers duplex et met en évidence les deux phases : ferrite/ austénite, on remarque que les grains sont allongés dans la direction de laminage, on remarque aussi l'apparition d'une structure en bande constituée de grains d'austénite et de ferrite.

Pour l'acier 316 L, la microstructure est constituée d'une matrice austénitique granulaire qui contient une certaine quantité de ferrite au niveau des joints des grains.

La zone affectée thermiquement est constituée de deux sous-zones à savoir la zone recuite et la zone recuite surchauffée. Dans la ZAT recuite (**figure 5.3, figure 5.4**) la structure est semblable à celle du métal de base.

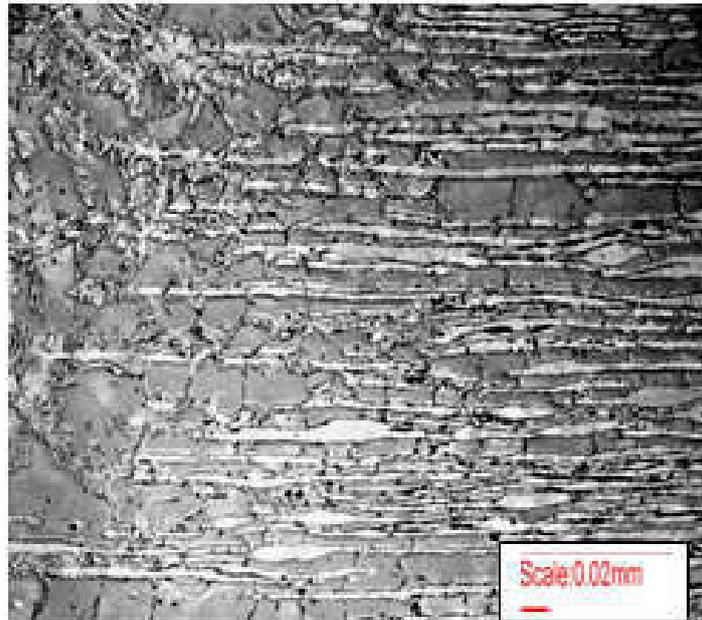


Figure 5-3 : Microstructure de la zone affectée thermiquement de l'acier 2209

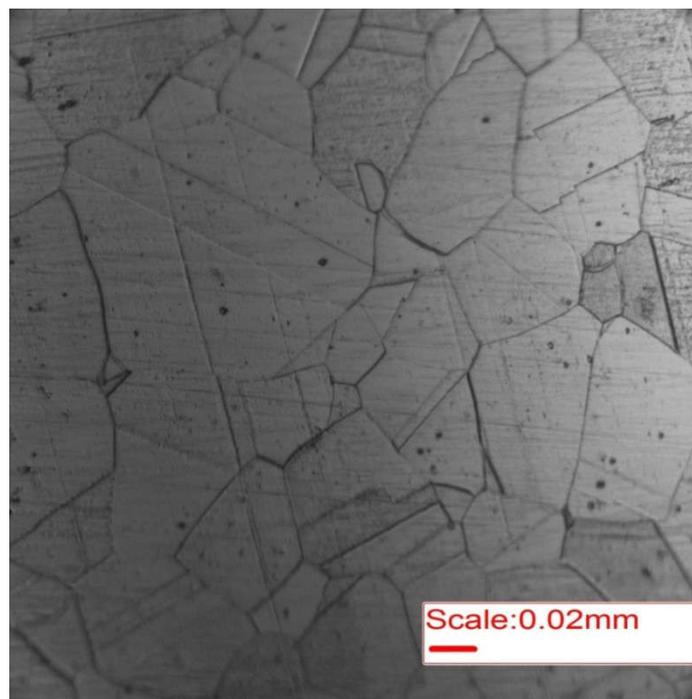


Figure 5-4 : Microstructure de la ZAT du 316 l

La zone de liaison (**Figure 5.5, Figure 5.6**) correspond à la limite jusqu'à laquelle le métal a été porté à la fusion. Elle définit ainsi la zone fondue et elle est mise en évidence par la différence de structure que l'on constate de part et d'autre.

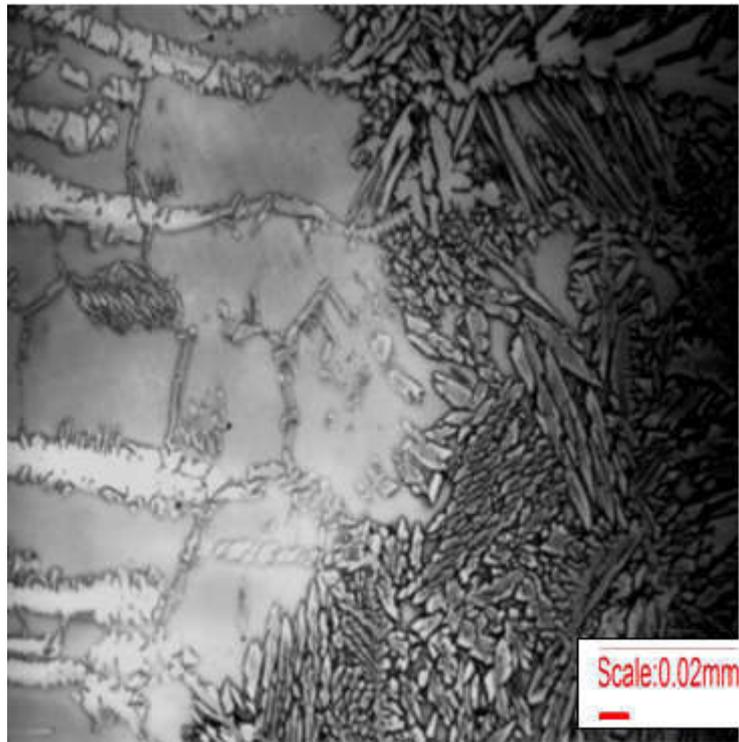


Figure 5-5 : Microstructure de la zone de liaison

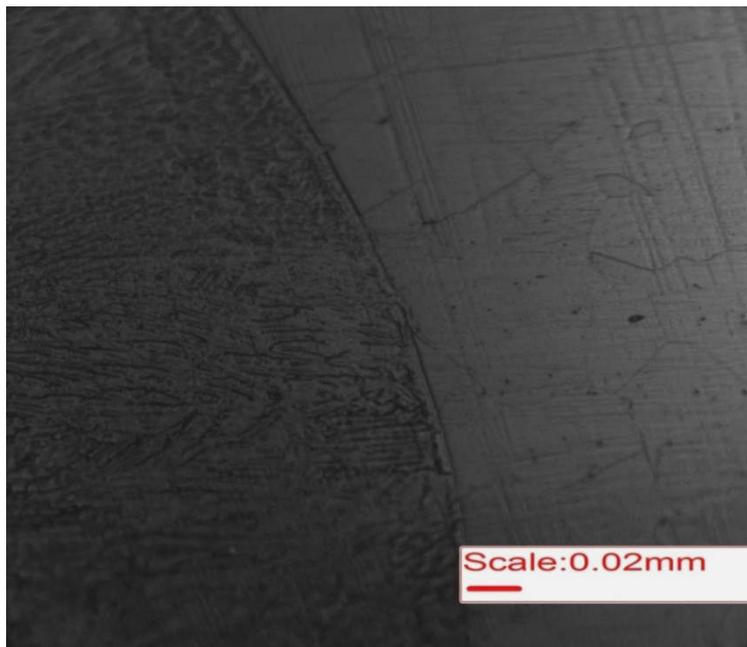


Figure 5-6 : Microstructure de la zone de liaison du 316 L.

Dans la zone fondue (ZF) (figure 5.7, figure 5.8), il y a apparition de l'austénite aciculaire de structure de *Widmanstätten* et de l'austénite intragranulaire sous forme globulaire.

