

UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA 01

Faculté des Technologie

Département de Mécanique

MEMOIRE DE MAGISTER

Spécialité : Science des Matériaux

ETUDE DES EFFETS DE PARAMETRES DE SOUDAGE PAR POINTS SUR LA
QUALITE ET LES PROPRIETES STRUCTURELES
DES ACIERS INOXYDABLES 316 L

Par :

ELAMRI Djamel

Devant le jury composé de :

M.Hadji	Professeur, U de Blida 01	Président
R.Badji	Maitre de Recherche A, CSCheraga	Examineur
M.Temmar	Maitre de Conférences A, U de Blida 01	Examineur
T.Sahraoui	Professeur, U de Blida 01	Rapporteur

Blida, Juin 2016

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du Département de Mécanique de l'Université Saad Dahlab de Blida.

Selon la tradition, et à travers cette page de remerciements, je tiens à saluer toutes les personnes qui, de près ou de loin, ont contribué à la concrétisation de ce travail.

Je voudrais tout d'abord remercier les membres du jury pour leur précieux temps accordé à la lecture et à la critique de ce travail.

Je remercie le Professeur **Hadji Mohamed**, de l'Université de Blida 1, pour avoir accepté la présidence de mon jury de thèse.

J'ai été privilégié par l'acceptation de Monsieur **Badji Riad** et Monsieur **Temmar Mustapha**, respectivement Maître de Recherche A au Centre de soudage de Cheraga et Maître de Conférences A à l'Université de Blida 1 d'être membres de jury.

Je suis très reconnaissant au Professeur **Sahraoui Tahar**, mon promoteur, pour avoir accepté de diriger cette thèse, et dont l'aide précieuse m'a été indispensable sur le plan scientifique et humain. Je lui présente également ma plus sincère gratitude pour la confiance et la sympathie qu'il m'a témoignée au cours de ces années de travail en me faisant découvrir l'état de l'art du soudage par points sur les aciers 316 L. Sans lui, ce travail n'aurait pas vu le jour.

J'exprime toute ma gratitude à Madame **Tahar Chaouch Karima**, Maître de Conférences B à l'Université de Blida 1 pour son soutien technique et ses conseils judicieux et à Monsieur **Bouyousfi Boudjema**.

Un grand remerciement pour Monsieur **Rezoug Khelifa** pour le fait d'avoir accepté de réaliser un grand nombre d'essais de traction et l'analyses de DRX.

Aussi, un grand remerciement à Monsieur **Bacha NacerEddine** et Monsieur **Brahimi Abdelhalim**, respectivement Professeur et Maître de Conférences B à l'Université de Blida 1 et tous les enseignants et le personnel technique et administratif du Département de Mécanique de cette université pour leurs soutiens et assistance technique.

Dédicaces

A ma mère et à mon père ; en remerciements de leurs efforts qui m'ont permis de faire de longues études,

A mon épouse pour son affectueux soutien,

A mes enfants,

A mes sœurs, mes frères,

Je voudrais remercier de nombreuses personnes sans qui cette thèse n'aurait pas pu aboutir et être menée à bien sans leurs aides et leurs idées.

Je ne voudrais pas les citer nominativement de peur d'oublier une ou plusieurs personnes.

Encore une dernière fois, merci à tous.

Résumé

La présente étude porte sur l'influence de la variation de l'intensité du courant de soudage sur la microstructure, et les propriétés mécaniques des points de soudure réalisés par une soudeuse par points d'un acier inoxydable austénitique 316L. L'étude expérimentale vise à caractériser le matériau en effectuant des points de soudure tout en variant l'intensité du courant de soudage pour voir son influence sur la microstructure et les propriétés mécanique.

A cette fin, des échantillons ont été découpés et préparés pour subir l'analyse métallographique, l'analyse par DRX et une mesure de microdureté. Les résultats montrent une évolution de la microstructure.

Les profils de microdureté mesurés montrent une évolution sensible de la microdureté. L'analyse par DRX montre la présence de deux phases : ferritique et austénitique.

Mots clés : courant de soudage, acier inoxydable 316L, DRX, microdureté

Abstract

This study focuses on the influence of the change in the intensity of the welding current on microstructure and mechanical properties of welds made by a spot welder of austenitic stainless steel 316L. The experimental study aims to characterize the material by performing welding points while varying the intensity of the welding current to see its influence on the microstructure and mechanical properties.

For this, samples were cut and prepared to undergo the metallographic analysis, DRX analysis and measurement of micro hardness. The results show a change in microstructure.

The profiles of micro hardness measured show a significant change in the micro hardness . The DRX analysis showed the presence of two phases: ferrite and austenite.

Keywords: welding current, stainless steel 316L, DRX, micro hardness

ملخص

الهدف من هذه الدراسة هو إقتراح منهجية التحليل و فهم تأثير عوامل التلحيم الكهربائي على البنية المجهرية و الخصائص الميكانيكية لصفحة الفولاذ المقاوم للصدأ الملحومة **316L** ، وهذا الدراسة التجريبية تتركز في البحث على التلحيم (الشدة، الوقت، الضغط).

بعد الاختبارات قمنا بقطع أجزاء منها و إخضاعها للتحليل المجهرى، تحليل الأشعة (DRX)، قياس درجة الصلابة، وتظهر النتائج حدوث تطور في البنية المجهرية، وهذا عندما نغير خصائص التلحيم.

كما أن منحنيات قياس الصلابة (**Micro Dureté**)، تظهر لنا تطورات محسوسة من منطقة إلى أخرى

(**MB ,ZAT,MF**)، و معدل الفريت المقاس بطريقة المالجة بالصور نجدها مماثلة لتلك المقاسة بالتحليل الإشعاعي

و كذلك منحنيات الشد تبين و جود اختلاف بين العينات و هذا حسب خصائص التلحيم.

الكلمات الرئيسية : الفولاذ المقاوم للصدأ ، التلحيم، درجة الصلابة.

Sommaire

Introduction Générale	15
Etat de l'Art	17
Chapitre 1 : Les aciers inoxydables	21
1.1..Historique	21
1.2. Introduction :	22
1.3. Les aciers inoxydables 316 L :	23
1.4. Fabrication des aciers inoxydables :	23
1.5. Phases de références :	24
1.6. Système Fer-Chrome et ses dérivés :	24
1.7. Déformation :	26
1.8. Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables :	27
1.9. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables :	29
1.10. Les différentes familles des aciers inoxydables :	30
1.10.1. Les aciers inoxydables martensitiques :	30
1.10.2. Les aciers inoxydables ferritiques :	30
1.10.3. Les aciers inoxydables austénitiques :	32
1.10.4. Les aciers inoxydables austeno-ferritique :	33
Chapitre 2 : LE procédé de soudage et le soudage des aciers inoxydables	34
2.1. Introduction:	34
2.2 Introduction au procédé de soudage par résistance électrique :	36
2.3. Soudage par point :	38
2.3.1. Principe du soudage par point :	39
2.3.2 : Paramètres de soudage par point :	39
2.3.2. A. Electrodes de soudage :	40
2.3.2. B. Géométrie de l'électrode :	40

2.3.2. C. Caractéristiques des électrodes :	41
2.3.2. D. Dégradation des électrodes :	41
2.3.2. E. Durée de vie des électrodes :	42
2.4. Différents paramètres :	43
2.4.1. Effort de soudage :	43
2.4.2. Courant de soudage :	43
2.4.3. Temps de soudage :	43
2.4.4. Temps de forgeage :	43
2.5. Influence des variables du procédé sur la génération de la chaleur :	44
2.5.1. Influence du courant de soudage :	44
2.5.2. Influence de la force de compression :	45
2.5.3. Influence du temps de soudage :	45
2.5.4. Influence de l'électrode :	46
2.5.5. Influence des conditions des surfaces en contact :	46
2.5.6. Influence de la nature du matériau à souder :	46
2.6. Métallurgie d'un point de soudure :	47
2.6.1. Formation d'un point de soudure :	47
2.6.2. Les caractéristiques thermiques d'un point de soudure :	48
2.6.3. Géométrie d'un point soudé :	48
2.6.4. La zone fondue (ZF) :	49
2.6.5. La zone affectée thermiquement (ZAT) :	50
2.7. Soudage des aciers inoxydables 316 L :	50
2.7.1. Zones affectées par le procédé de soudage :	50
2.7.2. La zone affectée thermiquement :	51
2.7.3. Ecrouissage :	51
Chapitre 3 : Procédure expérimentale	53
3.1. Introduction:	53
3.2. Matériaux utilisé :	53
3.3. Nuance du métal de base :	53
3.4. Composition Chimique :	54
3.5. Caractéristiques Mécaniques :	54
3.6. Préparation et dimensionnement des éprouvettes :	54

3.7. Soudage :	55
3.7.1. Caractéristique de la machine de soudage utilisée :	55
3.7.2. Électrodes utilisées :	55
3.7.3. Fiche technique de soudage :	56
3.7.3.1. Réalisation des points des soudures :	56
3.7.3.2. Paramètre de soudage :	56
3.8. Méthodes de caractérisation :	57
3.8.1. Préparation des échantillons :	58
3.8.2. Macroscopie :	58
3.8.2.1. Enrobage :	58
3.8.2.2. Polissage :	59
3.8.2.3. Attaque électrolytique :	60
3.8.3. Caractérisation Mécanique :	60
3.8.3.1. Essai de Micro dureté HV :	60
3.8.3.2. Essai de cisaillement par traction :	62
3.8.3.2.1. Le système de sollicitation mécanique :	62
3.8.3.2.2. Le système d'acquisition et stockage des données :	64
3.9. Technique d'analyse :	64
3.9.1. Calcul de la fraction volumique de la ferrite :	65
3.9.2. La microscopie électronique à balayage (MEB) :	66
Chapitre 4 : Résultats et interprétations	69
4.1. Introduction :	69
4.2. Analyse macrographique :	70
4.2.1. Métal de base :	71
4.2.2. Point de soudure :	72
4.3. Evolution du taux de ferrite :	76
4.4. Variation de diamètre de noyau :	77
4.5. Variation de l'épaisseur du noyau de chaque échantillon :	77
4.6. Identification des phases :	78
4.6.1. Métal de base (MB) :	78
4.6.2. La zone fondue (ZF) à (I = 9000A) :	79
4.6.3. La zone fondue (ZF) (I=8000A) :	80

4.6.4. La zone fondue (ZF à I=7000A) :	80
4.7. Influence des paramètres de soudage sur la Micro dureté :	81
4.7.1. Sur le plan (xy) :	82
4.7.3. Sur le plan (xz) :	84
4.8. Résultats d'essai de traction à température ambiante	86
4.9. Résultats d'essai de traction à différentes températures	89
Conclusion générale :	94
Bibliographie	96

Liste des figures

Figure 1.1 : Variétés allotropiques du fer pur.....	24
Figure 1.2 : Diagramme d'équilibre Fer-Chrome.....	24
Figure 1.3 : L'influence du Ni sur la boucle γ	25
Figure 1.4 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome à des températures inférieures à 850°C.....	26
Figure 2.1 : Les différents procédés de soudage.....	36
Figure 2.2 : Procédé de soudage par résistance électrique.....	37
Figure 2.3 : Robot EA1400 « Expert Arc ».....	37
Figure 2.4 : Phases du procédé de soudage par points.....	38
Figure 2.5 : Section d'une électrode tronconique à face active hémisphérique de diamètre de 6-mm.....	40
Figure 2.6 : Durée de vie des électrodes.....	42
Figure 2.7 : Formation d'un point de soudure.....	47
Figure 2.8 : Zones principales d'un cordon de soudure par fusion.....	49
Figure 2.9 : Micrographie de la Zone affectée thermiquement.....	49
Figure 2.10 : Dureté au voisinage d'une soudure d'acier 316.....	52
Figure 2.11 : Microstructure de dislocations au voisinage d'une soudure d'acier 316 L.....	52
Figure 3.1 : Dimensions de l'éprouvette utilisée.....	54
Figure 3.2 : Electrode à point tronconique pour machine à souder par point.....	55
Figure 3.3 : Echantillon soudé.....	58
Figure 3.4 : Résine utilisée.....	59
Figure 3.5 : Polisseuse Metasinex.....	60

<u>Figure 3.6</u> : Schématisation de l'essai.....	61
<u>Figure 3.7</u> : Profil de Micro dureté.....	62
<u>Figure 3.8</u> : Courbes de traction pour différents types d'aciers inoxydables	63
<u>Figure 3.9</u> : Machine d'essai de traction.....	64
<u>Figure 3.10</u> : Principe de fonctionnement d'un microscope électronique à balayage.....	67
<u>Figure 4.1</u> : Principales zones obtenues après soudure.....	70
<u>Figure 4.2</u> : Micrographie de l'acier 316L à l'état initial.....	72
<u>Figure 4.3</u> : Micrographie de la frontière entre la ZF et la ZAT	
(a) Structure grossière de la zone affectée thermiquement	
(b) Frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement.....	73
<u>Figure 4.4</u> : Interface entre les deux tôles soudées.....	73
<u>Figure 4.5</u> : Micrographie des zones ZAT et MB.....	74
<u>Figure 4.6</u> : Micrographie de la ZF.....	74
<u>Figure 4.7</u> : Micrographie de la ZAT.....	75
<u>Figure 4.8</u> : Influence des paramètres de soudages sur l'épaisseur de noyau.....	78
<u>Figure 4.9</u> : Diffractogramme des Rx pour le métal de base (MB).....	79
<u>Figure 4.10</u> : Spectre de la diffraction des rayons X (900A).....	79
<u>Figure 4.11</u> : Spectre de la diffraction des rayons X I = (8000A).....	80
<u>Figure 4.12</u> : Spectre de la diffraction des rayons X (7000A).....	80
<u>Figure 4.13</u> : Spectre de la diffraction des rayons X (7000A).....	81
<u>Figure 4.14</u> : Profil de microdureté des éprouvettes (1.2.3) sur le plan (xy).	82
<u>Figure 4.15</u> : Profil de microdureté des éprouvettes (4.5.6) sur le plan (xy).	83
<u>Figure 4.16</u> : Profil de microdureté des éprouvettes (7.8.3) sur le plan (xy).	83
<u>Figure 4.17</u> : Profil de microdureté des éprouvettes (1.2.3) sur le plan (xz).	84
<u>Figure 4.18</u> : Profil de microdureté des éprouvettes (7.8.3) sur le plan (xz).....	84

<u>Figure 4.19</u> : Profil de microdureté des éprouvettes (4.5.6) sur le plan (xz).	85
<u>Figure 4.20</u> : Evolution de la contrainte maximale en fonction du temps..	87
<u>Figure 4.21</u> : Essai de traction sur les éprouvettes (1, 2, et 3).....	88
<u>Figure 4.22</u> : Différentes zones obtenues après l'essai de traction.....	88
<u>Figure 4.23</u> : Faciès de rupture des éprouvettes de traction à la température ambiante.....	89
<u>Figure 4.24</u> : Evolution de la contrainte maximale en fonction du temps...	90
<u>Figure 4.25</u> : Evolution de la contrainte maximale en fonction du temps...	91
<u>Figure 4.26</u> : Faciès de rupture des éprouvettes de traction à différentes températures (T = 300 °C)	92
<u>Figure 4.27</u> : Faciès de rupture des éprouvettes de traction à différentes températures (T = 400 °C).....	92

Liste des tableaux

<u>Tableau 1.1</u> : Limites de composition chimique de l'acier 316 L	23
<u>Tableau 1.2</u> : Propriétés mécaniques des aciers inoxydables	29
<u>Tableau 2.1</u> : Caractéristiques des électrodes	41
<u>Tableau 3.1</u> : Composition chimique	54
<u>Tableau 3.2</u> : Propriétés mécaniques	54
<u>Tableau 3.3</u> : Fiche technique du procédé de soudage	56
<u>Tableau 3.4</u> : Variation de l'intensité du courant	56
<u>Tableau 3.5</u> : Variation du temps de soudage	57
<u>Tableau 3.6</u> : Variation de l'effort de compression	57
<u>Tableau 4.1</u> : Taux de ferrite mesuré	76
<u>Tableau 4.2</u> : Variation des diamètres pour les différents points soudures	77
<u>Tableau 4.3</u> : Variation de l'épaisseur de noyau	77
<u>Tableau 4.4</u> : Résultats des essais de traction	86
<u>Tableau 4.5</u> : Propriétés mécaniques en fonction de la température	90

Introduction Générale

Le soudage est un mode d'assemblage très fréquent. Le développement sans cesse croissant de nouveaux procédés toujours plus performants permet de garantir des joints soudés de bonne qualité, avec une très bonne reproductibilité.

La maîtrise du comportement des structures et des assemblages est une nécessité croissante pour les différents secteurs de l'industrie. La connaissance approfondie des phénomènes intervenants dans le matériau utilisé, et les facteurs influençant son comportement, permet de prévenir des anomalies et de choisir des conditions adaptées à son utilisation.

Le soudage des aciers inoxydables 316 L a des avantages. Le fait qu'aucune trempe n'est effectuée lors du refroidissement, l'assemblage garantit des soudures ductiles et de bonne qualité. Cependant quelques modifications microstructurales peuvent éventuellement se former lors de la solidification. Ces aciers peuvent être soudés par la majorité des procédés de soudage. L'assemblage obtenu a de bonnes propriétés microstructurales et un excellent rendement mécanique.

Notre travail s'inscrit dans le cadre de recherche de l'influence de la variation de l'intensité du courant de soudage sur la microstructure et les propriétés mécaniques des tôles soudées par points en acier inoxydable austénitique 316L. Pour cela nous avons soudé des tôles de dimensions différentes pour mieux comprendre l'influence de la variation du courant de soudage sur la microstructure et les propriétés mécaniques.

Le soudage par points sert à assembler localement deux tôles, en utilisant l'effet Joule. A cet effet, on comprime ces tôles à l'aide d'une paire d'électrodes, généralement en alliage de cuivre, et l'on fait passer par ces mêmes électrodes un courant électrique de forte intensité. La chaleur engendrée par ce courant à l'interface tôle-tôle fait fondre localement le métal, ce qui crée, après solidification, un point de soudure.