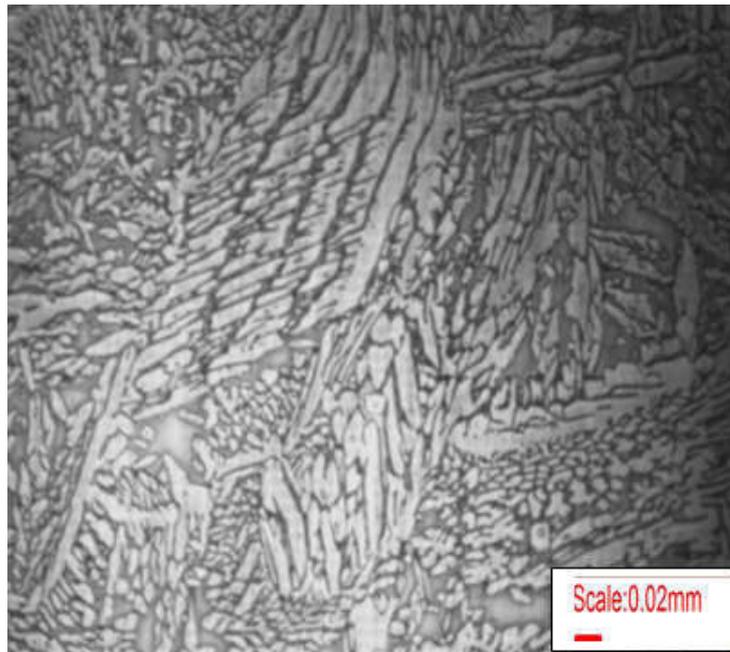


Figure 5-7 : Microstructure de la zone fondue

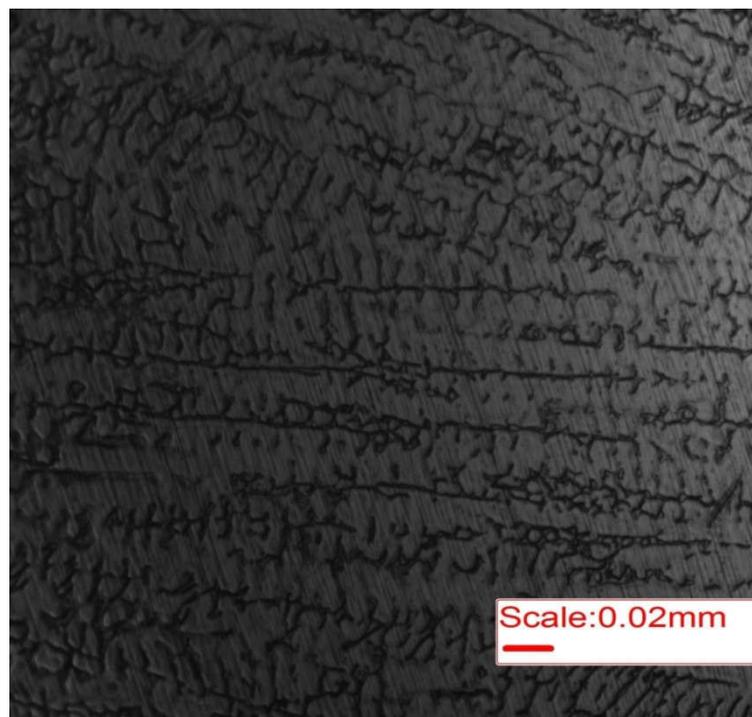


Figure 5-8 : Microstructure du cordon de soudure du 316 l

2. Résultats des essais mécaniques :

2.1. Essais de dureté HV

Les résultats des essais de dureté vickers pour l'acier 2209 et l'acier 316 l sont donnés respectivement dans le tableau 5.1 et le tableau 5.2. Les essais de dureté ont été réalisés selon la norme **ASM E384** .

Tableau 5-1 : Résultats des essais de dureté HV10 pour le 2209

	MB	ZAT	ZF		ZAT	MB
1^{ère} zone	210.3	215.8	219.9	217.9	208.9	204.7
	204.8	215.4	218.8	215.6	217.5	209.8
	211.9	215.9	221.1	218.7	215.3	205.0
2^{ème} zone		219.7	218.9	219.3	215.7	
		217.8	220.9	222.3	217.4	
		218.1	219.6	218.9	216.3	
3^{ème} zone	200.8	220.7	223.1		219.4	210.3
	202.8	216.8	219.4		224.6	209.5
	205.8	223.9	220.3		223.7	202.1

Tableau 5-2 : Résultats des essais de dureté HV10 pour le 316 l

	MB	ZAT	ZF		ZAT	MB
1^{ère} zone	160.5	174.1	194.5	198	177.8	164.1
	159.6	185	199.2	190.3	176.5	152.4
	157.3	186.1	196.3	195.5	172.9	151.3
2^{ème} zone		177.9	198.2	189.9	184	
		178.8	190.6	190.2	186	
		180.1	198.9	196.3	180.1	
3^{ème} zone	153.9	177.9	199.3		179.9	158.8
	155.4	169.5	192.3		190.1	159.1
	154.5	184.1	196.5		174.2	154.7

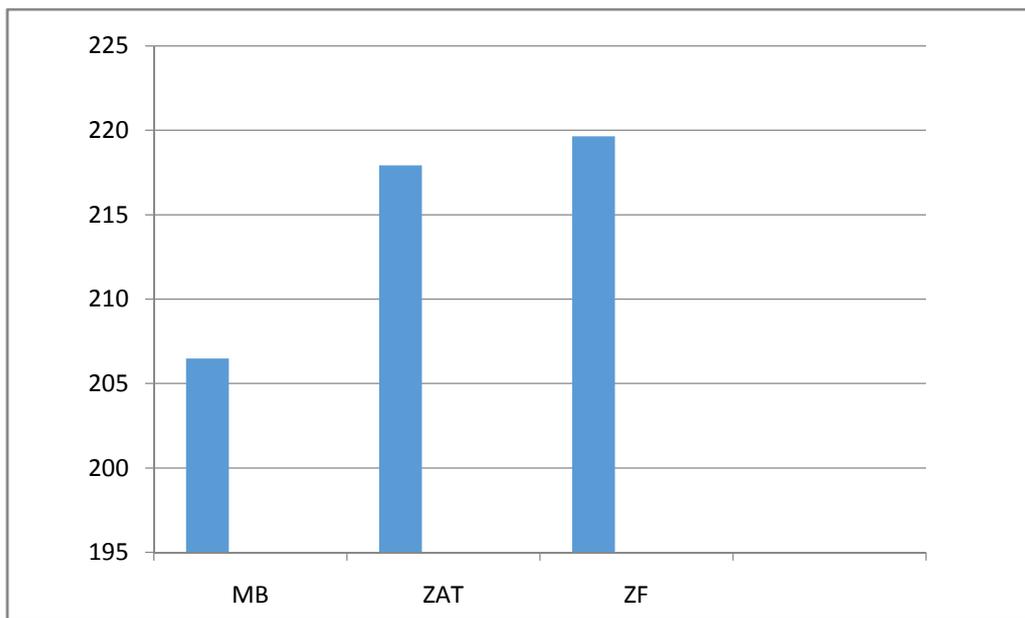


Figure 5-9 : Variation de la dureté HV à travers le cordon de soudure du 2209

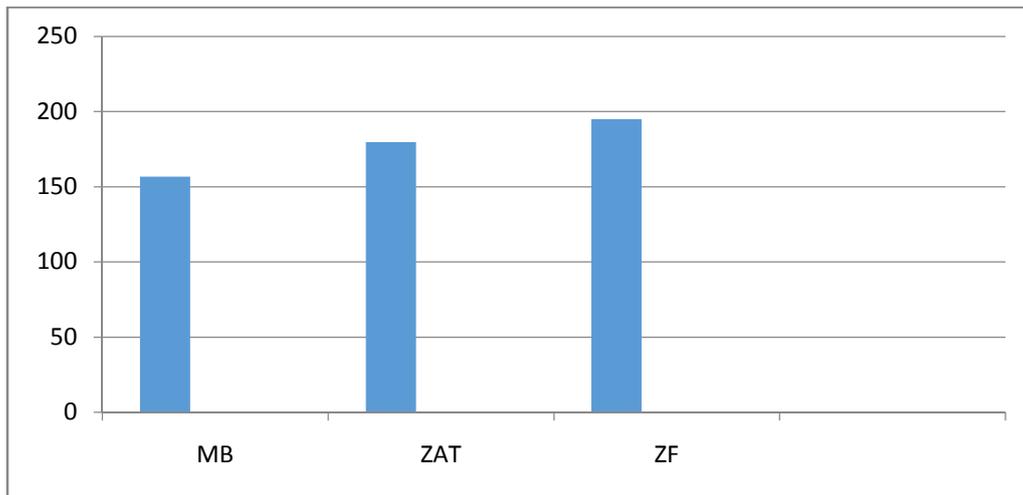


Figure 5-10 : Variation de la dureté HV à travers le cordon de soudure du 316l

La dureté de la zone fondue et de la zone thermiquement affectée (ZAT) est supérieure à celle du métal de base. Ceci est largement dû à la teneur en ferrite élevée, mais un second facteur contributif peut aussi être la concentration très élevée de contraintes résiduelles localisée au niveau de la ZAT et de la zone fondue engendrée principalement par la haute dilation thermique des deux aciers.

5. Essais de microdureté HV

Les résultats de la filiation de microdureté Vickers suivant la ligne de bourrage sous une charge de 100 gf et avec un pas de 1 mm ont permis de tracer les courbes représentées sur les figures ci-dessous.

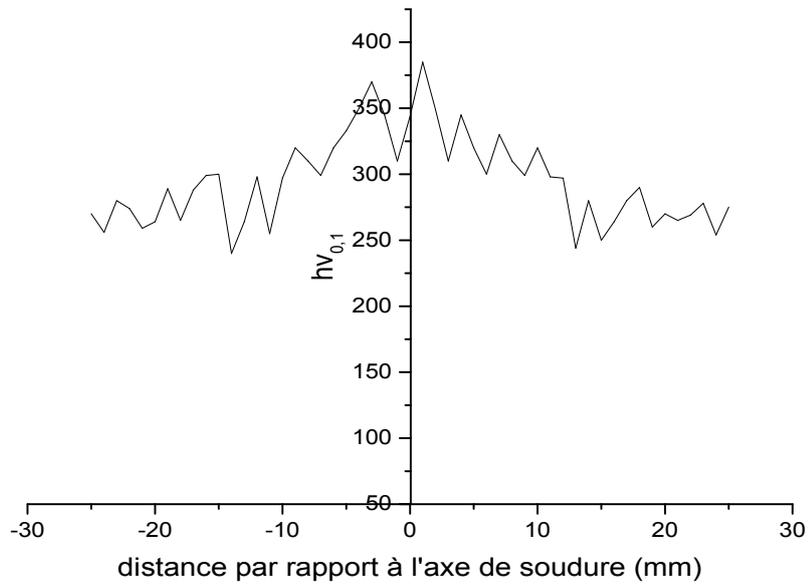


Figure 5-11 :Variation de microdureté selon la ligne centrale du cordon pour le 2209

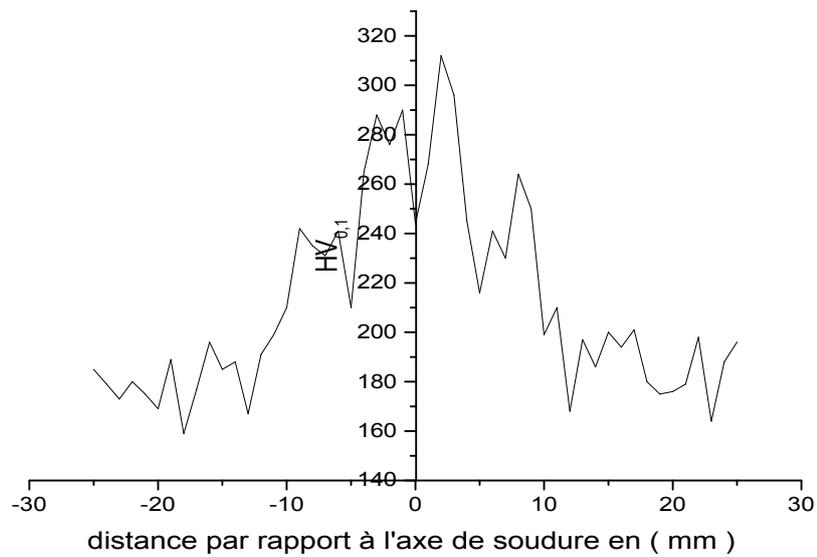


Figure 5-12 : Filiation de microdureté selon la ligne centrale du cordon pour le 316l

3. Résultats des essais de polarisation potentiostatique dans des solutions de NaCl :

3.1. Courbes de polarisation potentiostatique

Les courbes de polarisation potentiostatique obtenues à des différentes concentrations (figures 4.15, 4.16 et 4.17) permettent de déduire que le comportement en corrosion de la soudure diffère d'une zone à l'autre.

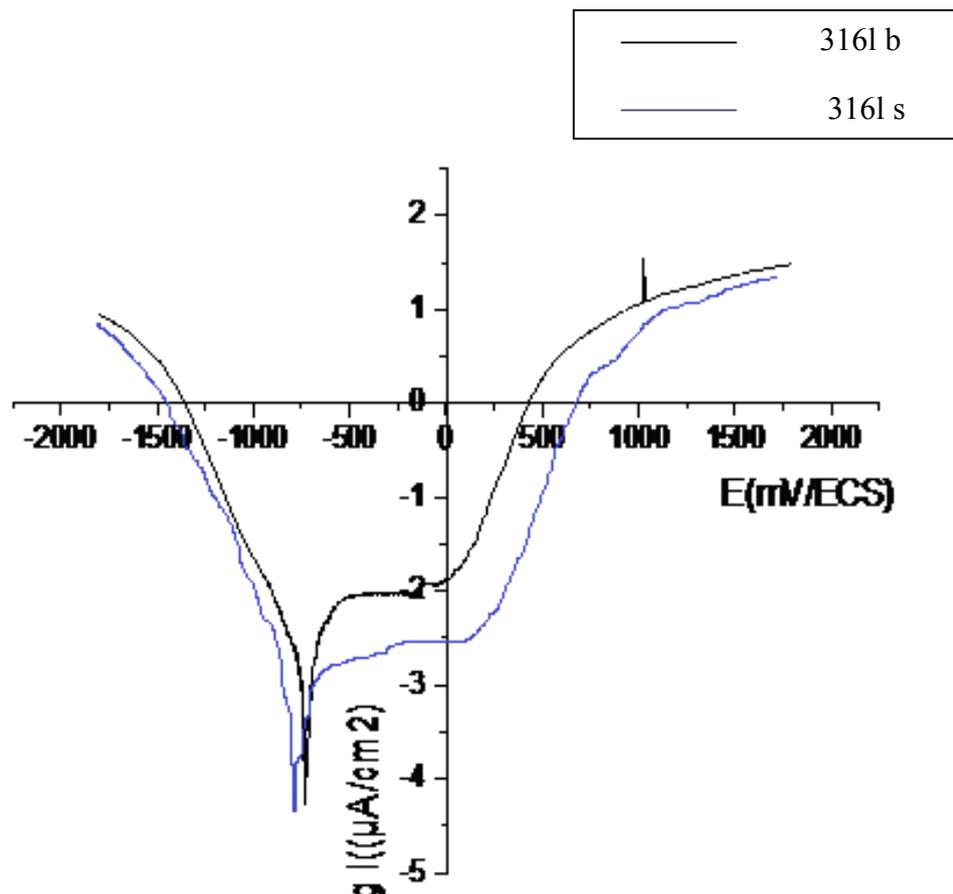


Figure 5-13 : Courbe de polarisation potentiostatique de 316l dans une solution 0.1M de NaCl

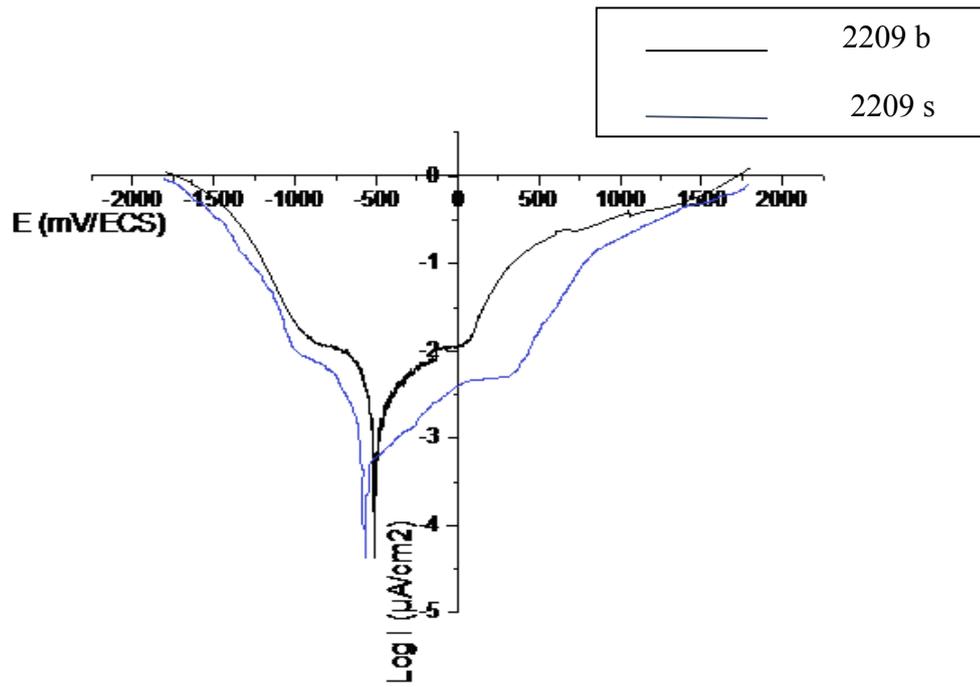


Figure 5-14 : Courbe de polarisation potentiostatique de 2209 dans une solution 0.1M de NaCl