La soudure est réalisée en une à deux secondes, avec un temps effectif de passage du courant de quelques dixièmes de secondes. Les phénomènes physiques entrant en jeu lors d'une soudure sont à la fois d'origine électrique, thermique,

mécanique et métallurgique. La rapidité et la complexité de ces phénomènes en font un procédé extrêmement difficile à modéliser.

Plan de travail :

Notre travail se divise en quatre chapitres :

Dans le chapitre I, une recherche bibliographique introduira les notions nécessaires sur les aciers en général et sur les aciers inoxydables en particulier.

Le chapitre II sera consacré au procédé de soudage en général, le procédé de soudage par points en particulier et le soudage des aciers inoxydables.

Dans le chapitre III, nous exposerons la partie expérimentale de notre travail. Elle concernera l'application du soudage par le procédé par points de notre matériau et de sa caractérisation. Cette caractérisation consiste en une observation micrographique sur un microscope optique, une observation macrographique pour caractériser les différentes zones de soudage, une mesure de dureté Vickers, une diffraction aux RX. Pour caractériser la microstructure, on utilisera plusieurs techniques différentes d'investigations, et pour évaluer la qualité de la soudure, on procédera l'essai de traction.

Le chapitre IV sera consacré à la présentation, l'interprétation et la discussion des résultats expérimentaux obtenus à travers les différentes expériences, et où les différents types de microstructures seront étudiés. Ces microstructures concerneront les différentes zones après le procédé de soudage par points : le métal de base (MB), la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone fondue (ZF). Au cours du soudage par le procédé par points, il a été constaté que les micrographies montrent une structure austénitique avec une grande densité de macles. La distribution des grains est uniforme, leur forme, est polygonale, avec des joints de grains apparents. L'observation micrographique confirme bien la structure grossière de la zone affectée thermiquement en comparaison avec la structure d'échantillons non soudé (métal de base).

La dernière partie concernera une conclusion générale relative à notre étude.

Etat de l'Art

Parmi les procédés les plus utilisés en assemblage, on peut citer celui du soudage. Le développement sans cesse croissant de nouveaux procédés de soudage toujours plus performants permet de garantir des joints soudés de bonne qualité, avec une très bonne reproductibilité.

Cependant, les gradients thermiques très localisés mis en jeu lors du soudage engendrent inévitablement des dilatations locales qui ont pour conséquence l'apparition de champs de déformations et de contraintes non uniformes dans le matériau, qui subsistent après retours à température ambiante. Les distorsions ainsi induites par le procédé peuvent poser des problèmes de tolérances dimensionnelles, tout particulièrement si les structures soudées sont minces. D'autre part, les champs de contraintes résiduelles auto-équilibrés qui subsistent après soudage dans le composant peuvent contribuer à diminuer la durée de vie de celui-ci, en favorisant les ruptures de fatigue, la fissuration et la corrosion : c'est notamment le cas pour les composants en acier pour lesquels ces aspects ont une importance évidente en termes de sécurité. En outre, dans le cas de structure mince, les contraintes internes liées au soudage peuvent induire un état de flambage.

Les procédés de soudage existants actuellement restent valables dans l'ensemble pour le soudage des aciers inoxydables. Le but est de rechercher naturellement des soudures saines, sans porosités, dotées d'une bonne résistance mécanique, mais qu'elles conservent les qualités de résistance à la corrosion qui sont à celles des matériaux de base.

En principe, les aciers inoxydables se travaillent dans des ateliers spéciaux qui présentent une propreté accrue et l'absence de matière pouvant polluer l'acier inoxydable. Chaque type d'acier peut être présenté par :

- Les aciers martensitiques ont une haute teneur en carbone.

- Les aciers ferritiques tendent à devenir fragiles lorsqu'ils sont soudés en homogène et devraient être immédiatement suivi d'un traitement d'hypertrempe.
- Les aciers austénitiques sont les plus aptes au soudage. Le métal d'apport et les paramètres de soudage doivent être choisis avec soin afin que le joint soudé conserve les propriétés chimiques et mécaniques de l'acier de base.
- Les aciers austéno-ferritiques.

Plusieurs auteurs se sont intéressés à ce domaine. On peut citer M.Ortin et al, P.D.Tiedra et al, D.Kanersi et al et M.Hessamoddin. [1], [2], [3], [4]. Ils ont étudié le degré de sensibilisation de la résistance du soudage par points des aciers inoxydables austénitiques.

Du fait que le procédé de soudage par point est largement utilisé pour la fabrication des assemblages de tôles grâce à sa grande vitesse et son adaptabilité pour l'automatisation de la production à haut débit, les aciers inoxydables doivent avoir une grande résistance lors du procédé. Le faible apport de chaleur associé avec le processus implique moins de risque d'altération pendant le soudage.

D'autres auteurs se sont intéressés à l'aspect thermique du soudage par point de ces matériaux. [5]. [6] En effet, les caractéristiques mécaniques d'un acier peuvent être profondément modifiées en jouant sur le traitement thermique.

De la même façon, les cycles thermiques engendrés par l'opération de soudage vont modifier les propriétés de l'acier dans la zone affectée thermiquement et vont conditionner celles de la zone fondue.

Généralement, on caractérise le cycle thermique de soudage par le temps qui s'écoule pour passer de 800 à 500 ° ou de 700 à 300°C. Ces critères ont été retenus parce qu'ils caractérisent les conditions de refroidissement dans le domaine de transformation de l'austénite et doivent donc régir les transformations structurales.

Les principaux facteurs qui ont une influence sur le cycle thermique sont :

- L'énergie de soudage,
- L'épaisseur du métal de base,
- La température de préchauffage et la température entre passes.

Lors de l'application du procédé de soudage, des fissures apparaissent en fin de solidification. Elles peuvent être internes ou déboucher en surface mais elles sont toujours localisées dans les espaces interdendritiques.

Du fait de leur teneur en chrome élevé ($> 13 \%$), les aciers inoxydables possèdent une très grande trempabilité et nécessitent donc, sur le plan du soudage, de prendre les précautions qui s'imposent pour tous les aciers alliés afin de limiter les risques de fissuration à froid. Ces fissures qui se forment à basse température ($< 200 \text{ }^\circ\text{C}$) résultent de l'association de trois phénomènes:

- L'apparition d'une microstructure peu ductile (martensite) qui d'une manière générale dépend d'une part de la trempabilité du métal et d'autre part du cycle thermique de soudage mais la très grande trempabilité de ces aciers fait que l'on ne pourra pas éviter la transformation martensitique en jouant sur le cycle thermique,
- La présence d'hydrogène dans le métal fondu dont une partie va d'ailleurs diffuser dans la zone affectée thermiquement : la quantité d'hydrogène introduite dépend de la nature des produits de soudage mais aussi de leurs conditions de préparation avant emploi (humidité) et de la propreté du joint (graisse, humidité),
- L'existence de contraintes qui s'appliquent sur le joint, ces contraintes pouvant être d'origine interne (gradient thermique, transformations au refroidissement) ou externe (bridage).

Pour mieux comprendre ce problème, le comportement en fatigue des aciers inoxydables a été étudié.

Il s'agit de deux aspects traités : les contraintes résiduelles laissées par le soudage homogène de ces aciers et la transformation sous chargement cyclique de l'austénite de réversion contenue dans ce matériau. Une distribution de contraintes résiduelles totalement différente de celle retrouvée dans les aciers de structures a été signalée.

Ainsi, des contraintes résiduelles de compression (d'environ 400 MPa) ont influencé mesurées dans le dernier cordon de soudure.

Des zones de tension résiduelle ont été retrouvées au pourtour de la zone affectée thermiquement et sous la dernière couche de soudure.

Cette distribution inédite peut être expliquée par la transformation de phase austénite-martensite se produisant à basse température ($\sim 300^{\circ}\text{C}$) lors du refroidissement de la soudure. [7].

CHAPITRE 1

LES ACIERS INOXYDABLES

1.1..Historique

L'histoire des aciers inoxydables est intimement liée à celle du chrome et aux travaux du chimiste français Nicolas-Louis Vauquelin qui, en 1797, fut le premier à isoler cet élément. Les premières observations des propriétés « inoxydables » du fer allié au chrome furent faites par Berthier, un autre français. Il montra dès 1821 que l'alliage fer-chrome était d'autant plus résistant à certains acides que sa teneur en chrome était plus élevée. Par contre, la quasi-impossibilité d'abaisser la teneur en carbone de l'alliage constitua un obstacle majeur à son développement. En 1904, Léon Guillet, puis Albert Portevin publièrent une série d'études relatives à la structure et aux propriétés des alliages fer-chrome couvrant les nuances martensitiques à 13 % de chrome et les nuances ferritiques à 17 % de chrome. En 1909, L. Guillet publia une étude sur les aciers inoxydables au chrome-nickel ou aciers inoxydables austénitiques complétant ainsi ses études précédentes sur les alliages fer-chrome et couvrant pratiquement l'ensemble de la famille des aciers inoxydables. Le métallurgiste allemand W. Giesen fit, de son côté, et à la même époque, des recherches comparables. Les études de L. Guillet, A. Portevin et W. Giesen permirent ainsi, dès 1909, de classer les aciers inoxydables en fonction de leur structure et de définir les trois familles principales : martensitique, ferritique et austénitique.

Le passage au stade industriel est attribué à Harry Brearley pour les aciers inoxydables martensitiques. Il serait à l'origine de la première élaboration réalisée à Sheffield en 1913. Un mérite analogue reviendrait aux allemands Benno Strauss et Eduard Maurer pour la production des aciers inoxydables austénitiques et aux américains Frederick Becket et Christian Dantsizen pour celle des aciers inoxydables ferritiques.

La première description de la passivité des aciers inoxydables est attribuée à l'allemand Philipp Monnartz. Les recherches ultérieures ont notamment porté sur le rôle des éléments d'alliage. Elles ont conduit à la mise au point des nuances à

durcissement structural dont les propriétés aux températures élevées ont été mises en évidence par Pierre Chevenard. Enfin, c'est au début des années 1930 que J. Hochmann a découvert les nuances biphasées austénoferritiques appelées de nos jours **duplex**.

Si la période comprise entre 1904 et 1920 a été riche en travaux de laboratoire, il a fallu attendre presque un demi-siècle pour atteindre un stade véritablement industriel. [1.8].[1.9].

1.2. Introduction :

L'acier 316L est un acier inoxydable austénitique. Cet acier est utilisé dans plusieurs domaines come dans la production d'énergie électronucléaire, de par ses propriétés de résistance à des sollicitations mécaniques, chimiques et thermiques sévères. Par exemple, le 316L est l'acier constitutif des tuyauteries de fortes sections des circuits de refroidissement des centrales nucléaires de type REP, généralement soudées par TIG avec un grand nombre de passes.

Cet acier possède une matrice austénitique stable de la température ambiante jusqu'à sa température de fusion, il n'y a donc pas lors du soudage de transformations structurales à l'état solide dans la Zone Affectée Thermiquement (ZAT).

La particularité des aciers inoxydables est la présence de chrome (>12%), qui favorise la résistance dans les milieux oxydants, en assurant la formation d'une couche de passivité. Grâce à l'ajout de différents éléments d'alliage en plus du chrome, il est possible d'obtenir une grande variété d'aciers inoxydables, qui diffèrent tant par les caractéristiques métallurgiques que par les propriétés thermophysiques ou mécaniques. Ces caractéristiques peuvent également être modifiées par des traitements thermiques et mécaniques particuliers.

La famille des aciers austénitiques dont fait partie le 316L est l'une des grandes familles d'acier inoxydable. On trouve dans cette famille les aciers 316, 321, 347, ou encore l'acier 304 ou acier « 18-8 », le plus fréquemment rencontré. Cependant, l'acier 316L apparaît comme étant le plus résistant à la fissuration après maintient à température élevée, même sous contrainte. Sa ductilité demeure très supérieure à celle des aciers précédemment cités. [1.10].

1.3. Les aciers inoxydables 316 L :

L'acier est un alliage de fer, de carbone et d'autres éléments, selon la définition de la norme en 10020, il est inoxydable lorsqu'il contient au maximum 1.2% de carbone et au moins 10.5% de chrome, et qui peut contenir des éléments d'additions qui vont apporter des caractéristiques différentes, et une grande variété de propriétés. Parmi les influences des éléments d'alliage, on cite le Nickel dont il suffit que 8% pour élargir le domaine austénitique jusqu'à la température ambiante.

Les aciers inoxydables sont donc des alliages à base de fer, ayant la propriété de résistance à plusieurs types d'agressions tout en gardant des caractéristiques structurales et mécaniques élevés dont leurs utilités et leur importance dans les domaines de l'industrie. [1.11]. Ils contiennent suffisamment de chrome pour leur conférer un caractère inoxydable, et suffisamment d'éléments gammagènes, comme le nickel, pour leur conférer leur structure cubique à faces centrées. Il s'agit de solutions solides obtenues par hypertrempe depuis une température de l'ordre de 1100°C. De ce fait l'élément chrome constitue jusqu'à nos jours le métal d'addition le plus important pour les inoxydables, son introduction dans les aciers améliore sensiblement la résistance à la corrosion, et au delà de 12% il exerce une action désirée sur ce phénomène de corrosion.

Composition % massique	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
Minimum	0	0	1.6	0	0	17	12	2.30	0.06
Maximum	0.03	0.5	2	.035	.025	18	12.5	2.70	0.08

Tableau 1.1 : Limites de composition chimique de l'acier 316 L

1.4. Fabrication des aciers inoxydables :

La fabrication des aciers inoxydables comporte quatre étapes principales. Elles sont :

- Elaboration qui comprend elle-même une phase de fusion dans un four à arc suivie d'une opération d'affinage,
- Coulée soit sous forme de lingots, soit de plus en plus par coulée continue,
- Transformation à chaud le plus souvent par laminage et plus rarement par forgeage,
- Transformation à froid par laminage pour les produits plats et par tréfilage pour les produits longs.

1.5. Phases de références :

Avant d'étudier les diagrammes d'équilibre, nous tenons à rappeler les variétés allotropiques du fer pur. Il possède trois variétés de structure cristalline entre 0° C et la température de fusion. Entre T_{ambiante} et T de 910° C, le fer a une structure cubique centrée, c'est le fer α . A partir de 910° C, il se transforme en fer γ dont la structure est cubique à faces centrées et une nouvelle transformation intervient à 1400 °C jusqu'à 1538° C pour donner le fer δ dont structure est cubique centrée.

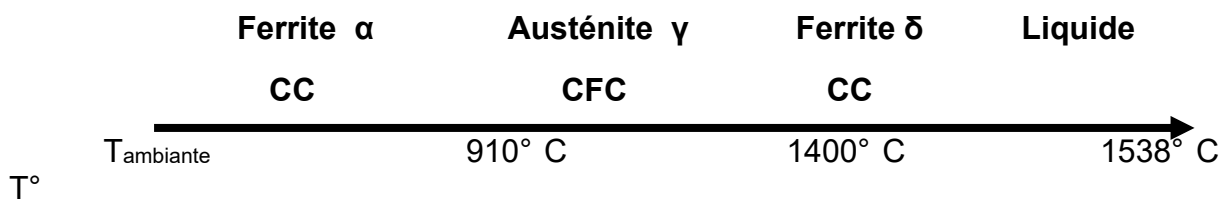


Figure 1.1 : Variétés allotropiques du fer pur

1.6. Système Fer-Chrome et ses dérivés :

Le diagramme binaire complet à l'équilibre fer chrome montre que l'existence de phase γ est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « Boucle : γ ». [1.12]. Cette situation étant due au chrome qui compte tenir de sa structure cristallographique (ayant une structure CC), favorise le développement du domaine α .

La figure 1.2 représente ce diagramme d'équilibre Fer-Chrome.

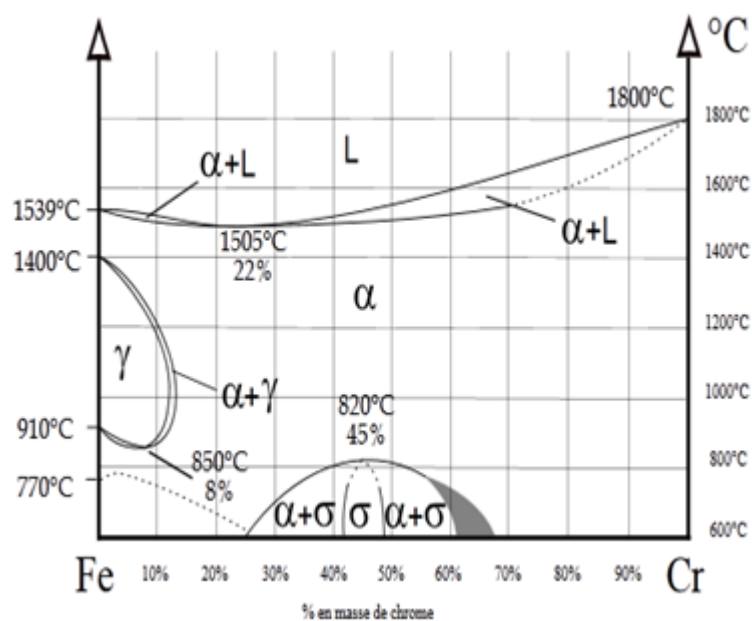


Figure 1.2 : Diagramme d'équilibre Fer-Chrome

La figure 1.2 montre le détail de la boucle γ , pour des teneurs en Chrome inférieures à 10.5%, l'alliage Fer-Cr subit au chauffage une transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ et inversement au refroidissement. Pour des teneurs en Chrome supérieures à 11.5%, seul le domaine α existe.