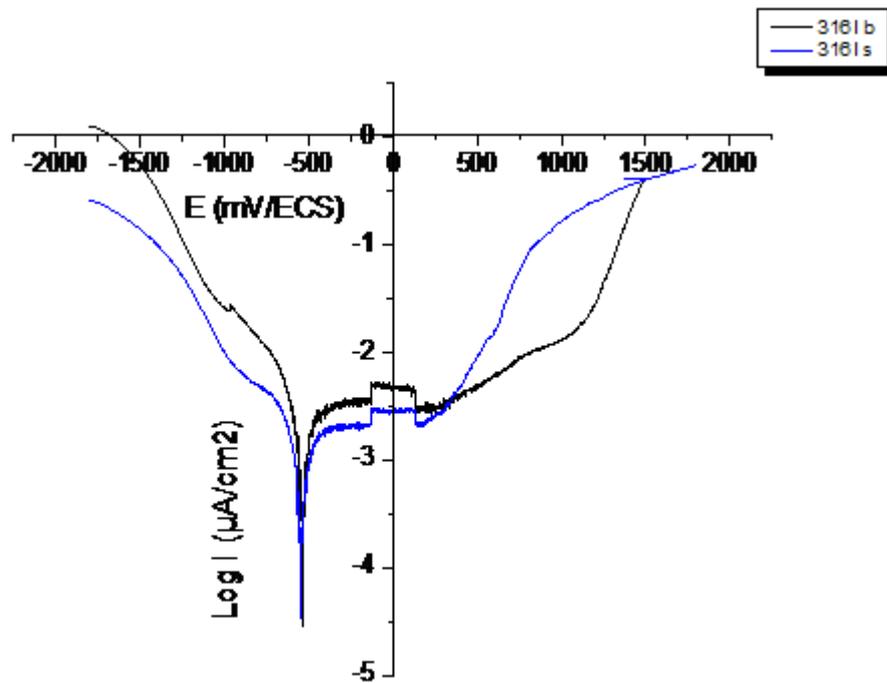


Figure 5-15 : Courbe de polarisation potentiostatique de 316l dans une solution 0.01M de NaCl

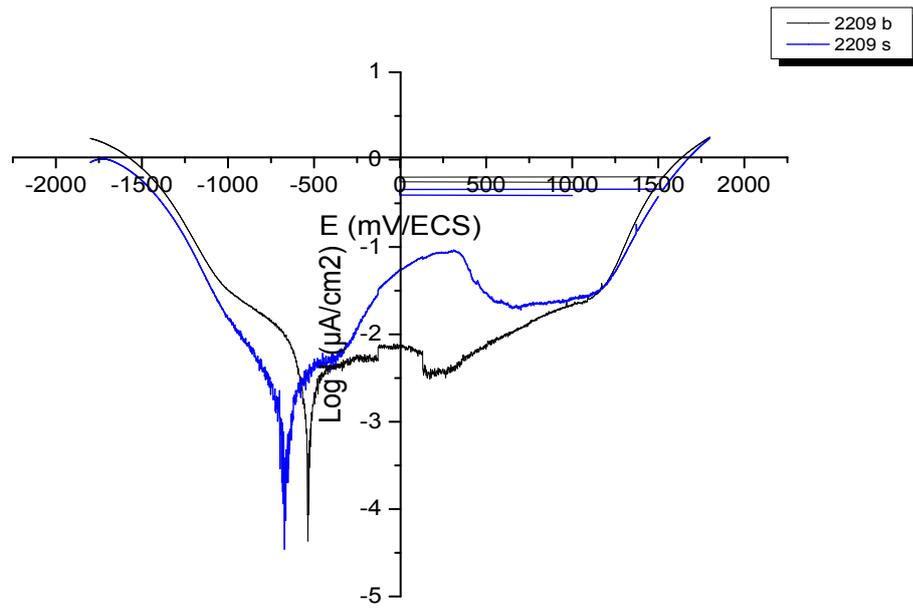


Figure 5-16 : courbe de polarisation potentiostatique de 2209 dans une solution 0.01M de NaCl

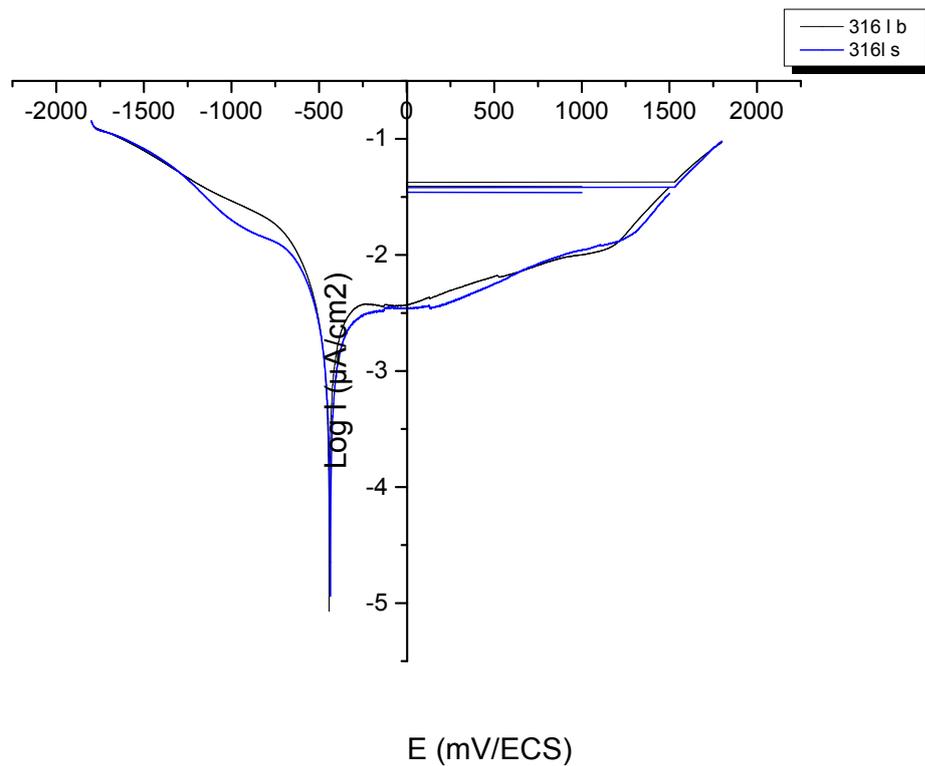


Figure 5-17 : Courbe de polarisation potentiostatique de 316l dans une solution 0.001M de NaCl

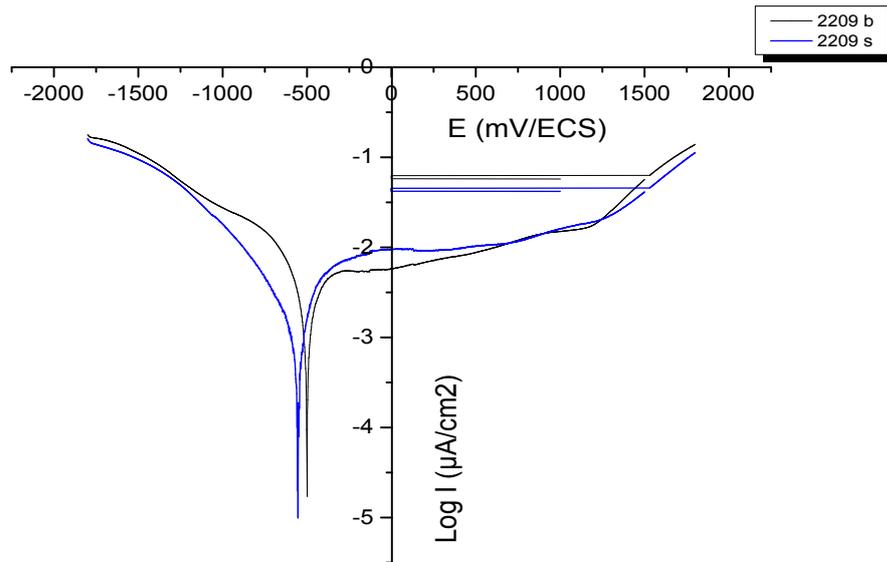


Figure 5-18 : Courbe de polarisation potentiostatique de 2209 dans une solution 0.001M de NaCl

4. Calcul des paramètres chimiques :

Nous résumons dans les tableaux ci-dessous les valeurs des potentiels et des courants de corrosion ainsi que les pentes de Tafel β_{aet} , calculées de l'extrapolation.

La résistance de polarisation R_p définit par la relation

$$R_p = \frac{\Delta E}{\Delta I} \text{ avec } I = I_{\text{corrosion}} \tag{5.1}$$

est lié à la densité de courant de corrosion I_{corr} par la relation de Stern et Geary

$$I_{corr} = \frac{1}{2.3 R_p} \frac{\beta_a \beta_c}{\beta_a + \beta_c} \tag{5.2}$$

La vitesse de corrosion est déduite à partir de la loi de Faraday, on indique à la fin de chaque tableau le coefficient de corrélation linéaire associé à chaque extrapolation.

Tableau 5-3 : Paramètres électrochimiques après polarisation pour le 316l.

Métal de base (MB) dans une solution de NaCl 0.001 M	
<i>E_{corr}</i>	-446.7 mV
<i>R_p</i>	25.37 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	1.0295 μA/cm ²
<i>β_a</i>	212.5 mV
<i>β_c</i>	-138.6 mV
<i>V_{corr}</i>	12.04 μm/an
<i>Coef</i>	1

Métal de base (MB) dans une solution de NaCl 0.01 M	
<i>E_{corr}</i>	-539.8 mV
<i>R_p</i>	23.25 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	0.9681 μA/cm ²
<i>β_a</i>	201.7 mV
<i>β_c</i>	-135.9 mV
<i>V_{corr}</i>	11.32 μm/an
<i>Coef</i>	1

Métal de base (MB) dans une solution de NaCl 0.1 M	
<i>E_{corr}</i>	- 816 mV
<i>R_p</i>	21.89KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	0.9264μA/cm ²
<i>β_a</i>	195.4mV
<i>β_c</i>	-131.4mV
<i>V_{corr}</i>	10.65μm/an
<i>Coef</i>	1

Zone de fusion(ZF) dans une solution de NaCl 0.001 M	
<i>E_{corr}</i>	-440.7 mV
<i>R_p</i>	17.63 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	1.7119 μA/cm ²
<i>β_a</i>	297.3 mV
<i>β_c</i>	-167.3mV
<i>V_{corr}</i>	20.02μm/an
<i>Coef</i>	1

Zone de fusion (ZF) dans une solution de NaCl 0.01 M	
<i>E_{corr}</i>	-549.9 mV
<i>R_p</i>	13.92 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	0.6999 μA/cm ²
<i>β_a</i>	71.9mV
<i>β_c</i>	-51.7 mV
<i>V_{corr}</i>	8.186 μm/an
<i>Coef</i>	1

Zone de fusion(ZF) dans une solution de NaCl 0.1 M	
<i>E_{corr}</i>	-729.5 mV
<i>R_p</i>	28.84 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	0.4112 μA/cm ²
<i>β_a</i>	60.0 mV
<i>β_c</i>	-71.7 mV
<i>V_{corr}</i>	4.809 μm/an
<i>Coef</i>	1

Tableau 5-4 : Paramètres électrochimiques après polarisation pour le 2209.

Métal de base (MB) dans une solution de NaCl 0.001 M	
<i>E_{corr}</i>	-504.8 mV
<i>R_p</i>	18.76 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	1.0308 μA/cm ²
<i>β_a</i>	143.4 mV
<i>β_c</i>	-113.6 mV
<i>V_{corr}</i>	12.05 μm/an
<i>Coef</i>	1

Métal de base (MB) dans une solution de NaCl 0.01 M	
<i>E_{corr}</i>	-538.7mV
<i>R_p</i>	16.73 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	0.423μA/cm ²
<i>β_a</i>	48.6 mV
<i>β_c</i>	-66.6 mV
<i>V_{corr}</i>	4.941 μm/an
<i>Coef</i>	1

Métal de base (MB) dans une solution de NaCl 0.1 M	
<i>E_{corr}</i>	-559.2mV
<i>R_p</i>	17.39 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	0.355μA/cm ²
<i>β_a</i>	159.5 mV
<i>β_c</i>	-174.7 mV
<i>V_{corr}</i>	17.25 μm/an
<i>Coef</i>	1

Zone de fusion(ZF) dans une solution de NaCl 0.001 M	
<i>E_{corr}</i>	-558.2 mV
<i>R_p</i>	35.57 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	1.68 μA/cm ²
<i>β_a</i>	85.1 Mv
<i>β_c</i>	-101.4mV
<i>V_{corr}</i>	4.615 μm/an
<i>Coef</i>	1

Zone de fusion(ZF) dans une solution de NaCl 0.01 M	
<i>E_{corr}</i>	-668.3 mV
<i>R_p</i>	18.59 KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	1.2548 μA/cm ²
<i>β_a</i>	117 mV
<i>β_c</i>	-137.3 mV
<i>V_{corr}</i>	14.67 μm/an
<i>Coef</i>	0.9993

Zone de fusion(ZF) dans une solution de NaCl 0.1 M	
<i>E_{corr}</i>	-712 mV
<i>R_p</i>	17.88KΩ.cm ²
<i>I_{corr}</i>	0.3946 μA/cm ²
<i>β_a</i>	126 mV
<i>β_c</i>	-140 mV
<i>V_{corr}</i>	12.33μm/an
<i>Coef</i>	1

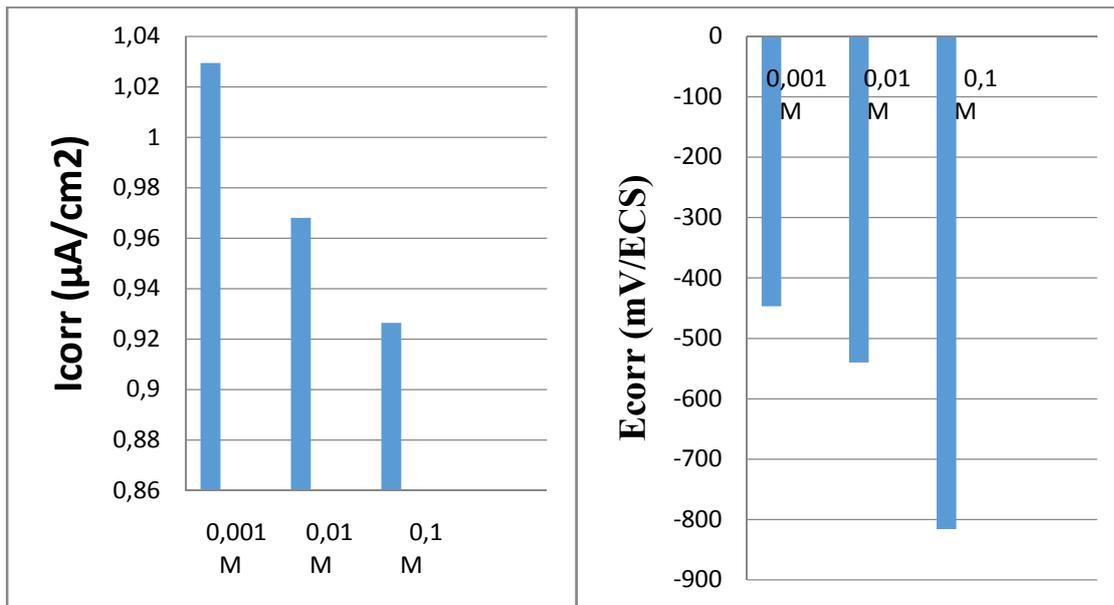


Figure 5-19 : Histogrammes des Paramètres électrochimiques du MB de 316l.

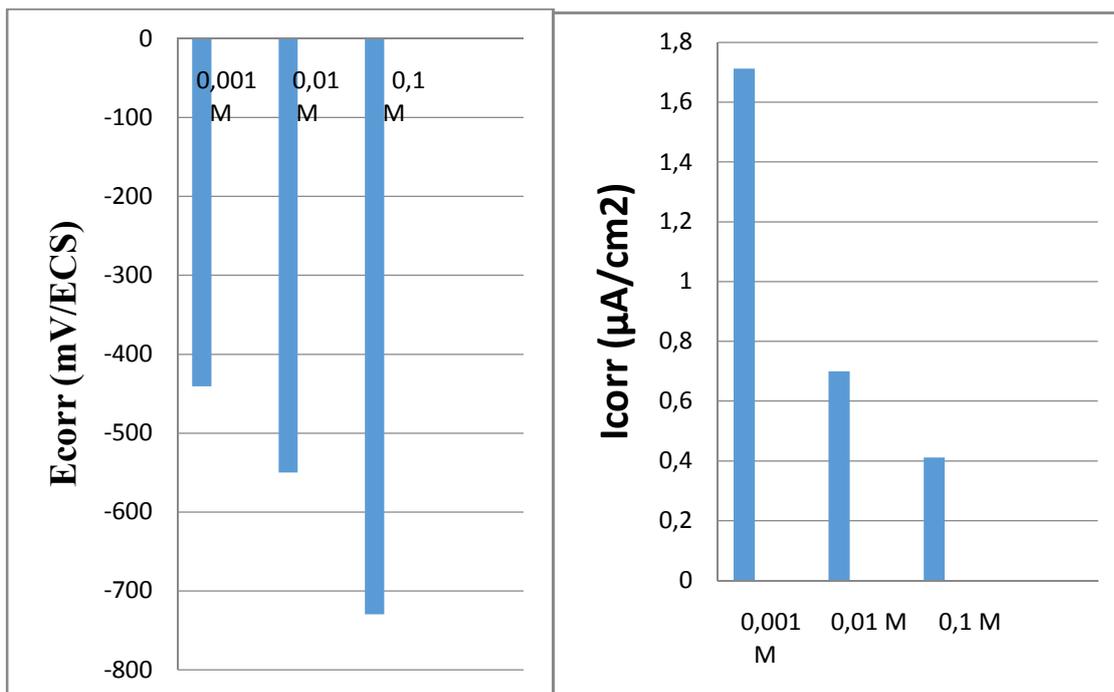


Figure 5-20 : Histogrammes des paramètres électrochimiques de la ZF de 316 l..