L'influence du Ni sur la boucle γ est montrée dans la figure 1.3 :

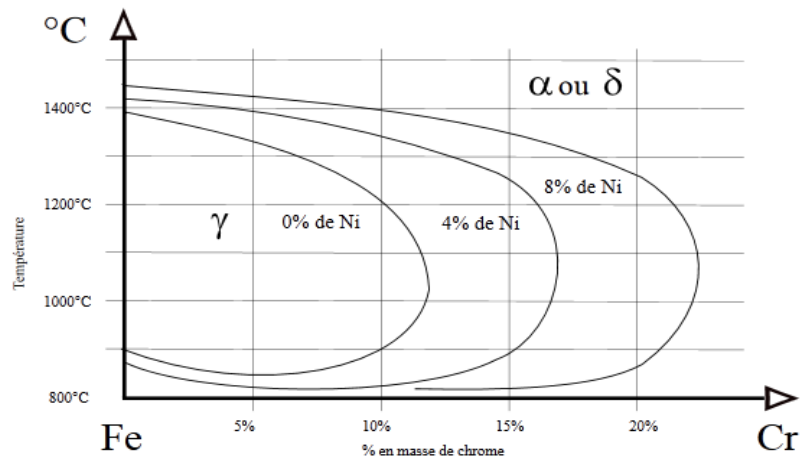


Figure 1.3 : L'influence du Ni sur la boucle γ

Le Nickel, élément gammagène, élargit le domaine d'existence de la phase austénitique. La figure 1.4 est une coupe du diagramme ternaire Fer-Cr-Ni. Elle montre le déplacement de la boucle γ vers les teneurs élevées en Chrome lorsqu'on augmente la teneur en Nickel, mais généralement, il est remarquable qu'il faut une teneur beaucoup plus importante en Ni pour élargir la boucle γ ceci, démontre que le carbone a un pouvoir gammagène beaucoup plus prononcé que le Nickel [1.13].

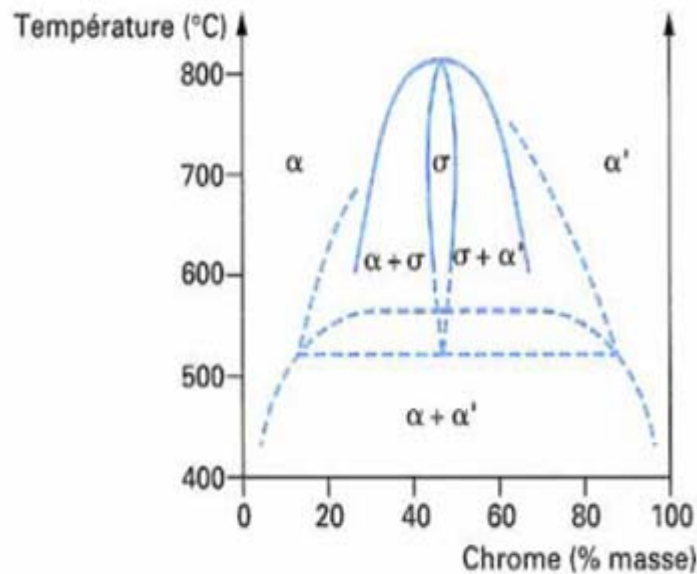


Figure 1.4 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome à des températures inférieures à 850°C

De la figure 1.4 et dans la partie basse du diagramme Fer Chrome, entre 600 et 880°C, apparaît une nouvelle phase fragilisante appelée Sigma (δ) de 45 à 50% Cr de composition et d'une structure quadratique, en dessous de 820 °C se produit une démixtion ou encore une décomposition de la phase α (CC) en deux phases α et α' de même structure mais de teneurs en Cr différents. [1.14].

1.7. Déformation :

Comme pour tous les alliages en solution solide de structure cubique à faces centrées, le paramètre déterminant en ce qui concerne les mécanismes de déformation est l'énergie de faute d'empilement (EFE). Cette énergie est relativement faible pour les aciers inoxydables austénitiques, de l'ordre de 20 mJ/m² à la température ambiante. Le maclage est donc relativement favorisé et les dislocations peuvent se dissocier facilement en deux partielles. L'EFE augmente avec la température et varie nettement avec la teneur en éléments d'alliage. En se basant sur des observations de microscopie électronique en transmission, Lacombe et al décrivent les mécanismes de déformation des aciers inoxydables austénitiques de la façon suivante : [1.15]. [1.2].

- A très basse température (EFE < 20 mJ/m²) : Le glissement de dislocations partielles de type $1/6 \langle 112 \rangle$ crée des défauts d'empilement qui forment ensuite des

microbandes de phase ϵ . Enfin, la martensite α' germe et croît aux dépens de la phase ϵ .

- Au voisinage de la température Md_{30} ($EFE = 20 \text{ mJ/m}^2$) : Les dislocations sont peu dissociées. On observe la formation de phase ϵ et/ou du micromaclage.

- Au dessus de la température Md_{30} ($EFE > 20 \text{ mJ/m}^2$) : Le glissement des dislocations non dissociées conduit à la formation de bandes de glissement puis de cellules.

- Pour des températures proches de $T_f/2$: Les phénomènes liés à la diffusion prennent de l'importance. Les dislocations peuvent désormais monter sous l'effet de la contrainte et de la diffusion des lacunes. Le réseau de dislocations peut donc se restaurer partiellement. De plus, la précipitation se développe. On reviendra sur ces mécanismes dans la suite du texte car la fissuration en relaxation intervient dans ce domaine de température.

La capacité d'écroissage des aciers inoxydables est particulièrement importante à basse température lorsque la déformation conduit à la formation de martensite. Cependant, à plus haute température, même lorsqu'il n'y a pas de formation de martensite, cette capacité d'écroissage reste relativement élevée. En effet, autour de 400°C , on observe un effet de vieillissement dynamique car les solutés interagissent avec les dislocations. A cet effet, s'ajoute semble-t-il un effet Suzuki : certains solutés comme le chrome et le carbone seraient susceptibles de ségréger sur les fautes d'empilement entre deux dislocations partielles. Cet effet contrebalance la baisse de l'EFE qui intervient lorsque la température augmente, et contribue donc sans doute à limiter le glissement dévié et les cinétiques de restauration. [1.16]. [1.17]. [1.118]. [1.19].

1.8. Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables :

Chaque élément d'addition allié au Fer peut jouer un rôle particulier sur les caractéristiques générales. Le rôle particulier des principaux éléments additionnés à un acier peut se résumer suit :

- ✓ Chrome (Cr) : Élément stabilisateur du fer α . Il est carburigène il est la cause de la passivation de l'acier et constitue au-delà 12% l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables.

- ✓ Molybdène (Mo) : Élément alphasagène. Il améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables en milieu réducteurs, en présence d'ions halogène. Il améliore en particulier la résistance à la corrosion par piqûres. De plus, il augmente la résistance mécanique à chaud.

- ✓ Silicium (Si) : Élément également alphasagène. Il améliore la résistance à l'oxydation à chaud.

- ✓ Vanadium (V) : Élément alphasagène. Il élève la résistance mécanique à chaud.

- ✓ Titane (Ti) : Élément alphasagène. Il se combine (dans les aciers ferritiques et austéniques). Avec le carbone pour formes un carbure de titane dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion inter cristalline.

- ✓ Niobium (Nb) : Élément alphasagène. Il se combine également avec le carbone et s'oppose à la corrosion inter granulaire.

- ✓ Nickel (Ni) : Élément gammagène. Il est l'élément principal avec le chrome dans les aciers inoxydable austénitiques. Il améliore la résistance à la corrosion et renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension.

- ✓ Manganèse (Mn) : Élément gammagène. Il rend difficile la transformation de l'austénite en martensite α dans les aciers Cr-Ni et lors de sollicitations mécaniques à la basse température.

- ✓ Carbone (C) : Il stabilise le fer γ , c'est l'élément essentiel non métallique de tous les aciers pour des raisons de corrosion, la teneur en C est dans la plupart des cas maintenu très basse.

- ✓ Azote (N) : Stabilisateur d'austénite, il agit comme le carbone. Dans les aciers austénitiques, il accroît les caractéristiques mécaniques sous compromettre les valeurs de la ténacité.

✓ Cuivre (Cu): il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid.

✓ Soufre (S): Il améliore l'usinabilité par enlèvement de copeaux, l'augmentation de sa teneur remet en cause la résistance à la corrosion.

1.9. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables :

Le tableau suivant présente les principales nuances d'aciers inoxydables et leurs propriétés mécaniques minimales requises selon la norme ASTM.

Nomenclature	Composition Moyenne				Etat	Propriété Mécaniques		
	%C Divers	%Cr	%Ni			Rp MPa (%)	Rm MPa	A
Martensitiques					Trempe et revenu à 400°C			
410	<0.15	12.5	-	-		700	1000	
420	>0.15	13	-	-		20		
440-B	0.75 à 0.95	17	-	-		1375 10 1900 3	1760 1950	
Ferritiques					Recuit			
405	<0.08	13	-	0.2AL		275	450	
430	<0.12	17	-	-		25		
446	<0.20	25	-	<0.25N		345 25 350 20	650 560	
Auténitiques					Recuit			
301	<0.15	17	7	-		275	750	
304	<0.08	19	9	-		50		
316 316 L	<0.08 2.5Mo	17	12			250 55	580	

347	<0.03	17	12		290	580
	2.5Mo				50	
	<0.08	18	11	Nb ou	260	550
	Ti				50	
					275	655
				45		

Tableau 1.2 : Propriétés mécaniques des aciers inoxydables

1.10. Les différentes familles des aciers inoxydables :

1.10.1. Les aciers inoxydables martensitiques :

La teneur en Chrome des aciers inoxydables martensitique est comprise entre 12 et 17%. Ils sont caractérisés par une très grande aptitude à prendre une trempe. Si le revenu est réalisé entre 350 et 575 °C, il conduit à un abaissement de la ductilité et de la résilience provoqué par un durcissement secondaire issu de la formation de carbures $Cr_{23}C_6$ qui s'accompagne de la diminution de la résistance à la corrosion. Les aciers inoxydables martensitiques conduisent dans le cas du soudage à des risques de fissurations à froid ou à des criques causés par la trempabilité élevée de l'acier [6]. Il y a de plus, un risque de fragilisation par hydrogène de la zone affectée thermiquement qui a subit la trempe, pour prévenir cela, on peut alors :

- Limiter la teneur en carbone entre 0.15 à 0.20%,
- Utiliser un métal d'apport qui conduit après dilution à un cordon asthénique ou austeno-ferrique ductile,
- ✓ Préchauffer les pièces à assembler (250-300°C) et regreffer l'assemblage après soudage (300-400°C) afin de réduire l'écart de température entre le métal de base et la zone fondue l'effet de la trempe en sera réduit, mais les coûts induits par ce procédé peuvent être importants,
- ✓ Faire un traitement complet de trempe et revenu ou simple revenu de relaxation vers (650-750°C),
- ✓ Assurer une bonne protection contre la diffusion de l'hydrogène.

1.10.2. Les aciers inoxydables ferritiques :

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par une absence de transformation α - γ au chauffage. Ils ne peuvent donc pas prendre la trempe. Par contre, ils sont sensibles au grossissement de grains consécutif au chauffage, ce que

diminue leur ductilité et leur ténacité. Comme pour les alliages de Titane, on ne peut régénérer leur structure par des simples traitements thermiques, mais par des traitements thermomécaniques. [1.20].

A l'instar des aciers inoxydables, ils sont sensibles à la corrosion inter-granulaire, de plus, il y a risque d'apparition de phase γ (550 à 800°C pour des aciers contenant plus de 20% de Chrome) ou de précipitation de la phase α (après maintien vers 475°C) qui vont fragiliser les aciers ferriques. Or, ces deux phases n'apparaissent qu'après un maintien prolongé en température, elles ne vont donc pas affecter la soudabilité du matériau, contrairement au risque de corrosion inter granulaire.

On distingue trois groupes d'aciers inoxydables ferriques :

- ✓ Les aciers contenant environ 12% de chrome et pour lesquelles la teneur en carbone est limitée à 0.08%. L'addition d'Aluminium, élément alphagène, empêche chez eux, la formation d'austénite au chauffage et facilite le soudage.

- ✓ Les aciers contenant 17% de chrome, pour lesquels la teneur en carbone est limitée à 0.1%. Ils sont difficilement soudables, lorsqu'elles sont portées à plus de 950°C, les zones voisines du carbone de soudure deviennent fragiles et sujettes à la corrosion inter-granulaire, ceci peut être limité par addition de Titane ou de Niobium (éléments fortement carbonitrures qui fixent le Carbone et empêchent la formation de carbones de Chrome).

- ✓ Les aciers qui contiennent de 20 à 30% de Chrome, ces aciers font preuve d'une excellente résistance à l'oxydation particulièrement à haute température, ils sont dits réfractaires pour palier les inconvénients liés au soudage, on peut se limiter aux procédés qui emploient la plus faible énergie de soudage ou les énergies de soudage spécifiques les plus forte ou effectuer un poste traitement thermique (recuit vers 750 à 850°C) afin de corriger une trempe martensitique partielle et déstabiliser la Z-A-T vis-à-vis de la corrosion inter-granulaire (sans toutefois régénérer le grain). Utiliser un métal d'apport austénitique ou de même composition que le métal de base. Bien que les nuances stabilisées au Titane ou Niobium soient moins sensibles au grossissement de grains, il faut rester vigilant car une sur-stabilisation peut entraîner des risques de fissuration du joint.

1.10.3. Les aciers inoxydables austénitiques :

Le principal élément d'addition, jusqu'alors présente est le Chrome, élément fortement alphagène qui conduit à une structure ferrique avec une sous austénitisation au chauffage.

L'ajout de Nickel, élément fortement gammagène, va favoriser la présence, à température ambiante, de la structure austénitique, cette nuance constitue la majeure partie de la production d'aciers inoxydables (60 à 70% de la production mondiale). Ses propriétés mécaniques et sa formabilité sont remarquables tout comme sa résistance à la corrosion dans de très nombreux milieux corrosifs.

La structure cubique à face centrées ne fait pas craindre de transition ductile fragile d'où leur emploi à très basse température (stockage de gaz liquéfié). De plus, leur résistance à la corrosion et à l'oxydation permet un usage à haute température (jusqu'à 900° ou 1000°C selon les nuances). Seuls des traitements mécaniques écrouissage par exemple permettent de durcir ces aciers qui ne subissent pas de transformations structurales. Ils sont toutefois sensibles au grossissement de grains, mais restent ductiles de part leur structure cubique faces centrées. Enfin, on ne risque pas de subir des effets de fragilisation.

L'ajout de 2 à 4% de Molybdène augmente nettement la résistance à la corrosion dans la plupart des milieux et en particulier dans des milieux chlorés (atmosphère maritime).

Les aciers inoxydables austénitiques sont facilement soudables et ne présentent pas, en principe de fragilisations de la Z-A-T. Il peut cependant apparaître une sensibilisation à la corrosion inter-granulaire à laquelle on peut remédier grâce à :

- ✓ Un choix de traitements thermique : on évite le domaine critique par hyper trempe (notons que l'on peut déstabiliser le métal par régénération en réchauffant au-delà de 1000°C suivi d'un refroidissement rapide),

- ✓ Une utilisation de nuances à bas carbone (teneurs voisins de 0.03%), la précipitation des carbures devient négligeable,

- ✓ L'utilisation de nuances stabilisées au Titane au Niobium, éléments fortement carburifères qui évitent la formation de $Cr_{23}C_6$.

De plus, il peut se produire des phénomènes de fissuration à chaud qui apparaissent au cours du refroidissement au dessus de 1100-1200°C. Les fissures sont alors inter-dendritique et suivent le joint de solidification dans le cordon de soudure. Pour les nuances stabilisées au Niobium. Il arrive qu'elles affectent le métal de base au voisinage du cordon, ceci est dû à des ségrégations durant la solidification, conduisant à un enrichissement des joints en structures à bas points de fusion élargissant l'intervalle de solidification, les éléments néfastes sont : le Plomb, le Soufre, le Niobium et le Bore qui constituent des eutectiques à bas points de fusion.

On cherche alors à minimiser la présence de ses éléments, mais aussi, à former entre 3 et 6% de ferrite dans le cordon (leur solubilité dans la ferrite étant supérieure à leur solubilité dans l'austénite). De plus, la ferrite formée est plus ductile que l'austénite, permet de relaxer les contraintes résiduelles.

Notons enfin, que le risque de soufflures dans le cordon n'est pas négligeable, en présence d'oxygène et surtout d'hydrogène. Pour remédier à ce problème, il faut assurer une bonne protection gazeuse des soudures avec un gaz de protection faiblement chargé en hydrogène, ainsi, qu'une préparation propre des champs à souder (absence d'humidité, de graisse, de calamine).

1.10.4. Les aciers inoxydables austeno-ferritique :

En augmentant la teneur en Chrome entre 18 et 28% et en limitant la teneur en Nickel de (6 à 9%), on obtient des aciers inoxydables dont la structure à l'ambiante est mixte, composé de ferrite et d'austénite. Ils sont couramment appelés aciers inoxydables duplex. Leurs propriétés mécaniques sont excellentes, ils n'ont pas la fragilité des aciers ferritiques et leur limite élastique peut être, après traitement thermique, trois fois supérieure à celle des aciers austénitiques (revenu provoquant un durcissement structural).

De plus, ils font preuve d'une excellente teneur à la corrosion, en particulier la corrosion sous contrainte, par fatigue et par cavitation. Ils sont également beaucoup moins sensibles que les aciers austénitiques à la formation d'aigues en soudage. Par contre, leur mise en forme est beaucoup moins aisée.

CHAPITRE 2

LE PROCEDE DE SOUDAGE ET LE SOUDAGE DES ACIERS INOXYDABLES

2.1. Introduction:

Le soudage est une opération qui assemble deux éléments métalliques, par fusion et re-solidification. Il permet d'assurer la continuité mécanique entre les parties à assembler avec ou sans l'aide d'un produit d'apport réalisant un meilleur lien entre les pièces. Dans le cas de l'utilisation d'un métal d'apport, ce composé doit avoir des propriétés au moins égales à celle des matériaux à assembler et une température de fusion du même ordre de grandeur que ces matériaux.

Le soudage est également une opération de micro-métallurgie consistant à exécuter un cordon fondu liant les bords de deux pièces; on le dit homogène quand ces deux pièces, ainsi que l'état du métal d'apport du joint, ont une composition chimique identique ou voisine, et hétérogène dans les autres cas. Il constitue un moyen privilégié d'assemblage pour toute construction faisant intervenir des matériaux métalliques. Son but est d'assurer la continuité de la matière à assembler. Dans le cas des métaux, cette continuité est réalisée à l'échelle de l'édifice atomique.

Les assemblages soudés se distinguent des assemblages boulonnés, rivetés, agrafés,... par la continuité qu'ils assurent et l'absence de possibilité de jeu. [2.1]. Ils sont probablement les plus utilisés, autant en grande série (carrosserie...) qu'en pièce unitaire (cuve de centrale) et nécessitent un apport de chaleur.