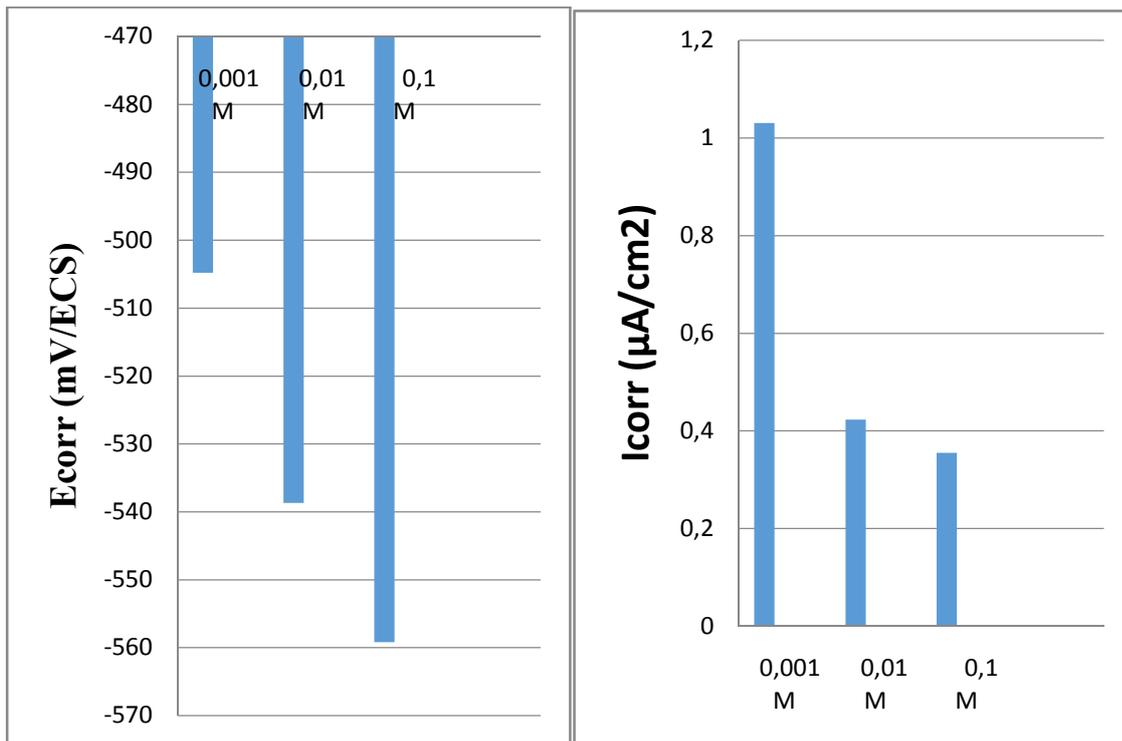


Figure 5-21 : Histogrammes des Paramètres électrochimiques du MB de 2209.

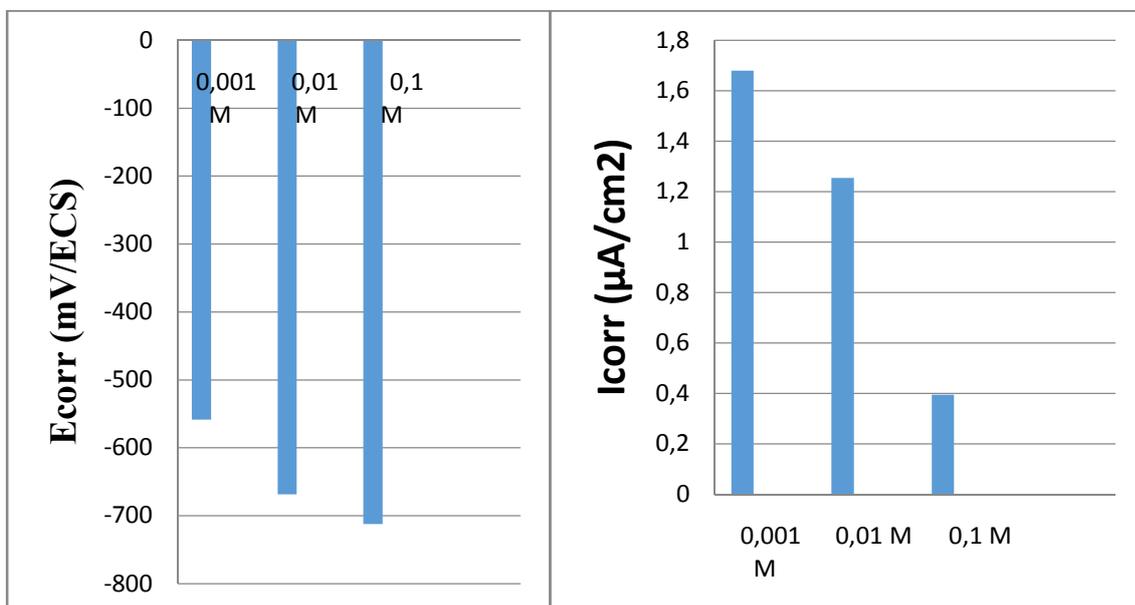


Figure 5-22 : Histogrammes des Paramètres électrochimiques de la ZF de 2209.

5. Observations après polarisation :

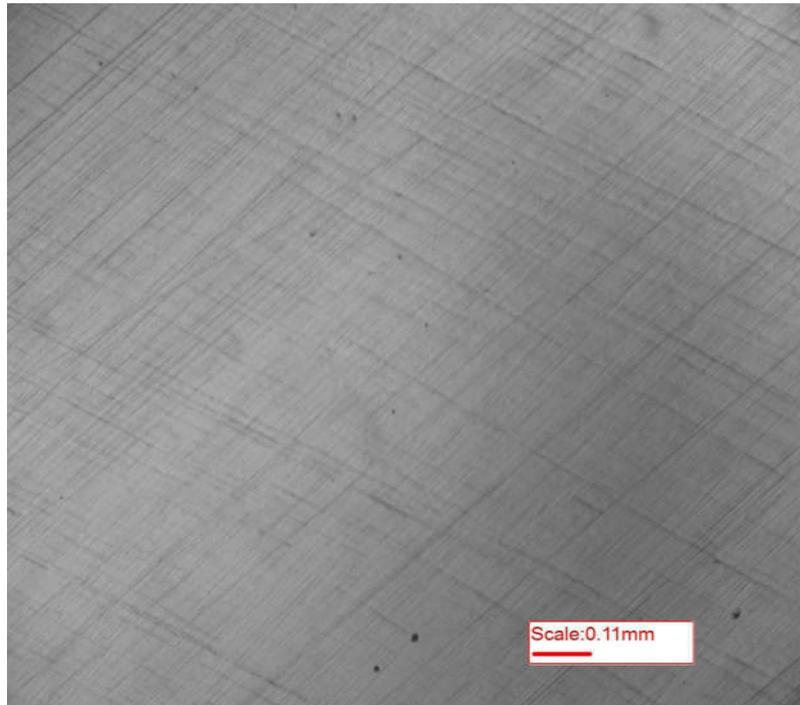


Figure 5-23 : Piqûres formées dans le MB de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.001 M



Figure 5-24 : Piqûres formées dans le MB de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.01 M

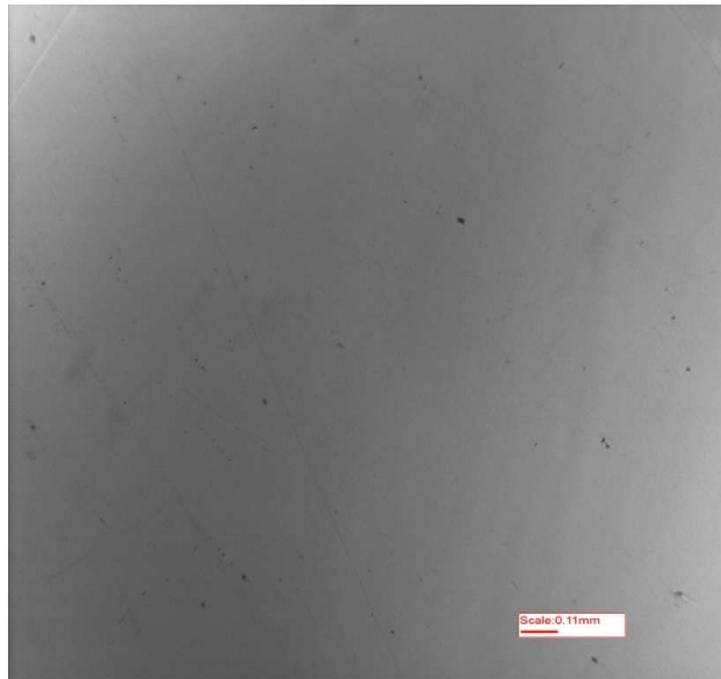


Figure 5-25 : Piqûres formées dans le MB de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.1 M



Figure 5-26 : Piqûres formées dans le ZF de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.001 M