Les avantages de ces assemblages sont :

- Une excellente rigidité de liaison obtenue par des joints peu encombrants et économiques,
- Une étanchéité parfaite et permanente.

Les assemblages soudés sont généralement obtenus par action d'un chauffage local intense dont les conséquences sont doubles :

1. Conséquences métallurgiques (liées à la nature du matériau à assembler et au mode de soudage adopté) : L'opération de soudage entraîne par son apport énergétique et parfois par l'apport de métal, des modifications métallurgiques au niveau du joint soudé. Celles-ci vont affecter les microstructures de la zone fondue et des zones affectées thermiquement.

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

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

2. Conséquences géométriques et mécaniques.

Les modifications métallurgiques impactent la tenue mécanique du joint soudé. Aussi, il faut s'assurer d'obtenir une tenue mécanique suffisante et tenir compte des soudures dans le calcul et le dimensionnement des pièces. Les défauts géométriques des cordons de soudure jouent un grand rôle dans la tenue à la fatigue des assemblages soudés.

Les procédés de soudage, comme le montre la figure 2.1, sont nombreux et le plus souvent dépendant les uns des autres. La grande variété de ces procédés de soudage existants peut être classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre. [2.2].

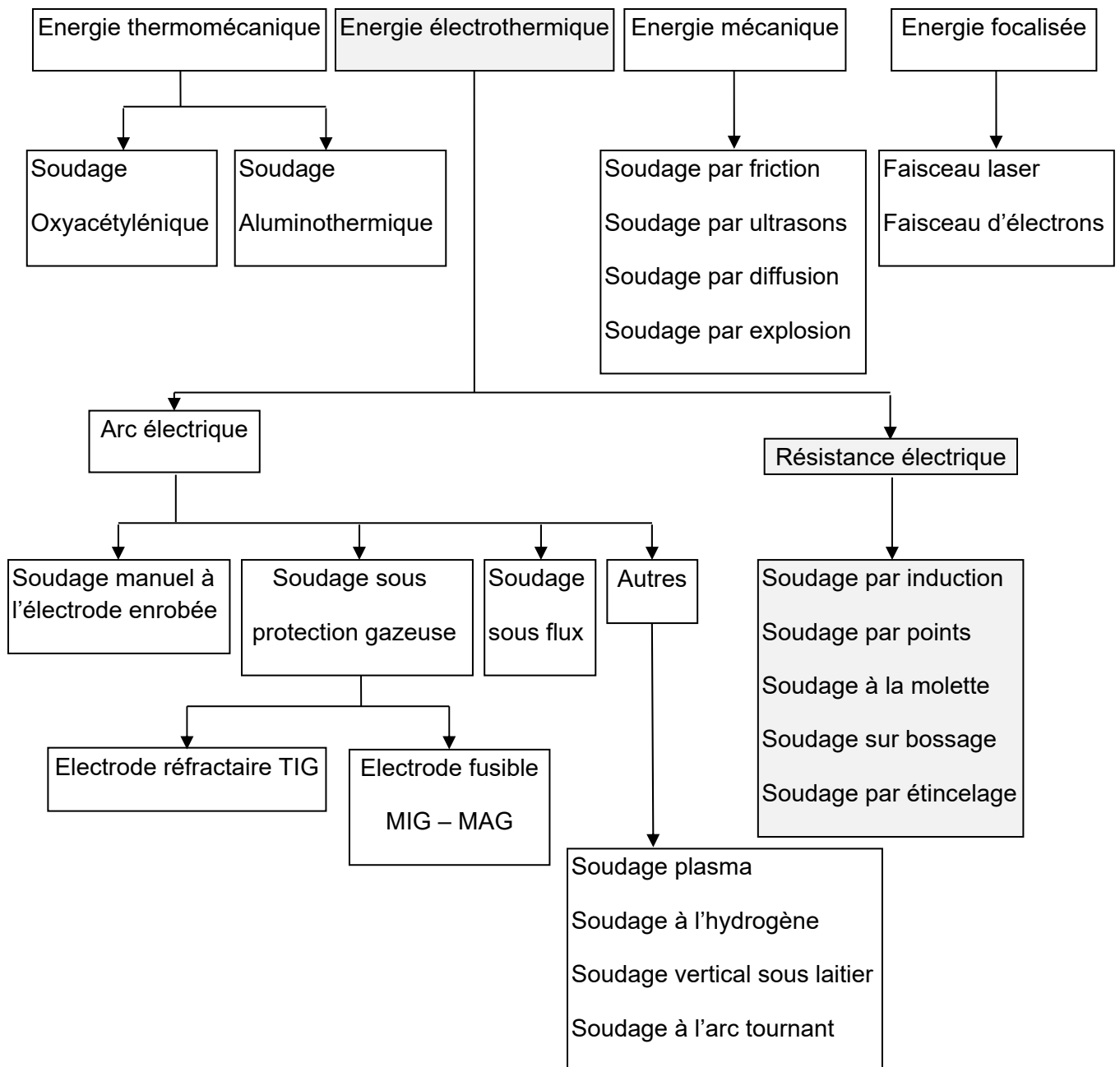


Figure 2.1 : Les différents procédés de soudage

2.2 Introduction au procédé de soudage par résistance électrique :

Le soudage par résistance est un procédé simple et rapide, qui produit la chaleur grâce à la résistance électrique à l'interface en appliquant un effort de serrage, et une forte intensité électrique. C'est un procédé de soudage sans atmosphère protectrice.

La première technique du soudage par résistance électrique était le soudage par points inventée par Elihu Thomson en 1877. Puis, la première machine de soudage a été construite et brevetée en 1885. [2.3].

Les raisons pour lesquelles le soudage par point est largement répandu dans l'industriel automobile sont le faible coût de fabrication par rapport à la qualité de l'assemblage obtenu, et l'automatisation de procédé. Environ 3000- 4000 points soudés par ce procédé se trouvent dans une structure caisse en blanc. [2.4].



Figure 2.2 : Procédé de soudage par résistance électrique



Figure 2.3: Robot EA1400 « Expert Arc »

Les procédés de soudage par résistance électrique incluent le soudage par point, le soudage à la molette, et le soudage par bossage. Typiquement pour ces procédés, des électrodes en cuivre sont utilisées pour passer le courant et pour appliquer l'effort de serrage. Les paramètres de soudage sont l'intensité, le temps,

l'effort, et l'électrode. La plupart de ces procédés se réalisent par l'usage du courant AC monophasé avec une forte intensité, qui est l'ordre de dizaine de kilo-Ampère. Le courant DC "moyenne fréquence" s'envisage également dans la pratique.

Pour le soudage à la molette, les molettes sont en cuivre et fonctionnent comme des électrodes, qui sont un passage d'intensité en serrant des pièces. Les pièces des tôles sont mises bout à bout et la soudure continue se fait par le mouvement de rotation des électrodes. Ce procédé est commode dans l'industrie automobile.

Le soudage par bossage nécessite que des pièces soient préalablement forgées pour préparer des points de concentration de courant entre des pièces. Les électrodes utilisées dans ce procédé sont usinées avec une dimension précise, qui permet de localiser précisément les points de bossage. Le noyau se produit lorsque l'intensité passe avec l'effort de serrage.

Un procédé dérivé du soudage par bossage est le « resistance stud welding ». Dans ce cas, le "stud" ou goujon doit être usiné pour créer, typiquement, deux ou trois points de contact. La hauteur des points de bossage doit être précise afin d'obtenir une pression uniforme lorsqu'un effort est appliqué. [2.5].

2.3. Soudage par point :

La figure 2.4 représente les différentes phases du soudage par points, les deux tôles sont prises en étau entre deux électrodes afin de maintenir l'ensemble en contact. Cet assemblage est ensuite traversé par un courant de forte intensité qui crée un noyau fondu au niveau de l'interface tôle-tôle. En refroidissant, ce noyau fondu fixe localement les deux tôles entre elles [2.6].

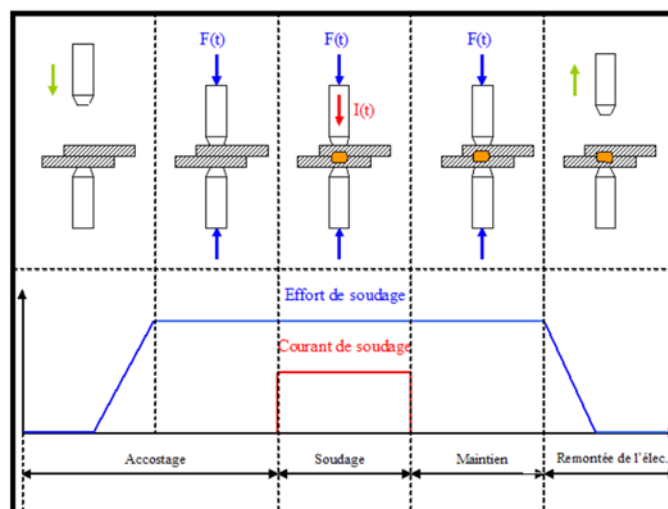


Figure 2.4 : Phases du procédé de soudage par points

2.3.1. Principe du soudage par point :

Un cycle de soudage schématisé sur la figure 2.4 se décompose en trois phases principales :

✓ Accostage : Les électrodes se rapprochent et viennent comprimer les pièces à souder à l'endroit prévu et sous un effort donné. Dans le cas de la soudeuse du CRDM, seule l'électrode supérieure descend.

L'électrode inférieure est fixée au bâti de la soudeuse. Cette phase se termine dès que l'effort est stabilisé.

✓ Soudage : Le courant passe, déclenché par la fermeture du contacteur du circuit de puissance, et doit, par effet Joule, produire assez de chaleur à l'interface tôle/tôle pour qu'une zone fondue apparaisse. En termes de variation de la résistance électrique, il y a deux étapes consécutives pour l'apparition de la soudure. Au début du soudage, la résistance de contact entre deux tôles est plus importante que celle de la tôle à basse température. Par conséquent, l'interface chauffe plus rapidement que les pièces. Lorsque la température augmente, la résistance de contact diminue considérablement avec la température. Le développement du noyau et de la ZAT progresse alors dans l'assemblage par l'augmentation de la résistivité de la tôle avec la température.

✓ Maintien : cette phase a pour but de solidifier le noyau et la ZAT. La qualité des phases métallurgiques résiduelles et le comportement mécanique du point dépendent directement de la durée de cette phase. Les pièces sont maintenues par un effort, qui a généralement la même magnitude que celui de soudage. La chaleur s'évacue vers le circuit de refroidissement par l'eau dans deux électrodes. La durée du temps de maintien est normalement la même que celle du soudage. En fin d'un cycle, c'est la remontée de l'électrode supérieure.

L'ensemble des deux tôles peut alors être translaté afin de procéder à un nouveau soudage par point.

2.3.2 : Paramètres de soudage par point :

On peut citer cinq paramètres principaux. [2.7] :

- ✓ Electrodes de soudage,
- ✓ Efforts de soudage,

- ✓ Temps de soudage,
- ✓ Temps de forgeage,
- ✓ Courant de soudage.

2.3.2. A. Electrodes de soudage :

Les électrodes sont des pièces en cuivre ou en matériaux frites. Ils sont en général refroidis par circulation d'eau, qui sont emmanchées dans des porte-électrodes fixés à l'extrémité des bras de la machine à souder et qui viennent en contact avec les pièces. Celles-ci sont définies par leur diamètre et leur forme est fonction des épaisseurs à souder [2.8].

2.3.2. B. Géométrie de l'électrode :

La géométrie de l'électrode est variable selon les applications. Le profil de face active et le diamètre de l'électrode influent directement sur le procédé. En ce qui concerne les paramètres du domaine de soudabilité, on peut constater que plus le diamètre de la face active est grand, plus le courant et l'effet Joule sont répartis en surface à cause de l'augmentation de la taille du contact. Au contraire, l'utilisation de diamètre d'électrode trop petit ne permet d'obtenir la taille du noyau suffisamment large, et par conséquent entraîne une moins tenue mécanique du point.

En effet, pour établir un domaine de soudabilité, la sélection du diamètre d'électrode, à priori, conseillée par la norme est cohérente avec l'épaisseur des tôles à souder.

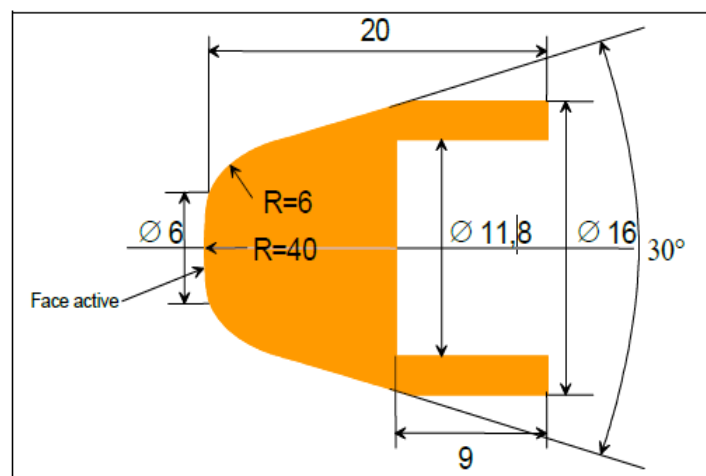


Figure 2.5 : Section d'une électrode tronconique à face active hémisphérique de diamètre de 6-mm

2.3.2. C. Caractéristiques des électrodes :

Application	Soudage des alliages d'aluminium	Soudage des aciers doux	Soudage des aciers inox réfractaires
Composition additive au Cu%	CD 1 à 2%	Cr= 0.6 à 0.9% Ou Zr= 0.51 ou Zr + Cr	CO= 1 à 2% Be= 0.5 %
Conductivité au Cu électrolytique %	>90	>80	>60
	>100	>120	>180

Tableau 2.1 : Caractéristiques des électrodes

Les électrodes jouent un rôle électrique, mécanique et thermique.

Le diamètre des électrodes est déterminé par la relation :

$$D = 5 * V * E \quad (2.1)$$

- ✓ E= épaisseur de la tôle (mm)
- ✓ D= diamètre de l'électrode (mm)

2.3.2. D. Dégradation des électrodes :

La dégradation des électrodes est due à une combinaison d'effets mécaniques et chimiques activés par les températures atteintes du niveau des interfaces électrode-tôle-, l'usure des électrodes est particulièrement rapide sur les produits revêtus zingués (avec les revêtements galvanisés-alliés, électro zingués), pour lesquels on assiste à la création d'un alliage entre le cuivre des électrodes et le Zinc du revêtement (formation de laiton). Cette dégradation entraîne un élargissement de la face active des électrodes et donc, à une diminution de la densité du courant. L'échauffement est donc, de moins en moins localisé, ce qui a pour effet paradoxal de diminuer la taille du noyau fondu, de telle sorte que l'intensité nécessaire pour obtenir une taille de bouton donnée est de plus en plus élevée. Autrement dit, le domaine de soudabilité du produit se décale vers les hautes intensités.

2.3.2. E. Durée de vie des électrodes :

Pour déterminer la durée de vie des électrodes, on utilise des électrodes neuves, et l'on soude des tôles appelées boucles d'usure en se plaçant à la limite supérieure du domaine de soudabilité. Suivant la durée de vie estimée a priori, on réalise tous les 200, 100 ou 50 points une boucle de contrôle de 10 points destinée à subir des essais mécaniques.

En fonction des diamètres de boutons obtenus sur cette boucle de contrôle et des mêmes critères de qualité que pour la détermination du domaine de soudabilité, l'opérateur décide soit de poursuivre l'essai en gardant la même intensité efficace, soit d'effectuer un recalage de cette intensité. Dans un contexte industriel, l'opérateur visant à compenser l'usure des électrodes par une augmentation progressive de l'intensité de soudage est désignée sous le nom de loi de déphasage.

La figure 2.6 illustre les notions de décalage du domaine de soudabilité et de durée de vie des électrodes, est tout à fait qualitative. Elle suppose en effet que l'état des électrodes peut être caractérisé par le nombre de points soudés, or cela dépend également de l'intensité à laquelle ces points ont été soudés. Par ailleurs, l'évolution des limites basses et hautes n'est pas forcément linéaire ni même monotone. En revanche, la tendance à l'élargissement du domaine de soudabilité est effectivement présente et résulte du fait qu'avec des électrodes usées, l'expulsion se produit pour des diamètres de boutons plus élevés.

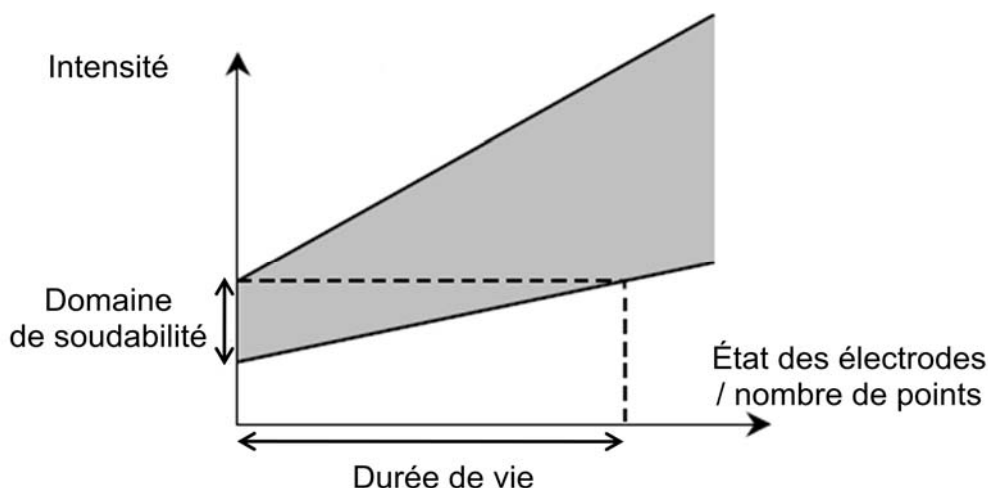


Figure 2.6 : Durée de vie des électrodes

2.4. Différents paramètres :

2.4.1. Effort de soudage :

Ce sont les efforts qui sont appliqués par le serrage de deux électrodes, l'effort entre en jeu car il intervient dans la phase d'accostage. La valeur dépend essentiellement de la caractéristique mécanique et de l'épaisseur des tôles à souder dont la pratique la courbe de mise en effort n'est pas linéaire mais dépend des caractéristiques de la soudure.

2.4.2. Courant de soudage :

Le courant de soudage représente le paramètre déterminant dans l'opération de soudage car il intervient au carré dans l'énergie générée par effet joule. L'intensité efficace à délivrer (typiquement entre 5 et 22 KA), dépend des propriétés mécaniques, de l'épaisseur des tôles à souder ainsi que la présence ou l'absence de revêtement, on utilise généralement un courant alternatif monophasé à 50Hz.

2.4.3. Temps de soudage :

Intervient pendant la phase de chauffage. L'ordre de grandeur typique est de quelques dixièmes de secondes. Selon la norme, le temps de soudage dépend de la nuance d'acier et son épaisseur. Dans certains cas de soudage de tôle épaisse, et haute résistance mécanique, le courant pulsé est souvent à appliquer afin de stabiliser le développement du noyau. Cette pulsation comporte le temps de chaud, séparé par le temps de maintien ou le temps de froid. Le nombre de cycles supplémentaires pour le post-traitement thermique est souvent adapté à l'assemblage de tôles hautes résistances.

2.4.4. Temps de forgeage :

Le temps de maintien est nécessaire à la solidification par l'évacuation de la chaleur de l'assemblage vers le circuit d'eau de refroidissement.

En général, les ordres de grandeur des paramètres de soudage sont les suivants :

- Intensité de soudage en kA, sous quelques V, (environ 7 à 10 kA),
- Effort de serrage en DaN, (comprise entre 230-600 DaN et dépend du comportement mécanique de l'acier),
- Durée d'un cycle, environ 1 seconde.

2.5. Influence des variables du procédé sur la génération de la chaleur :

2.5.1. Influence du courant de soudage :

La chaleur nécessaire pour faire fondre l'acier au niveau du contact tôle-tôle est créée par effet joule durant le passage du courant, la quantité de chaleur dégagée est définie par la relation suivante :

$$Q = \int_0^T RI^2 dt \quad (2.2)$$

Avec :

R = résistance électrique rencontrée par le courant (Ω),

I = intensité du courant (s),

T = durée du phénomène (s),

t = variable temps (A).

Dans la l'équation (2.2), l'intensité a un effet très important, que le temps ou la résistance sur la génération de la chaleur Q, par conséquent, c'est une variable importante à contrôler. Généralement, les pertes calorifiques par conduction, convection et rayonnement à travers les électrodes et le matériau sont incontrôlables et sachant que la conductivité thermique de l'acier est d'environ 12 fois de celle du cuivre, si l'intensité de courant utilisé est suffisante pour le soudage d'une tôle en acier avec l'électrode en cuivre, la température s'élève dans la zone de soudage, en premier lieux aux interfaces où la résistance diminue puis dans la matière elle-même où la résistivité augmente avec la température,

Les électrodes doivent avoir une bonne conductivité électrique, mais elles doivent avoir aussi, une bonne résistance mécanique pour pouvoir résister aux efforts produits par les applications répétées des forces de compression.

La dégradation des électrodes fait élargir la face active des électrodes, ce qui diminue la densité du courant, l'échauffement est moins en moins localisé, ce qui à pour effet paradoxale de diminuer la taille du noyau fondu.

2.5.2. Influence de la force de compression :

L'influence de la force de soudage sur la chaleur dégagée, est liée a la définition de la résistance. Cette force est considérée sur les tôles. C'est de cet effort net résultant que dépend la résistance de contact définie par la relation :

$$R_C = K * 1/(E_0)^n \quad (2.3)$$

Avec :

K et n des constantes dépendant de la nature du matériau,

E₀ l'effort net de compression.

D'après cette relation, si l'effort net augmente, la résistance diminue par conséquent, elle engendre la diminution de la quantité de chaleur à générée.

La force de compression joue un rôle majeur au niveau de chaque phase de cycle de soudage avant la pièce-pièce atteint la température de fusion en premier et le noyau se forme dans le cas de faibles densités de courant.

Une quantité de chaleur importante doit être générée pour vaincre les dissipations calorifiques en augmentant la durée de soudage ou la force de compression.

2.5.3. Influence du temps de soudage :

Le taux de génération de la chaleur doit être contrôlé de telle façon à obtenir une soudure saine et résistance sans provoquer la surchauffe et détériorer les électrodes, cette chaleur totale est proportionnelle au temps de soudage. Une partie de la chaleur est dissipée par conduction, convection à travers les électrodes de soudage et une faible partie est dissipée par rayonnement. Ces pertes augmente au fur et à mesure que le temps de soudage et la température dans la soudure augmente pendant une opération de soudage par point, un certain temps minimum est exigé pour atteindre la température de fusion à une densité de courant approprié, cependant, un temps de soudage excessivement long aura le même effet que l'ampérage excessif sur le métal de base et les électrodes. En outre, la zone affectée par la chaleur prendra des étendues plus larges.

2.5.4. Influence de l'électrode :

Les électrodes jouent un rôle essentiel dans la génération de la chaleur, elles conduisent le courant vers les pièces à souder, la surface de contact des électrodes contrôle le passage du courant, l'effort doit être suffisant pour vaincre les raideurs des pièces et provoquer un contact intime entre les pièces afin d'assurer la location du courant, pendant le passage du courant, l'effort maintient le bon accostage et s'oppose à la destruction sous l'influence de la dilatation du creuset plastique contenant le métal en fusion.

Au refroidissement, pendant la solidification du noyau, l'effort fait diminuer le volume de la retassure et affine les grains du métal, ce qui augmente les caractéristiques mécaniques.

2.5.5. Influence des conditions des surfaces en contact :

L'état extérieur des pièces à souder agit directement sur la génération de chaleur par l'intermédiaire de la résistance de contact, celle-ci compte la résistance des films présentés par des oxydes des graisses, des revêtements, et d'autres corps étrangers sur les surfaces, ces films font modifier la résistance globale causant ainsi des variations dans l'échauffement du métal et contribue aussi à la détérioration de la face active des électrodes.

Cependant, toutes ces conditions font diminuer la qualité des soudures, donc, la préparation des pièces à soudées nous donne des soudures saintes.

2.5.6. Influence de la nature du matériau à souder :

La composition du métal détermine sa chaleur spécifique, la température de fusion, la chaleur latente de fusion et la conductivité thermique. Les propriétés agissent sur la quantité de chaleur nécessaire pour fondre le métal et pour produire une soudure.

La résistivité électrique du métal influence directement sa résistance au chauffage pendant le soudage, par exemple, pour des métaux ayant une conductivité élevée tels que l'argent et le cuivre, la génération de chaleur est très faible même sous de fortes densités de courant, cette quantité de chaleur produite est rapidement dissipée à travers les électrodes.

2.6. Métallurgie d'un point de soudure :

2.6.1. Formation d'un point de soudure :

Dès le serrage des électrodes, nécessaire à l'accostage des tôles, le contacteur primaire se ferme et le courant s'établit dans le circuit secondaire. Il traverse les pièces à souder et rencontre, entre les électrodes, un certain nombre de résistances électriques figure 2.5, les unes localisées aux interfaces (R_1, R_2, R_3) et les autres réparties dans la matière (R_4, R_5).

Les premières résultent des phénomènes de contact. Ceux-ci, limités au début aux aspérités, se multiplient sous l'effort de serrage E et les résistances évoluent selon une loi :

$$R = f(1/E) \quad (2.4)$$

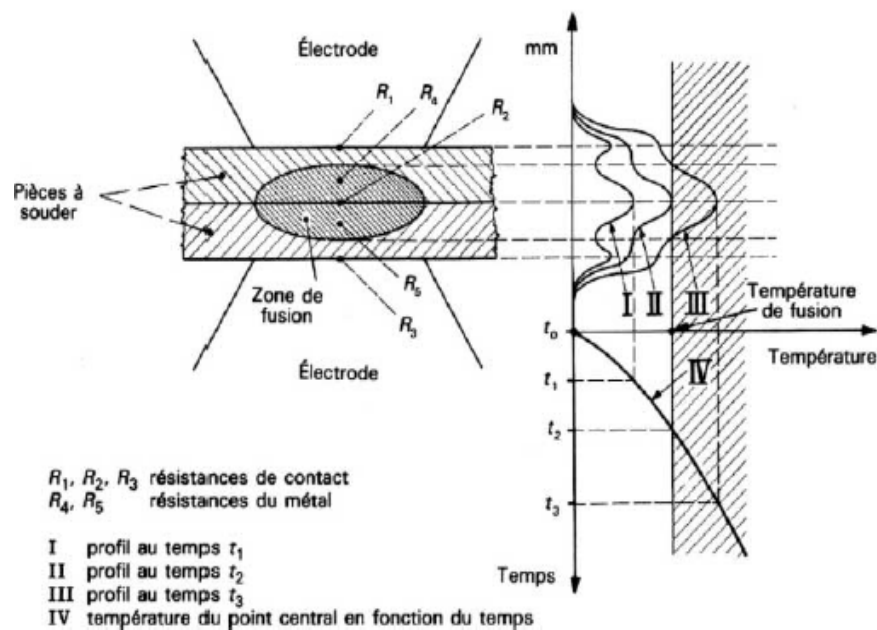


Figure 2.7 : Formation d'un point de soudure

Les secondes sont dues à la résistivité des matériaux. Par effet Joule, la température s'élève dans la zone de soudage, en premier lieu aux interfaces, où la résistance d'abord prépondérante diminue, puis dans la matière elle-même où la résistivité augmente avec la température. [2.9]. Au bout d'un certain temps, la fusion est atteinte au point central et progresse dans le plan de joint sous la forme d'un

lingot formé en vase clos, qui atteint un diamètre comparable à celui des électrodes, le point de soudure. Le courant est alors interrompu. Le métal en fusion se refroidit, formant la liaison des deux tôles, les électrodes restant serrées avec effet de forgeage jusqu'au refroidissement quasi complet [2.10].

2.6.2. Les caractéristiques thermiques d'un point de soudure :

Le soudage électrique par points présente les propriétés suivantes :

Le cycle thermique est issu d'un chauffage localisé rapide et d'un refroidissement par conduction dans les tôles et les électrodes. Ce soudage se caractérise thermiquement par :

- Des gradients de température importants, donnant des isothermes très serrées autour du noyau.
- Par des vitesses de refroidissements rapides, pouvant entraîner la trempe même des aciers réputés peu trempant.
- La fusion est interne au matériau sans contact avec l'extérieur, ceci, évite la nécessité d'une protection et limite les réactions chimiques internes.
- Le cycle thermique s'accompagne d'une action mécanique par pression des électrodes, qui provoque un affinage des grains de la ZF et la ZAT.

2.6.3. Géométrie d'un point soudé :

La géométrie d'un point soudé présente trois particularités :

Discontinuité de l'assemblage, présence d'une entaille concentrant les contraintes en cas de sollicitations mécaniques, indentation, par pénétration de l'électrode, des faces externes de l'assemblage [2.8].

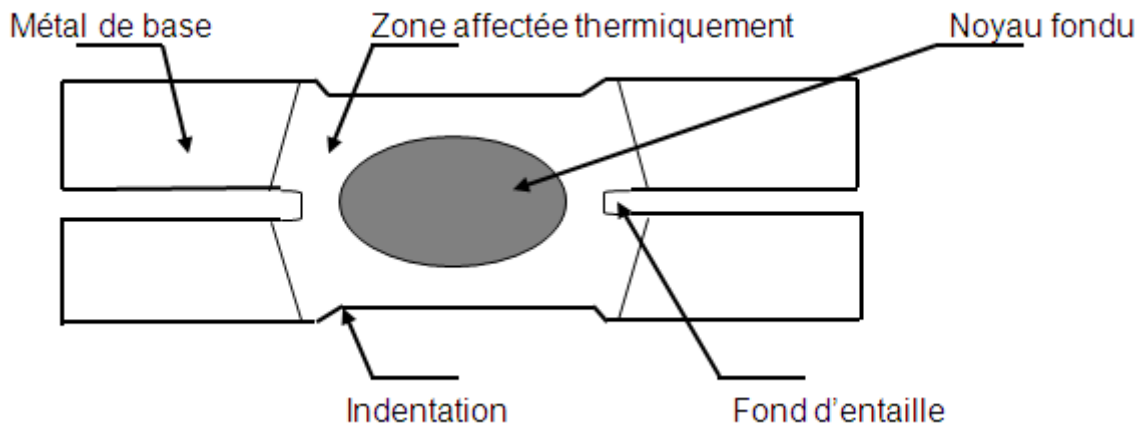


Figure 2.8 : Zones principales d'un cordon de soudure par fusion



Figure 2.9 : Micrographie de la Zone affectée thermiquement (ZAT)

2.6.4. La zone fondue (ZF) :

La croissance des grains dans la zone fondue a lieu à partir de la zone de liaison perpendiculaire aux isothermes. Suivant la vitesse de solidification du matériau, on obtient; soit une structure mixte comprenant à la périphérie une structure orientée et au centre une structure équiaxe. Le retrait de métal fondu peut entraîner la formation de retassures de tapures ou des fissures dans certains matériaux fragiles.

2.6.5. La zone affectée thermiquement (ZAT) :

La ZAT d'un point soudé est le siège de transformation des structures liées à la vitesse de refroidissement. Pour la prévision des structures dans le soudage par point, il faut tenir compte :

- De la rapidité du refroidissement qui provoque pour les aciers le plus souvent, la formation de la martensite ou la bainite.
- Du temps d'austénitisation très court qui laisse quelques plages de structures initiales (ferrite par exemple) non transformées.
- Du réchauffage éventuel par recuit.

2.7. Soudage des aciers inoxydables 316 L :

Les aciers inoxydables 316 L ont une bonne soudabilité. Le fait qu'aucune trempe n'est effectuée lors du refroidissement, l'assemblage garantit des soudures ductiles et de bonne qualité. Cependant quelques modifications microstructurales peuvent éventuellement se former lors de la solidification. Ces aciers peuvent être soudés par la majorité des procédés de soudage. L'assemblage obtenu a de bonnes propriétés microstructurales et un excellent rendement mécanique. [2.11]. [2.12].

2.7.1. Zones affectées par le procédé de soudage :

Conformément à la recherche bibliographique citée ci-dessus, les aciers inoxydables 316 L sont obtenus par hypertrempe depuis des températures relativement élevées (environ 1100°C). Les zones affectées par le procédé de soudage peuvent connaître des températures supérieures et des temps de refroidissement non contrôlés. De plus, étant donné le fort coefficient de dilatation thermique de l'austénite, il se peut que les cycles de soudage engendrent des contraintes d'origine thermique qui conduisent à des déformations plastiques non négligeables.

D'autre part, les aciers inoxydables austénitiques peuvent recristalliser dans la zone affectée par le soudage. Cela entraîne parfois un grossissement de grain d'où le nom de « zone à gros grains » pour désigner cette partie de la zone affectée. [2.13]. [2.14]

2.7.2. La zone affectée thermiquement :

La zone affectée thermiquement est la zone adjacente à la zone fondue. Lors du procédé de soudage, sa température avoisine le point de fusion du matériau et sa structure est entièrement ferritique au chauffage, alors que la zone affectée thermiquement recuite est la zone où les fractions volumiques de l'austénite et de la ferrite restent inchangées. Les transformations microstructurales sont essentiellement contrôlées par le procédé de soudage et par la composition chimique. Pour une composition chimique donnée, la microstructure dans la zone affectée thermiquement surchauffée dépend de l'historique thermique imposé.

Cette zone est affectée par les paramètres suivants : l'énergie, l'épaisseur du matériau à souder, le matériau à souder, le préchauffage et la température d'interpasse.

Aussi, la température maximale du cycle thermique et le temps de séjour dans le domaine ferritique contrôlent la dissolution de l'austénite et la taille du grain ferritique. A titre d'exemple, la taille de grain de ferrite élevée retarde la formation de l'austénite. Ainsi, les ZAT des soudures austéno-ferritiques peuvent subir deux types de modifications structurales :

- Un accroissement de la teneur en ferrite consécutive au cycle thermique de soudage dont la vitesse de refroidissement est trop rapide pour une retransformation complète en austénite de la ferrite formée au chauffage.
- Une transformation partielle de la ferrite en phases intermétalliques éventuellement accompagnée de la précipitation de carbures et de nitrures, en particulier en présence de réaffectations thermiques.

2.7.3. Ecrouissage :

Dans ce domaine, Etienne et al ont réalisé des mesures de dureté dans les zones affectées par le soudage de tôles de 50 mm d'épaisseur en acier de type 316. De la figure 2.10, on remarque que la zone affectée (HAZ) est plus dure que le métal de base. Les microstructures de dislocations de la figure 2.11 montrent que la zone affectée est fortement déformée. Aussi, Younger et al ont réalisé des observations par microscopie électronique en transmission sur des lames minces prélevées dans la zone affectée. Ces observations montrent ainsi la présence d'une forte densité de dislocations et de sous-joints à 0.25 mm de la zone fondue, signes d'une déformation plastique à relativement haute température. [2.15].[2.16].