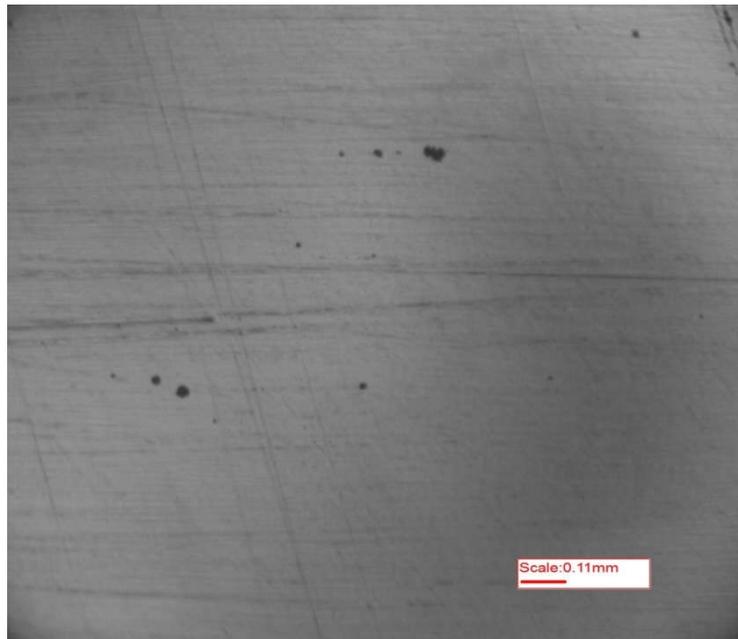


Figure 5-27 : Piqûres formées dans le ZF de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.01 M



Figure 5-28 : Piqûres formées dans le ZF de 316l après polarisation dans une solution de NaCl 0.1 M

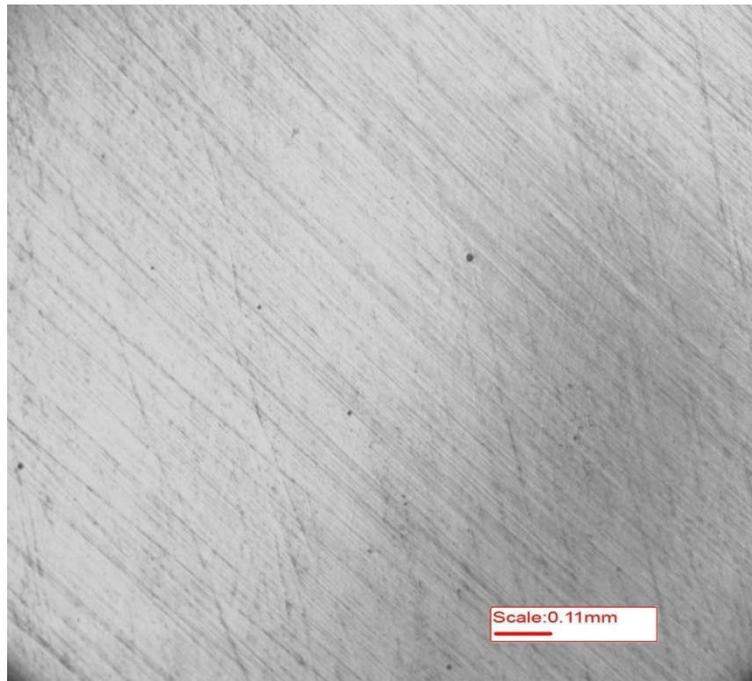


Figure 5-29 : Piqûres formées dans le MB de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.001 M

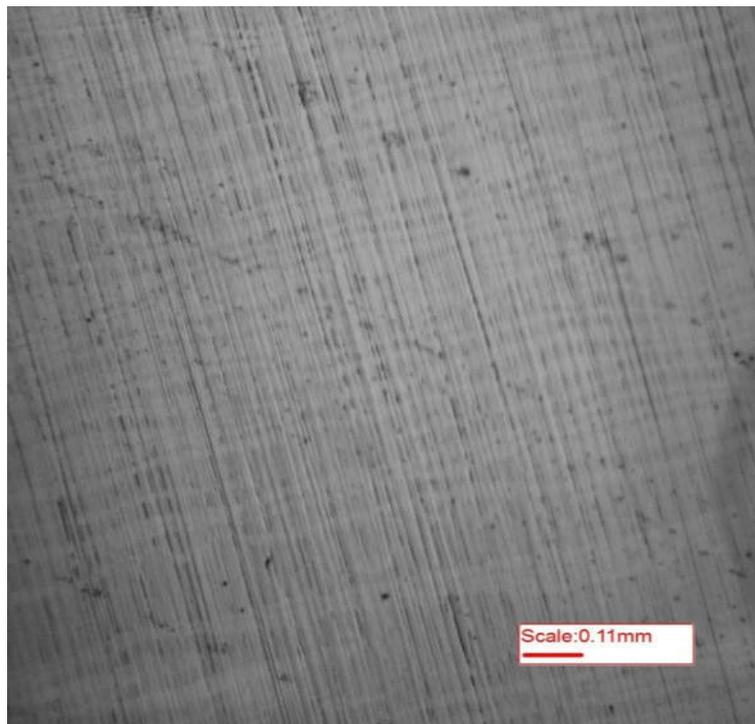


Figure 5-30 : Piqûres formées dans le MB de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.01 M

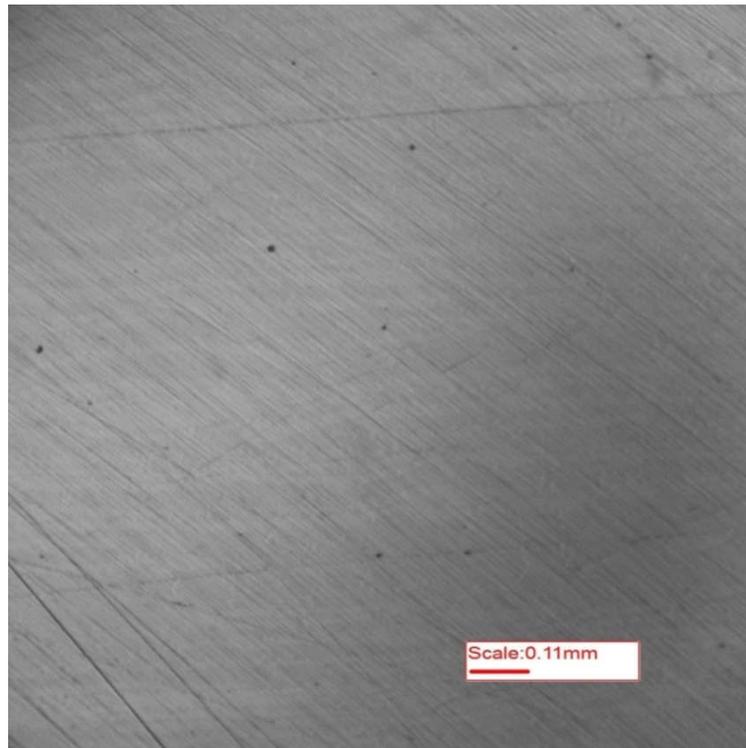


Figure 5-31 : Piqûres formées dans le MB de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.1 M



Figure 5-32 : Piqûres formées dans le ZF de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.001 M



Figure 5-33 : Piqûres formées dans le ZF de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.01 M



Figure 5-34 : Piqûres formées dans le ZF de 2209 après polarisation dans une solution de NaCl 0.1 M

6. Interprétations des résultats :

La densité surfacique des piqûres dans la ZF est la plus élevée à cause du nombre important des joints de grains. Leur croissance est bloquée par les grains d'austénite. Dans la ZAT les piqûres sont amorcées sur des précipités, ce qui permet à celles-ci d'atteindre des diamètres extrêmes. La résistance à la corrosion par piqûre du MB reste bonne mais elle est fortement influencée par la variation de la concentration du milieu.

Dans la zone fondue, la solidification de la ferrite suit une croissance épitaxiale depuis la ZAT recuite. La croissance des dendrites initiales est orientée suivant la direction du gradient thermique, et produit une structure ferritique colonnaire. Ceci fournit les conditions de départ pour d'autres transformations à l'état solide lors du refroidissement et il déterminera la structure finale de cette zone. La taille des grains ferritiques, leur orientation et leur morphologie, ainsi que la teneur en ferrite, influencent les propriétés de la soudure comme la dureté.

À l'état solide le partage des éléments entre les phases lui aussi a un effet très important sur les propriétés de la soudure. La précipitation de l'austénite commence en dessous de la température de liquidus de la ferrite. La formation de cette phase se produit au niveau des joints de grain ferritiques dans lesquelles les grains d'austénite nouvellement formés prennent l'aspect de plaques latérales dites de *Widmanstätten*. La taille de ces lattes dépend de la taille des grains de ferrite et de la vitesse de refroidissement, leur orientation suit les lignes de champs de transfert thermique lors du refroidissement.

La précipitation de l'austénite est un processus de germination et croissance contrôlée par la diffusion. Ainsi, la vitesse de refroidissement est d'une grande importance dans la détermination de l'ampleur de la transformation. Dans la ZAT, la teneur de l'acier en nickel et de l'azote (stabilisateurs d'austénite) et le taux de refroidissement rapide favorise la reformation de l'austénite à l'état solide à partir des joints d'interface δ/δ . Cette transformation est incomplète et conduit à une microstructure biphasée à dominance ferritique.

Deux principales phases sont discernables pour le mécanisme de piqûration : Une phase d'amorçage suivi par une phase de propagation. Pour certains cas un mécanisme de repassivation peut se développer après l'amorçage ce qui interrompt le processus. Le phénomène peu ou non redémarrer dans la même région ou à un autre endroit.