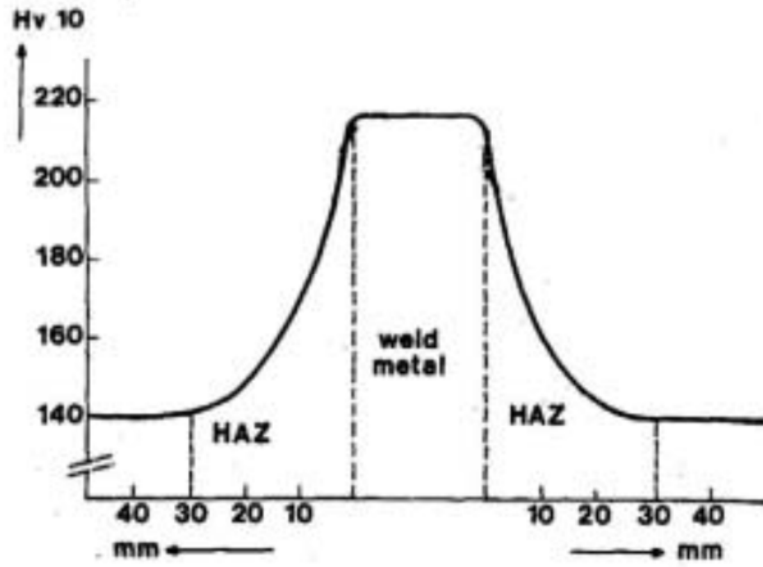


Figure 2.10 : Dureté au voisinage d'une soudure d'acier 316. [2.15]

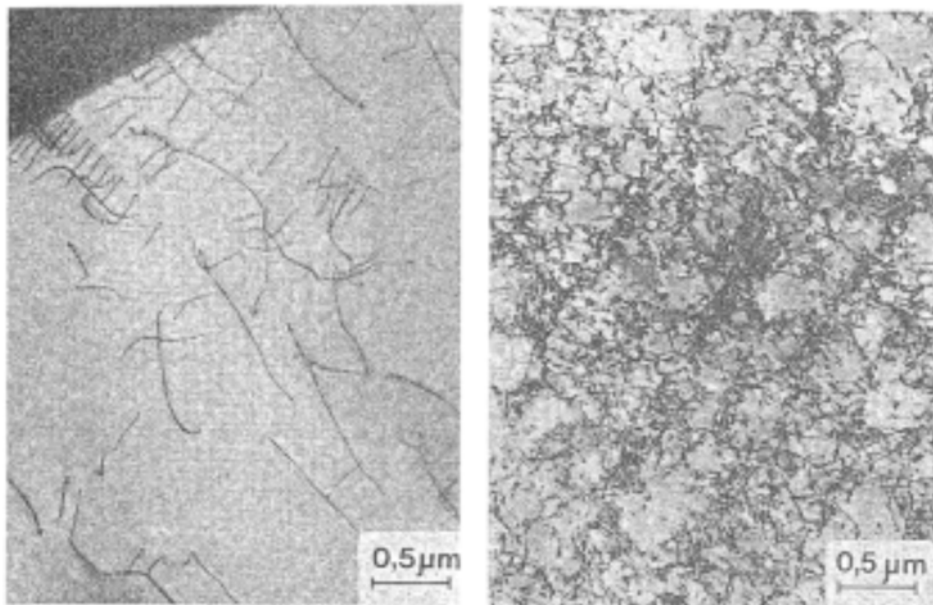


Figure 2.11 : Microstructure de dislocations au voisinage d'une soudure d'acier 316 L [2.15]

CHAPITRE 3

PROCEDURE EXPERIMENTALE

3.1. Introduction:

Dans ce chapitre, nous exposerons la partie expérimentale de notre travail. Elle concernera l'application du soudage par points de notre matériau et de sa caractérisation. Cette caractérisation consiste en une observation micrographique sur un microscope optique, une observation macrographique pour caractériser les différentes zones de soudage, une mesure de dureté Vickers, une diffraction aux RX. Pour caractériser la microstructure, on utilisera plusieurs techniques différentes d'investigations, et pour évaluer la qualité de la soudure, on procédera l'essai de traction.

3.2. Matériaux utilisé :

Le matériel utilisé dans notre travail est un acier inoxydable austénitique de nuances Z₂ CN 18-10 (USA) : AISI 316 L.

Les tableaux 3.1 et 3.2 présentent la composition chimique et les propriétés mécaniques selon les normes NF A35-574, 35-577 et 35-580.

Des éprouvettes ont fait l'objet d'analyses métallographiques, afin de vérifier la structure de l'acier 316L, d'identifier certains défauts et de déterminer le sens du laminage. Une préparation métallographique des éprouvettes par des polissages par meulage à l'eau à l'aide de papiers abrasifs à indice de granulation croissante jusqu'à 2400 a été utilisée.

3.3. Nuance du métal de base :

Le matériel utilisé est un acier inoxydable austénitique constitué d'éléments de base fer-chrome-nickel ; réseau d'atomes de fer cubique à faces centrées avec des atomes en solution solide d'insertion, (comme le carbone ou l'azote), et des atomes en solution solide de substitution (chrome, nickel, molybdène, salicine). Des

impuretés (souffre, phosphore) sont également présentées en faible quantité avec un taux de ferrite après soudage allant jusqu'à < 20% d'après la norme ASTM. [3.1].

3.4. Composition Chimique :

La composition chimique de l'acier étudié est présentée dans le tableau 3.1

Elément	%C	%Cr	%Ni	%Mo	%Mn	Autres en %			
	0.02	17	12.5	2	1	0.8%Si	0.04%P	0.03%S	0.02%N

Tableau 3.1 : Composition chimique (%) de nos échantillons

3.5. Caractéristiques Mécaniques :

Les caractéristiques mécaniques fournies par le fournisseur sont portées sur le tableau ci-dessous :

Limite d'élasticité $R_{p\ 0,2\%}$ (N/mm ²)	Résistance à la rupture R_m (N/mm ²)	Allongement en %
200	550	60

Tableau 3.2 : Propriétés mécaniques de nos échantillons

3.6. Préparation et dimensionnement des éprouvettes :

Les éprouvettes utilisées possèdent les dimensions suivantes. A l'aide d'une guillotine, on a découpé des échantillons de dimensions 20 x 100 mm à partir des tôles d'aciers brutes.

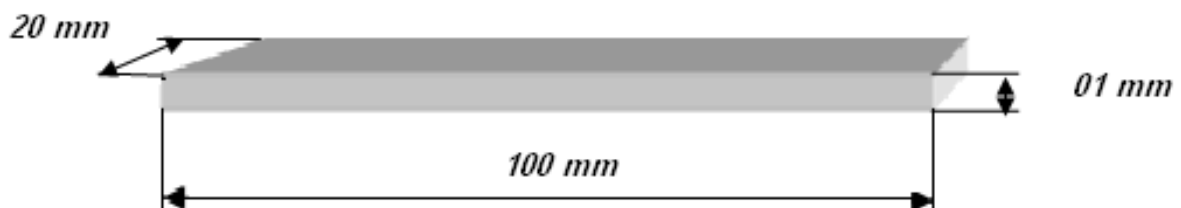


Figure 3.1 : Dimensions de l'éprouvette utilisée

3.7. Soudage :

Le procédé utilisé est le soudage par point suivant les paramètres indiqués dans la fiche technique du soudage du tableau 3.3.

3.7.1. Caractéristique de la machine de soudage utilisée :

Pour les différents points de soudure réalisés, on a utilisé un poste de soudage par point sur colonne de type FC 35 FIMER à bras oscillant avec contrôle synchrone à thyristors incorporé ayant les caractéristiques suivantes :

- Tension 220 – 380V,
- Puissance nominale 35KVA,
- Tension secondaire à vide 3,8 Vo,
- Fréquence 50- 60Hz,
- Pression Max 2.25 KN.

3.7.2. Électrodes utilisées :

L'électrode est l'organe de la machine directement en contact avec les pièces à souder. Elle est l'outil de la machine à souder par point et fait partie du circuit secondaire du procédé de soudage. Elle est du matériau de conductibilité d'une dureté et d'une résistance mécanique élevée à haute température (Cuivre).

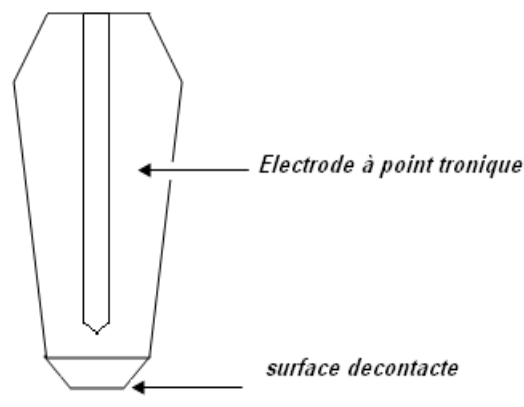


Figure 3.2 : Electrode à point tronconique pour machine à souder par point

3.7.3. Fiche technique de soudage :

La fiche technique englobe l'ensemble des paramètres et les conditions qui contrôlent le mode opératoire.

Procédé de soudage : soudage par résistance par points	Atelier de soudage : CRNB
	Poste de soudage : poste de soudage par point sur colonne (FC 35 FIMER)
Métal de base : 316L (selon AISI) Fournisseur :	Métal d'apport : sans
Joint : sans	Position : Tôles posées sur l'électrode inférieure soudage vertical par recouvrement alternatif avec polarisation positif
	Courant électrique :
Préchauffage (métal de base) : sans	

Tableau 3.3 : Fiche technique du procédé de soudage

3.7.3.1. Réalisation des points de soudures :

On a assemblé les deux tôles par des points de soudures à l'aide d'un poste de soudage par point sur colonne de type FC 35 FIMER.

Les paramètres de soudage sont représentés dans les tableaux suivants.

3.7.3.2. Paramètre de soudage :

La variation des paramètres utilisés sont ressemés dans les tableaux suivants :

N° éprouvette	Effort en 5KN)	Temps (S)	Ø d'électrode (mm)	Intensité du courant (A)
1	2.00	0.18	6	9000
2	2.00	0.18	6	8000
3	2.00	0.18	6	7000

Tableau 3.4 : Variation de l'intensité du courant

N° éprouvette	Effort en 5KN)	Temps (S)	Ø d'électrode (mm)	Intensité du courant (A)
4	2.00	0.18	6	7000
5	2.00	0.20	6	7000
6	2.00	0.22	6	7000

Tableau 3.5 : Variation du temps de soudage

N° éprouvette	Effort en (KN)	Temps (S)	Ø d'électrode (mm)	Intensité du courant (A)
7	2.25	0.18	6	7000
8	1.75	0.18	6	7000

Tableau 3.6 : Variation de l'effort de compression

3.8. Méthodes de caractérisation :

La connaissance des propriétés du matériau passe par la détermination des phases qui le composent : leur forme, leur distribution et leur qualité.

Les paramètres sont regroupés sous le nom de structure du matériau. La structure va dépendre de l'échelle (agrandissement) à laquelle on observe le matériau. Il est donc important de préciser, lorsque l'on parle de structure, de structure macroscopique ou microscopique.

Cette caractérisation consiste en :

- Une observation micrographique sur un microscope optique,
- Une observation macrographique,
- Une mesure de dureté Vickers (profils de microdureté dans les plans (XY) et (XZ)),
- Une diffraction des RX,
- Essais de traction,
- La microscopie électronique à balayage (MEB).

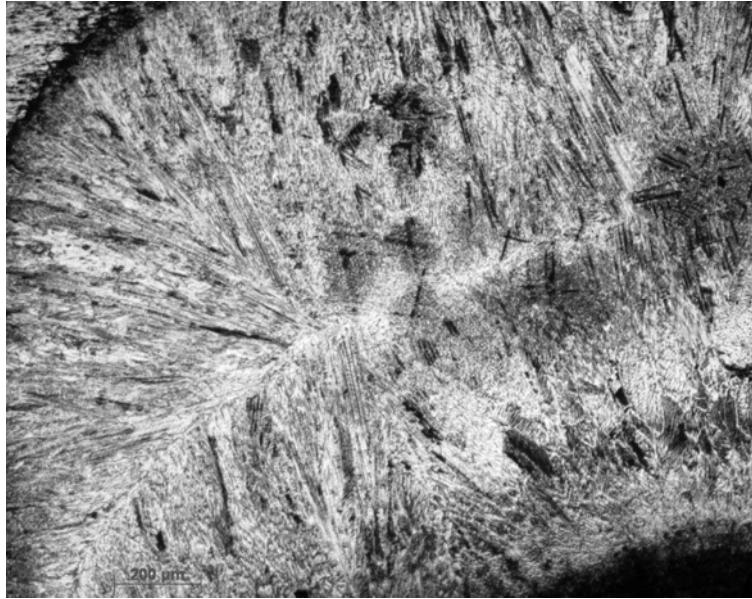


Figure 3.3 : Echantillon soudé

3.8.1. Préparation des échantillons :

Les éprouvettes sont prises à partir des tôles soudées. La coupe est réalisée dans le sens transversale de la soudure.

3.8.2. Macroscopie :

L'examen macroscopique (examen à l'œil nu) ou macrographique (examen avec une loupe optique comme une binoculaire qui permet de relever la structure métallographique homogène ou hétérogène d'une coupe transversale d'une éprouvette soudée.

Cet examen, lors de l'observation au microscope optique, a pour but de mettre en évidence la structure de l'échantillon (changements structurassent dus à l'échauffement dans le cas des assemblages soudés),. Les échantillons à utiliser sont prélevés de la tôle soudée et selon les axes (XY) et (YY).

La microscopie optique nécessite une préparation des échantillons en passant par l'enrobage, le polissage, et l'attaque chimique.

3.8.2.1. Enrobage :

La technique d'enrobage est utilisée pour faciliter le maintien des échantillons pendant le polissage.

L'enrobage a été effectué sur une machine presto-presse. Les échantillons sont enrobés dans une matière plastique (la résine).

Les paramètres sont :

- ✓ Pression 10 KN,
- ✓ Temps de chauffage 6 min,
- ✓ Temps de refroidissement à l'eau 3 min.



Figure 3.4 : Résine utilisée

3.8.2.2. Polissage :

Le pré-polissage de la surface à examiner est réalisé avec une polisseuse et sous eau et de disque abrasifs de granulométrie de caractéristiques suivantes : P180-P400-P600-p800-P1200-P2400. La vitesse de rotation est comprise entre 150 et 300 tours/minutes environs. L'échantillon subit une rotation de 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les raies précédentes de polissage. La durée de polissage est environ 2 minutes par granulométrie.

L'expérience s'est déroulée au niveau de notre Département de Mécanique. La polisseuse utilisée de marque Metasinex est représentée dans la figure 3.5.



Figure 3.5 : Polisseuse Metasinex

3.8.2.3. Attaque électrolytique :

Dans ce travail, on a utilisé l'attaque électrolytique. La dissolution électrochimique est de même type que la dissolution chimique, mais elle bénéficie d'un paramètre supplémentaire : le facteur électrique. L'attaque s'effectue avec un appareillage qui se compose d'un Becher de 1 à 2 litres contenant l'électrolyte (acide oxalique) avec un échantillon (anode) placé à quelques centimètres de la cathode en acier inoxydable.

Il est très difficile de distinguer les différentes zones de la partie soudée (l'interface entre la ZAT/ZF).

3.8.3. Caractérisation Mécanique :

3.8.3.1. Essai de Micro dureté HV :

Le profil de microdureté à travers la soudure change de forme selon la zone et l'état initial.

Les essais de dureté représentent une grande utilité pour notre étude en raison de leur simplicité et de leur caractère peu destructif. La dureté caractérise la résistance à la déformation et les valeurs obtenues permettent certains classements. Cependant, le processus opératoire doit être très précis pour assurer la productibilité et la fidélité des résultats. Ceci explique le grand nombre de normes dans ce domaine, pour les essais proprement dits, les machines d'essais et les étalons. Les essais les plus courants se font par pénétration.

Dans l'essai de la microdureté, la mesure de la dureté nécessite des essais sous très faible charge, dont la profondeur ne dépasse pas 1/10 de l'épaisseur de l'échantillon. Le principe des essais de dureté consiste à enfoncer un pénétrateur dans le métal à évaluer. A charge constante, on mesure la dimension de l'empreinte. Celle-ci est d'autant plus grande que le métal est moins dur.

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

$$H = \frac{F}{S} \quad (3.1)$$

On aurait tendance à exprimer H en méga pascals, mais, pour insister sur le caractère conventionnel de l'essai de dureté, celle-ci est exprimée sans dimension.

L'essai de dureté utilisé pour notre cas est l'essai Vickers. Il consiste dans un laps de temps bien déterminé à imprimer dans la pièce à évaluer un pénétrateur en forme de pyramide droite, à base carrée, d'angle au sommet 136° , sous une charge F , et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge.

La figure 3.6 schématise les caractéristiques de l'essai de dureté :

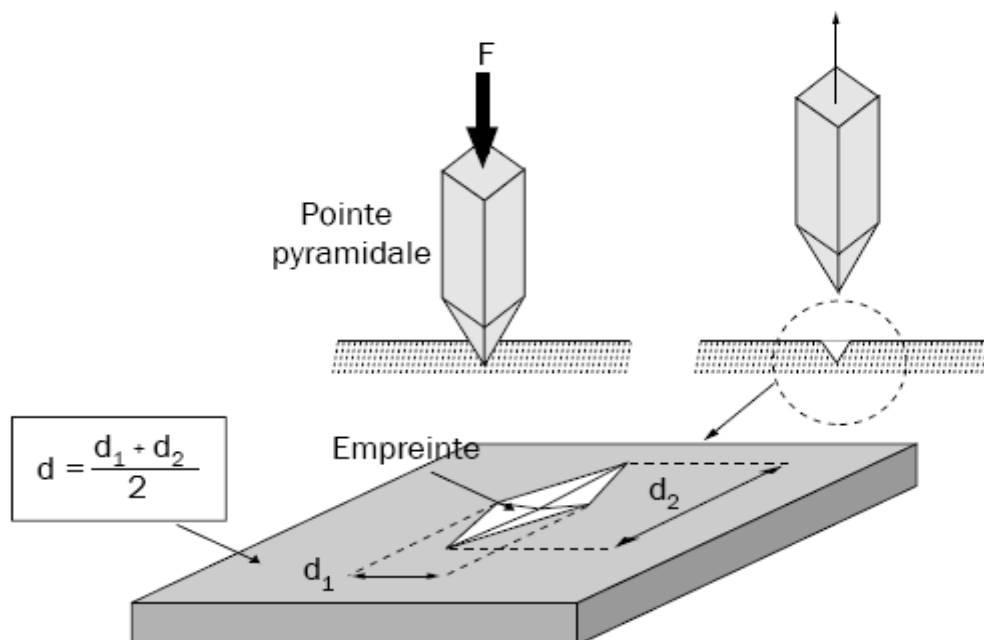


Figure 3.6 : schématisation de l'essai de dureté

La lecture de microdureté est obtenue grâce à un dispositif de la lecture microscopique incorporée à un microscope.

Ce procédé demeure efficace grâce à des précisions des résultats obtenus. Pour chaque échantillon, on a relevé des résultats. On a effectué un balayage dans deux sens : transversal et horizontal de l'échantillon (point de soudure). Ce travail est illustré dans la figure 3.7.

Les paramètres sont les suivants :

- ✓ La charge $F = 200 \text{ gf}$
- ✓ La période $t = 15 \text{ s}$

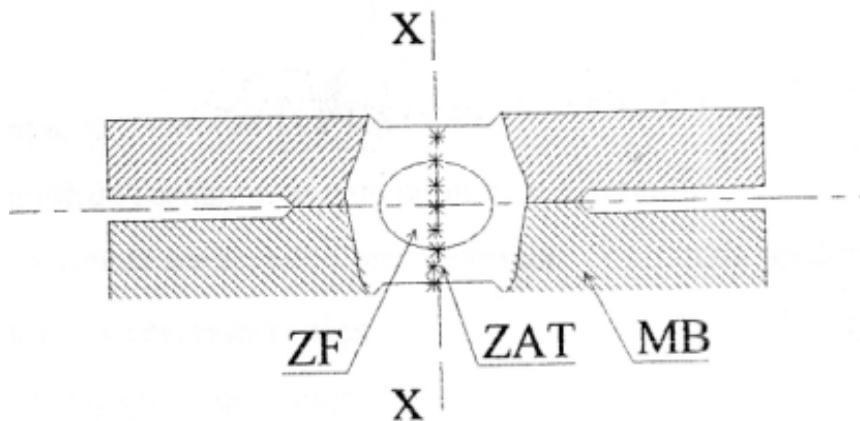


Figure 3.7 : Profil de Micro dureté

3.8.3.2. Essai de cisaillement par traction :

3.8.3.2.1. Le système de sollicitation mécanique :

Parmi tous les essais mécaniques, l'essai de traction est certainement le plus important. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques suivantes : le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, l'allongement après rupture et le coefficient de striction. Son principe consiste à exercer sur une éprouvette normalisée deux forces égales et opposées qui vont entraîner sa déformation progressive puis sa rupture. Son exécution est facile et les résultats obtenus serviront à dimensionner toutes sortes des pièces allant d'un pignon microscopique jusqu'à la structure métallique d'une grande pièce.

L'objectif de cet essai est :

- de faire connaître le fonctionnement d'une machine de traction et des capteurs qui y sont appliqués,
- d'obtenir des courbes de traction sur des matériaux comme les alliages d'aluminium,
- d'interpréter les résultats obtenus: déterminer la limite élastique, l'allongement à rupture, etc...,
- d'estimer la précision de mesure.

L'essai de traction est pratiqué sur des barres de section constante, ou sur des éprouvettes cylindriques ou prismatiques, prolongées de part et d'autre par des têtes d'attache de forme appropriée pour la fixation.

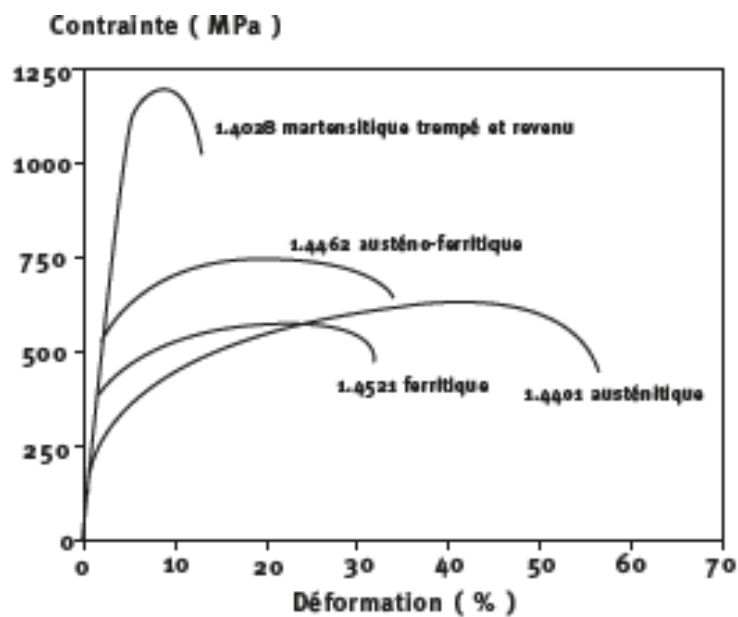


Figure 3.8 : Courbes de traction pour différents types d'aciers inoxydables [3.2]

Une machine de traction universelle, modèle INSTRON 5500, de capacité 100KN permet d'exercer une sollicitation de traction sur une éprouvette placée entre ses deux mors. Le mord supérieur est fixe alors que le mord inférieur est solidaire d'une traverse mobile. Le mouvement de la traverse est assuré par une vis sans fin.

Les éprouvettes sont testées à température ambiante dans l'air. Le mode de contrôle est le contrôle charge avec une vitesse du déplacement de la traverse fixée à 10 mm/min .



Figure 3.9 : Machine d'essai de traction

3.8.3.2.2. Le système d'acquisition et stockage des données :

Le pilotage et l'acquisition des données sont effectués à l'aide de la console de la machine, l'ensemble étant piloté par le logiciel Bluehill2 (le logiciel développé par INSTRON). Cette console permet, entre autres, la présélection de la vitesse de chargement mécanique soit par contrôle de déplacement ou soit par contrôle de déformation. D'autre part, la console permet l'acquisition des données (charge et déplacement ou déformation) et la visualisation de l'évolution de l'essai sur l'écran du micro ordinateur.

3.9. Technique d'analyse :

Des analyses de diffraction à rayons X ont été réalisées au moyen d'un diffractomètre « X'PERT PRO MPD » équipé d'un goniomètre vertical de rayon 240 mm et muni d'un tube à rayons X à anticathode de cuivre de longueur d'onde $1,54056\text{ \AA}$. Le détecteur interfacé est de type à gaz xénon. Les analyses ont été effectuées avec rotation pour permettre une grande probabilité de diffraction à l'ensemble des plans susceptibles d'émettre des raies. Les échantillons n'ont pas

subis de traitements préliminaires. Par ailleurs, l'usage du logiciel HighScore Plus nous a permis de traiter les spectres d'analyses par diffraction X alors que, la phase contenue dans les échantillons a été identifiée par une banque de données.

3.9.1. Calcul de la fraction volumique de la ferrite

Dans la pratique l'intensité intégrale diffractée par une phase i est proportionnelle à la fraction volumique V_i :

$$I_i = K_i \cdot V_i \quad (3.2)$$

On a alors pour les deux phases présentées (α) et (γ) respectivement :

$$I_\alpha = K_\alpha \cdot V_\alpha \quad \text{et} \quad (3.3)$$

$$I_\gamma = K_\gamma \cdot V_\gamma \quad (3.4)$$

Avec V_α : Fraction de la phase (α)

V_γ : Fraction de la phase (γ)

I_α Et I_γ sont les intensités intégrées des pics de la phase (α) et ceux de la phase (γ) respectivement.

La constante de proportionnalité K_i dépend elle-même de plusieurs facteurs dont certains sont liés à la structure de la phase diffractante et d'autres dépendent du montage expérimental.

$$K_i = \frac{k}{V_i^2} P.L.m. |F_{ihkl}|^2 A \exp(-2M) \quad (3.5)$$

Avec :

$$|F_{hkl}|^2 = 16f^2 \quad \text{pour la phase austénitique } (\gamma)$$

$$|F_{hkl}|^2 = 4f^2 \quad \text{pour la phase ferritique } (\alpha)$$

f = Facteur de diffusion atomique.

V : volume de la maille. Il est égale à $(a_\alpha)^3$ pour la ferrite (α) et $(a_\gamma)^3$ pour la phase (γ).

Pour un plan (h.k.l), dans un système cubique on a :

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad \Rightarrow \quad a = d_{hkl} \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (3.6)$$

$$\text{Avec } d_{hkl} = \frac{a^2}{2 \sin \theta} \text{ (relation de Bragg).} \quad (3.7)$$

La valeur de θ est déterminée des diffractogrammes. Connaissant la valeur de la longueur d'onde (celle) du cuivre $\lambda = 1.54\text{\AA}$, nous pouvons calculer les volumes respectifs de la phase (γ) et (α).

D'après les formules (3.1) et (3.2) nous avons :

$$V_\gamma = \frac{I_\gamma}{K_\gamma} \text{ et} \quad (3.8)$$

$$V_\alpha = \frac{I_\alpha}{K_\alpha} \quad (3.9)$$

Le raisonnement étant le même pour chaque phase et avec la relation de conservation qui donne $V_\gamma + V_\alpha = 1$, on peut déterminer la fraction volumique d'austénite (γ) et de la ferrite (α) :

$$V_\alpha = \frac{1}{1 + \frac{I_\gamma K_\alpha}{I_\alpha K_\gamma}} \quad (3.10)$$

Cette série de balayage de 2θ sur une gamme de microstructure de l'acier (dans la zone du métal de base et la zone de cordon de soudure voir la figure) a été réalisée sur un goniomètre de type PW 3050/60 en utilisant une anticathode de cuivre délivrant une longueur d'onde du rayonnement X de 1.54 nm, un pas d'acquisition de 0.016° une tension $V = 40\text{kV}$ et une intensité $I = 40\text{mA}$.

La détermination des fractions volumiques d'austénite (γ) et de la ferrite (α) est alors réalisée de la manière suivante :

Détermination des angles de diffraction des différentes familles de plans des deux phases en faisant un balayage de 2θ .

Les familles de plans utilisées dans le calcul sont $\{111\}$ et $\{200\}$ de l'austénite, $\{110\}$ et $\{220\}$ de la ferrite.

3.9.2. La microscopie électronique à balayage (MEB) :

Une étude plus quantitative des intermétalliques fut menée par l'utilisation d'un microscope électronique à balayage conventionnel.

Le contraste de phases, obtenu en électrons rétrodiffusés permet de distinguer les différents précipités.

En pratique, la technique de microscopie à balayage peut être utilisée pour décrire la précipitation grossière de trempe. Elle offre, dans ce cas, une excellente alternative à la microscopie en transmission puisque les zones observables sont alors beaucoup plus étalées (quelques cm²), avec un temps de préparation des échantillons très sensiblement diminué.

La figure 3.10 représente le principe de fonctionnement d'un microscope électronique à balayage :

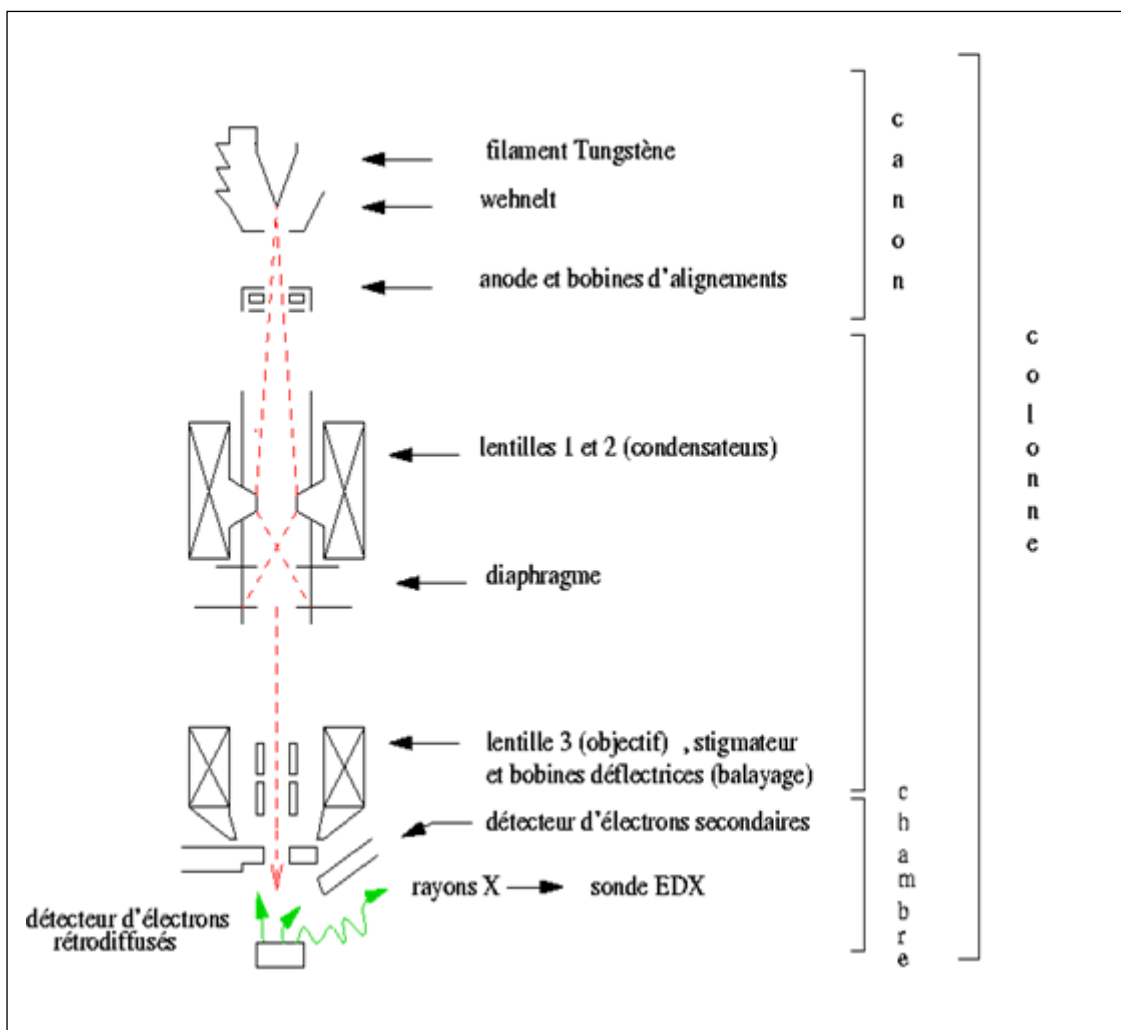


Figure 3.10 : Principe de fonctionnement d'un microscope électronique à balayage

La qualité des images obtenues en microscopie électronique à balayage dépend grandement de la qualité de l'échantillon analysé. L'utilisation de ce dernier impose un travail préalable de découpe et de polissage.

Notre expérience s'est déroulée au Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) de Baba Hassen (Alger).

Le microscope électronique à balayage utilisé est de type : JEOL JSM6360LV.

CHAPITRE 4

RESULTATS ET INTERPRETATIONS

4.1. Introduction :

Ce chapitre est consacré à l'étude expérimentale des soudures de notre matériau et les différents résultats relatifs à la micrographie et aux essais mécaniques.

La microstructure des matériaux conditionne largement leurs propriétés, qu'elles soient mécaniques, magnétiques, électriques ou autres. Elle dépend de la chimie du matériau mais également de toute la gamme de transformation depuis la solidification, dont les traitements thermomécaniques (laminage à chaud) et les traitements mécaniques et thermiques.

Tout au long du procédé de fabrication, les transformations de phases, la déformation plastique des grains, la restauration et/ou la recristallisation des grains écrouis, les interactions précipitation-recristallisation, la croissance normale ou anormale des grains, influent sur la microstructure finale du matériau.

Après l'utilisation du procédé de soudage par points sur notre matériau, on obtient trois principales zones :

- Métal de base (MB),
- Zone affectée thermiquement (ZAT),
- Zone fondue (ZF).

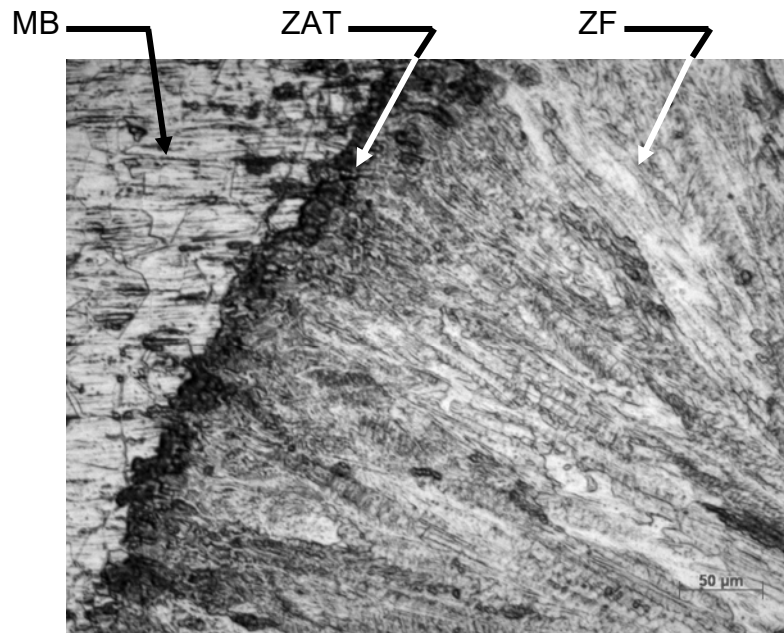


Figure 4.1 : Principales zones obtenues après soudure

Pour ce procédé de soudage, on constate que la résistance de contact tôle/tôle joue généralement un rôle dans le développement du noyau. [4.1], [4.2]. Car à froid, c'est elle, qui est la plus importante dans le circuit des résistances ohmiques équivalentes et elle est responsable de la génération de la chaleur à l'interface tôle/tôle. D'ailleurs, elle dépend essentiellement de la pression, de la température, et du revêtement. [4.3], [4.4].

En ce qui concerne l'électrode utilisée, une optimisation de la taille de contact thermique est nécessaire et joue un rôle sur le chauffage, la taille et la géométrie de la soudure.

En l'absence des données de la résistance de contact appropriée, il est nécessaire parfois de faire varier la taille de contact tôle/tôle afin d'obtenir une bonne validation.

4.2. Analyse macrographique :

Notre matériau est sensible à la fissuration à chaud lors de l'application du procédé de soudage. Ce phénomène est lié à la forte ségrégation d'éléments fragilisant aux joints de grains.

En effet, les éléments fragilisant étant très solubles dans la ferrite, ils ne ségrègent pas et la fissuration est évitée. Pour cette raison, la présence de ferrite delta dans le cordon est nécessaire afin d'éviter la fissuration à chaud.

Dans le cas du soudage de notre matériau, on constate une création de contraintes internes pouvant provoquer la fissuration du cordon de soudure au cours du refroidissement. Afin d'éviter ce phénomène, la teneur en carbone doit être la plus faible possible pour éviter une trop grande distorsion du réseau lors de la transformation martensitique.