CONCLUSION GENERALE

Conclusion

La principale cause de défaillance des assemblages soudés en acier inoxydable dans les milieux chlorurés est le phénomène de corrosion par piqûration. Au cours du temps, les hétérogénéités métallurgiques locales y compris les précipitations de phase carbure ou intermétallique constituent les sites les plus favorables pour l'amorçage des piqûres lors de ce processus de dégradation. La variation de l'historique thermique de l'alliage induite par le soudage multipasses constitue le paramètre responsable de la différence de sensibilité à la piqûration entre les différentes zones de la structure soudée (MB, ZAT, ZF) et à la détérioration de ses propriétés mécaniques.

La transformation $\delta \rightarrow \gamma$ consécutive à cette solidification s'amorce par un mécanisme de germination et croissance. La morphologie de l'austénite dépend de la vitesse de refroidissement. Les grains d'austénite tendent plus vers la forme aciculaire lorsque la vitesse de refroidissement est faible. L'étude de l'évolution microstructurale a été faite dans les différentes zones du cordon de soudure.

La cinétique de ce processus de dégradation localisé est très fortement influencée par les paramètres qui affectent la stabilité du film de passivité, à savoir la concentration en ions agressifs du milieu en contact avec la surface du métal. Comme perspective, nous recommandons un traitement thermique d'hypertrempe après soudage pour la restauration des propriétés mécaniques de l'acier et pour améliorer sa résistance à la piqûration ainsi qu'une microanalyse X de la composition chimique locale dans les piqûres.

Bibliographie :

- [1] ASM metals Hand book, 8th edition, vol. 8, ASM international, Materials Park, OH, P. 291
- [2] **COLOMBIE, M.** "Aciers inoxydables", Techniques de l'Ingénieur, M320, 1991.
- [3] **LE BOZEC, N.** Réaction de réduction de l'oxygène sur les aciers inoxydables en eau de mer naturelle. Influence du biofilm sur les processus de corrosion. Thèse de doctorat. Université de Bretagne Occidentale. 2000.
- [4] **TONI, M.** Nanostructure et propriétés électroniques locales des couches passives sur nickel et acier inoxydable. Thèse de doctorat. Université Pierre et Marie Curie. Paris VI. 2012.
- [5] **FRANCESCO, N.** Fragilisation par l'hydrogène de l'acier inoxydable austéno-ferritique
Z2CND22 05 - rôle de la microstructure. Thèse de doctorat. Ecole Centrale. Paris. 1997.
- [6] **NILLSON, J.O.** Super duplex stainlesssteels. Materials Science and Technology, Vol.8, (Année 1992).
- [7] **DOHNKE, R. GILLESSEN, C. LADWEIN, T. REICHEL, U.** Nitrogen makes duplex better. Stainless Steel Europe. 1991
- [8] **AUDOUARD, J.P. DESESTRET, A. JOBARD, D.** Duplex Stainless Steel, La Haye, Nederland Instituut voor Lastechnieck, 1986
- [9] **BONNEFOIS, B. JEAN CUNAT, P.** Souder les aciers inoxydables. Les éditions de physique (2000).
- [10] **BADJI, R.** Influence des traitements thermiques à haute température sur l'évolution de la texture et de la microstructure des soudures d'acier inoxydable duplex 2205. Thèse de doctorat. ENP. Alger. 2013.
- [11] **CUNAT, P.J.** Réservoirs, Soudage en chaudronnerie. Techniques de l'ingénieur. fasc A683 (1985)

Bibliographie

- [12] **De NOVION. C-H, LESUEUR. D**, Techniques de L'Ingénieur, L'état métallique : Propriétés atomiques, M35.pdf (2000)
- [13] **BARRALIS, J. MAEDER, G**. Précis de Métallurgie–AFNOR/NATHAN (2005)
- [14] **PADILHA, A. F. RIOS, P. R**, Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels, ISIJ International, Vol. 42 (2002), No. 4, pp. 325–337
- [15] **PHYLIBERT. J, VIGNES. A, BRECHET. Y, COMBRADE. P**, Métallurgie : Du Minerais Au Matériau, Edition MASSON (1998)
- [16] **MOURA. V, ALINE YAE KINA , SERGIO SOUTO MAIOR TAVARES, LIMA L. D, FERNANDO B. MAINIER**, Influence of stabilization heat treatments on microstructure, hardness and intergranular corrosion resistance of the AISI 321 stainless steel, J Mater Science (2008) 43, pp.536–540
- [17] **KLIMENKO. M, RIETH .M, MOSLANG. A**, Formation And Growth of Complex Precipitates In 316L Austenitic Steel During Long-term Annealing Experiments, J Mater Science (2008) 43, pp. 2541–2549
- [18] **TERADA. M, ESCRIBA. D.M, COSTA. I, MATERNA-MORRIS. E, PADILHA. A.F**, Investigation on the intergranular corrosion resistance of the AISI 316L(N) stainless steel after long time creep testing at 600 °C, Materials Characterization No 59 (2008), pp. 663–668
- [19] **JANOVEC. J et al**, PHASES IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS, MATERIALI IN TEHNOLOGIJE 37 (2003)
- [20] **COLOMBIÉÉ. M et col**, Matériaux Industriels–Matériaux Métalliques, Collection INDUSTIRE ET TECHNOLOGIE, DUNOD (2000)
- [21] **LIPPOLD, J. C. KOTECKI,D.J.**. Welding metallurgy of stainless steel
- [22] **GUNN, R. N.**Duplex Stainless Steels. 2000
- [23] **CUNAT, P. G.** Mise en œuvre des aciers inoxydables, Technique de l'ingénieur, M 4544, 2000

Bibliographie

- [24] **DELATTRE, F.** Le soudage des aciers inoxydables, Dunod Paris, 1969.
- [25] Welding of stainless steels, Euro Inox, Paris, 1998.
- [26] **BONNET, C.** Le soudage, Métallurgie et produit
- [27] **GUNN, R. N.** Duplex stainless steels, 2000.
- [28] **RAUS, R. CHAPEAU RAUS, W.** Application du soudage aux constructions, Paris 1979.
- [29] **GONJON, H.** Bases métallurgiques, Publication de la soudure Hétérogène, 1995.
- [30] **CHEN, C. P.** Investigation laser beam welded duplex stainless steels, 2001.
- [31] Fatigue sollicitation thermique, Journées organisées par la commission de fatigue de la société Française de Métallurgie et de métaux.
- [32] **GUNN, R. N.** Duplex stainless steels, 2000.
- [33] **LACOMBE, P. BAROUX, B. BERANGER, G.** Les aciers inoxydables, Editions physique, 1990.
- [34] **BARRALIS, J. MADER, G.** Métallurgie, tome 2, alliage ferreux, 1983
- [35] **TAVARES, S. S. M. TERRA, V. F. PARDAL, J. M. CINDA FONSECA, M. P.** Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steels UNS S 31803, Journal of materials science, 2005.
- [36] **PALMER, T. A. ELEMERAND JEO WONG, J. W.** In situ observations of ferrite-austenite transformations in duplex stainless steels weldments using synchrotron radiation, Science and Technology of welding and joining, 2002.
- [37] **CUNAT, P. J.** Aciers inoxydables : Critères de choix et structure, Techniques de l'ingénieur, M4540, 2000.
- [38] **BERANGER, G, MAZILLE, H,** Corrosion des métaux et alliages, Hermes Science Publications (2002).
- [39] **CORNET, A, LAKA, F,** METALLURGIE MECANIQUE : Du microscopique au macroscopique, Editions Ellipses (2006)

Bibliographie

- [40] **LANDOLT**, Corrosion and Surface Chemistry of Metals, EPFL Press (2007).
- [41] **CROLET J. L, BERANGER G**, Techniques de L'Ingénieur, Corrosion en milieu aqueux des métaux et alliages, M150.pdf (2000)
- [42] **CROLET J. L**, Techniques de L'Ingénieur, Métaux et alliages passivables, M153.pdf (2000)
- [43] **LEMAÎTRE. L, PÉNÈBRE. N, FESTY. D**, Biodétérioration des Matériaux, EDP Science (1998)
- [44] **VEREINIGUNG. E, EISENHÜTTENLEUTE V. D**, Les Aciers Inoxydables, Technique et Documentation Lavoisier (1990)
- [45] **BENARD. J, RICHARD. C, PÉNÈBRE. N, WERY. M**, Prévention et lutte contre la corrosion : une approche scientifique et technique, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (2004)
- [46] **SEDRIKS S.E, WILEY. A**, The Corrosion Monograph Series: Corrosion of Stainless Stells, Interscience Publication (1979)
- [47] **BIL'CHUGOV YU, I. MAKAROVA, N. L. NAZAROV, A. A.** On Limit of Molybdenum Content of Pitting-Corrosion-Resistant Austenitic Steels, ZashchitaMetallov, Vol. 37, No. 6(2001), pp. 659–664
- [48] **BEDDOES. J, BUCCI. K**, The influence of surface condition on localized corrosion of 316L stainless steel orthopaedic implants, Journal Of Materials Science : Materials In Medicine 10 (1999), pp. 389-394