Dans le cas de l'utilisation d'un métal d'apport, il faut que celui-ci soit ductile (donc austénitique ou austéno-ferritique) pour représenter une réserve élastique et relaxer une partie des contraintes internes par déformation plastique.

4.2.1. Métal de base :

La figure 4.2 montre les résultats des observations optiques de la microstructure de l'acier 316L.

Les micrographies montrent une structure austénitique. La distribution des grains est uniforme. Leur forme est polygonale avec des joints de grains apparents.

La micrographie de la figure 4.2 présente de petites plages de ferrite aux joints de grains.

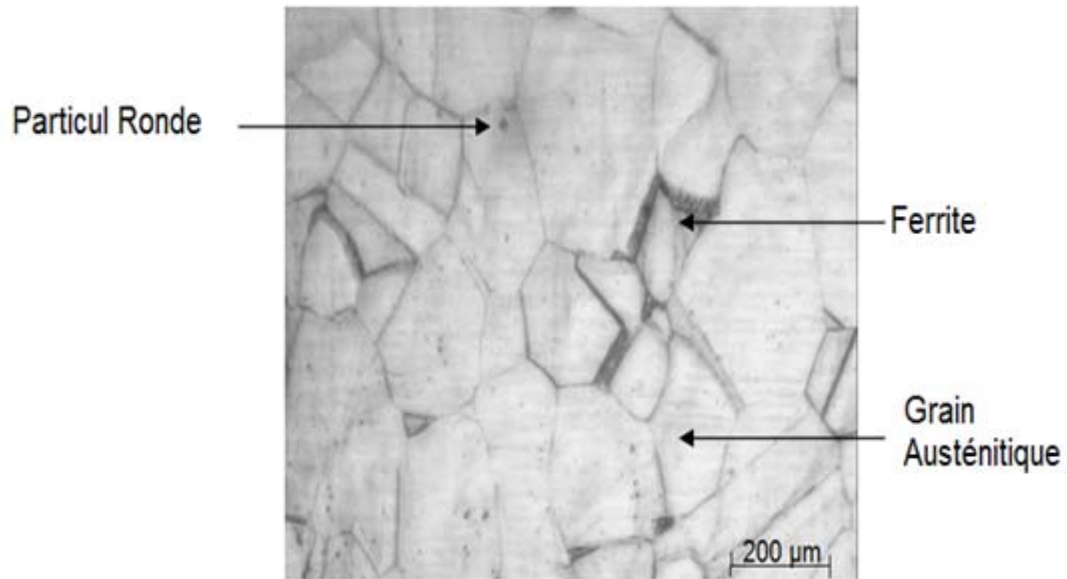


Figure 4.2 : Micrographie de l'acier 316L à l'état initial

4.2.2. Point de soudure :

Idéalement, le joint soudé doit avoir une structure ferritique dépourvue de martensite et de précipités afin d'avoir une bonne ténacité à l'état brut du soudage. Plusieurs considérations inhérentes à la microstructure doivent être prises en compte lors du soudage de notre matériau.

On souligne d'abord la sensibilité de la phase ferritique aux éléments interstitiels. Ces éléments diffusent pour modifier localement la composition, ce qui entraîne la formation d'austénite à haute température au niveau du noyau et de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT). Cette austénite tend, lors du refroidissement, à se transformer en martensite, une structure de trempe dure et fragile, et localise le long des grains ferritiques de la microstructure.

L'observation micrographique confirme bien la structure grossière de la zone affectée thermiquement en comparaison avec la structure des échantillons non soudés.

Les microstructures obtenues présentent des morphologies différentes.

La frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement est très nette, selon les figures suivantes, avec particulièrement l'aspect de la structure de solidification dans la zone fondue qui est plus fine.

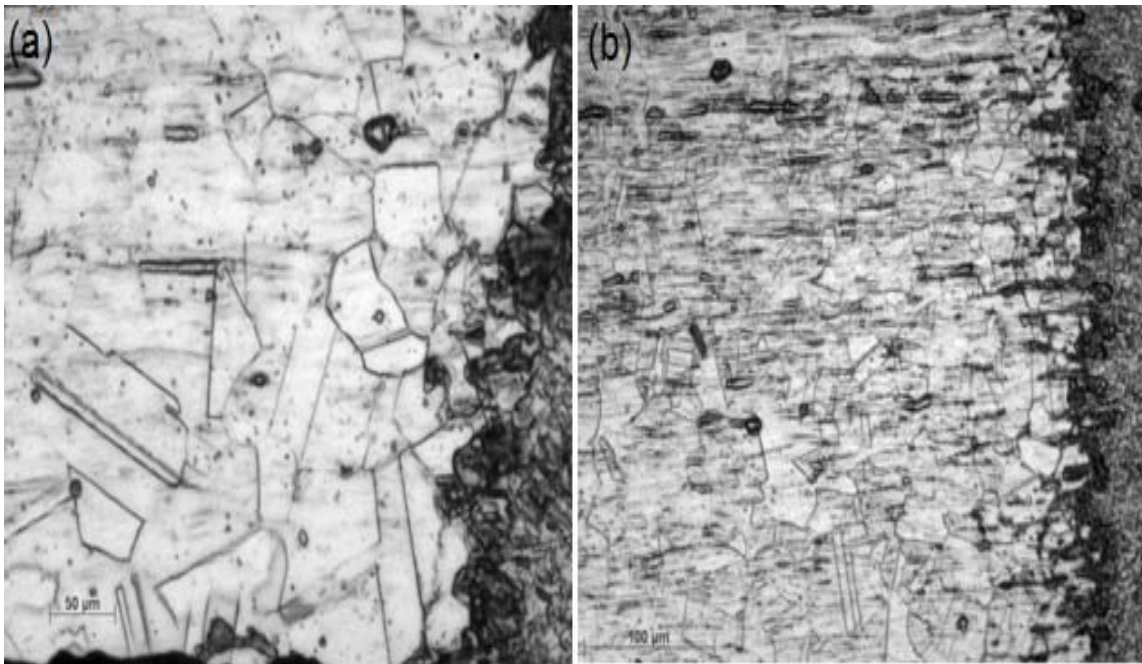


Figure 4.3 : Micrographie de la frontière entre la ZF et la ZAT
(a) Structure grossière de la zone affectée thermiquement
(b) Frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement

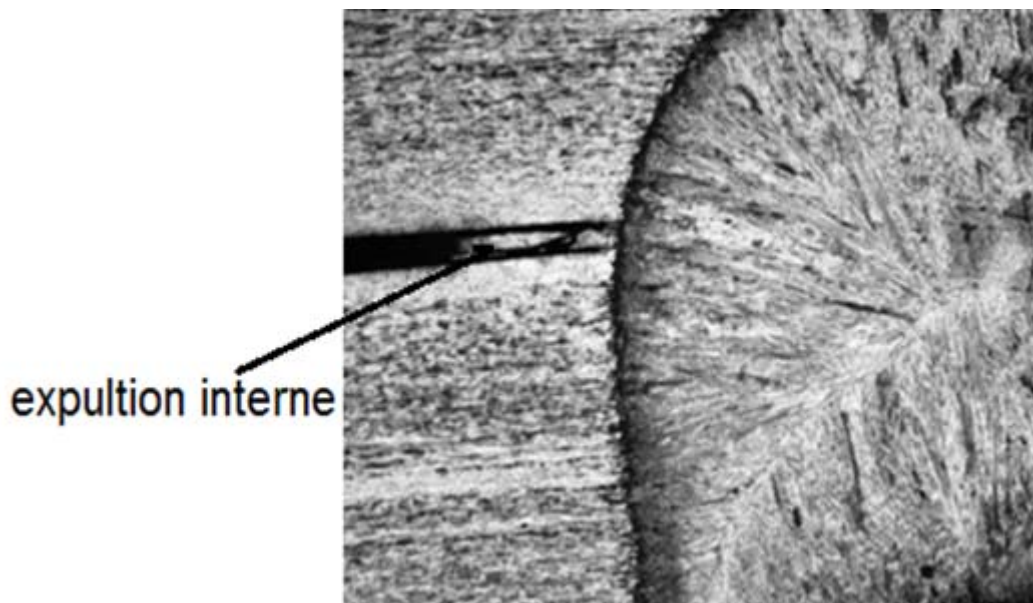


Figure 4.4 : Interface entre les deux tôles soudées

La figure 4.4 montre la solidification du noyau fondu. On observe que des dendrites ferritiques convergent vers le centre du noyau.

Cette figure montre aussi l'expulsion interne, c'est-à-dire le passage de métal fondu entre les deux tôles soudées. Ce cas peut être observé lorsque' on applique une intensité importante.

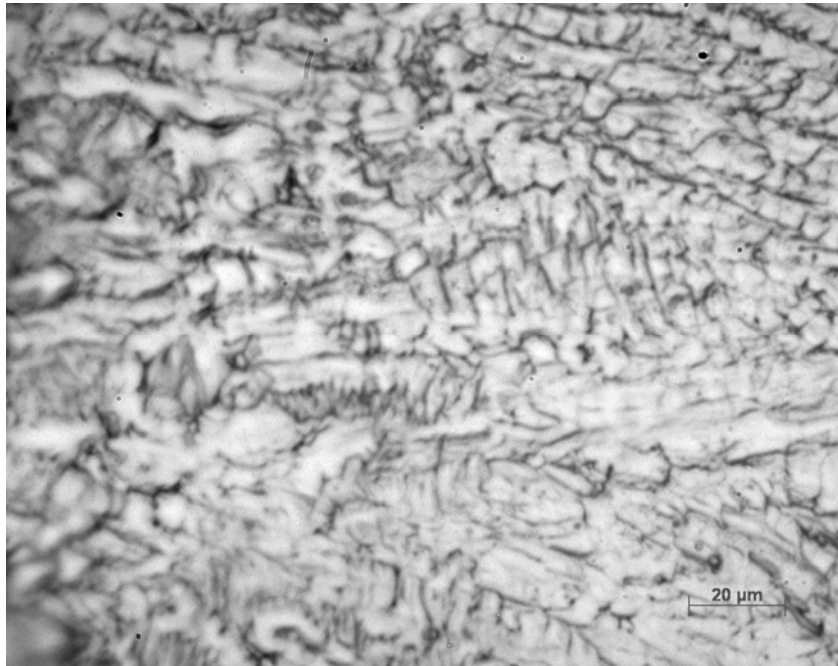


Figure 4.5 : Micrographie des zones ZAT et MB

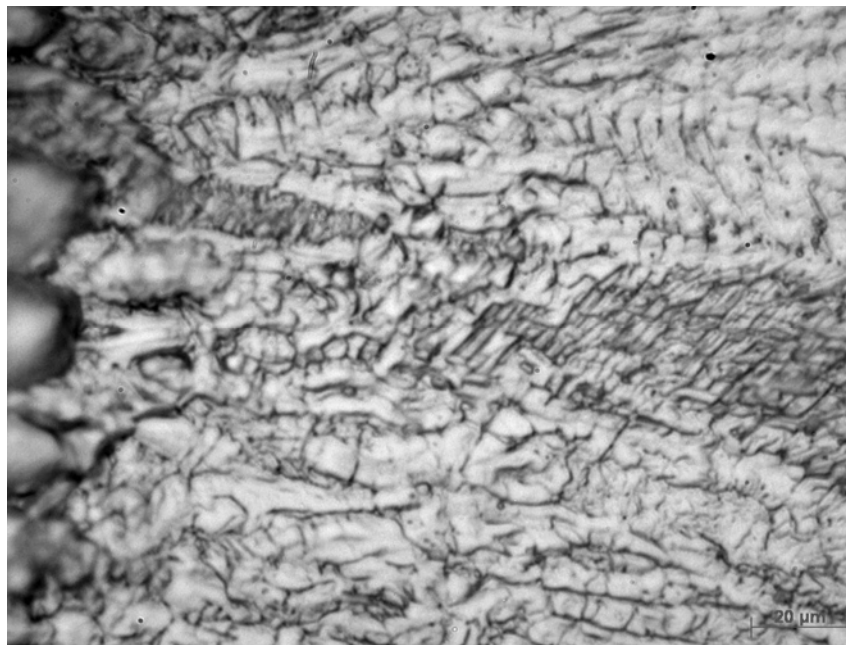


Figure 4.6 : Micrographie de la ZF

Lors du soudage, un facteur qui peut influencer sur le joint soudé est la grande susceptibilité au grossissement des grains ferritiques. On constate que plus la

structure est grossière, moins il y a de joints de grains et plus la frontière entre les grains devient longue. La concentration des impuretés résiduelles dans les joints de grains les laisse encore à l'état liquide ou pâteux au dernier stade de solidification.

Il en ressort que la surchauffe et le maintien de la structure à hautes températures doit être évité autant que possible.



Figure 4.7 : Micrographie de la ZAT

La zone affectée thermiquement reste à l'état solide au moment du soudage mais subit plusieurs cycles thermiques. Les changements structuraux s'effectuent à l'état solide dans tout l'intervalle de température. Cet intervalle est compris entre la température de fusion et la température la plus basse à laquelle commence la première transformation de phase.

On peut aussi remarquer que les aciers ferritiques ont une structure monophasée ferritique stable à toute température. L'élément d'alliage majoritaire qui confère le caractère inoxydable à ces aciers est le chrome alors que la teneur en

autres éléments tels que le nickel et le manganèse reste marginale. Les traces en carbone et en azote doivent être réduites autant que possible.

La phase ferrite Delta se forme à hautes températures à partir du liquide.

4.3. Evolution du taux de ferrite :

La teneur en ferrite dépend fortement du rapport entre les teneurs en éléments alpha gênes et en éléments gamma gênes. En effet, chaque élément peut être affecté d'un coefficient qui représente son pouvoir alpha gênes au gamma gênes de stabilisation de la ferrite ou de l'austénite.

La proportion réelle de ferrite présentée dans un acier inoxydable austénitique, dépend non seulement de la composition chimique globale, mais aussi, des vitesses de solidification et de refroidissement à l'état solide. [4.5].

Pour mesurer la teneur en ferrite, nous avons utilisé la méthode d'analyse par traitement d'image avec un logiciel appelé ATLAS.

Les mesures sont effectuées sur les différentes zones du point de soudure pour chaque échantillon. Nous observons alors, une augmentation importante de ferrite d'une zone à une autre et d'un échantillon à un autre.

Les résultats obtenus sont résumés dans le tableau ci-dessous :

Zone	MB	ZAT	ZF
Taux de ferrite $\Sigma(\%)$ I=9000	3.2	4	-
Taux de ferrite $\Sigma(\%)$ I=8000	3.1	3.7	-
Taux de ferrite $\Sigma(\%)$ I=7000	3.2	3.6	11.6

Tableau 4.1 : Taux de ferrite mesuré

4.4. Variation de diamètre de noyau :

A l'aide de l'appareil macrographique, nous avons utilisé une échelle pour déterminer les diamètres des différents points soudés représentée dans le tableau 4.2.

N° éprouvette	1	2	3	4	5	6	7	8
Φ En (mm)	4	4.2	3.5	4.2	3.8	4.1	4.5	4

Tableau 4 2 : Variation des diamètres pour les différents points soudures

4.5. Variation de l'épaisseur du noyau de chaque échantillon :

A l'aide de l'appareil macrographique, on a relevé les épaisseurs des points de soudure.

N° éprouvette	1	2	3	4	5	6	7	8
Epaisseur en (mm)	1,59	1,64	1,76	1,66	1,88	1,6	1,5	1,9

Tableau 4 3 : variation de l'épaisseur de noyau

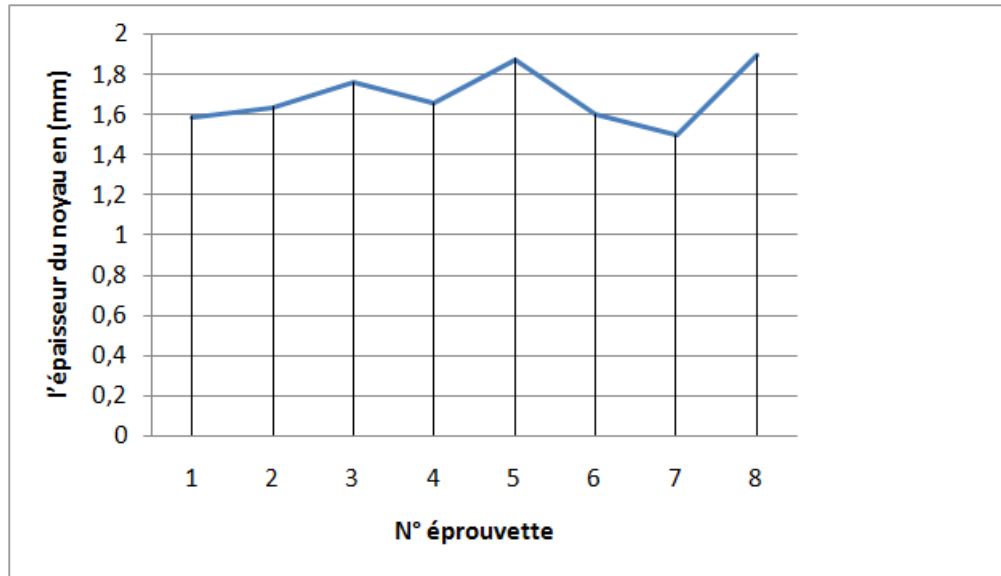


Figure 4.8 : Influence des paramètres de soudages sur l'épaisseur de noyau

✓ Constitution graphique :

On constate que l'augmentation du temps de soudage entraîne une diminution de l'épaisseur du noyau, et un élargissement de son diamètre. Cela peut être expliqué par le maintien de la force de pression constante pendant une longue durée.

- Augmentation de diamètre des points de soudage en fonction de l'intensité du courant,
- Diminution d'épaisseur des noyaux est remarquable dans les échantillons (forte force de compression et forte intensité du courant).

4.6. Identification des phases :

4.6.1. Métal de base (MB) :

L'analyse d'existence de phases par diffraction des rayons (X) montrent la présence de deux phases, austénite (γ) et ferrite (α).

La proportion de ferrite est déterminée à partir du calcul du rapport des intensités intégrées. Elle est de 2.4% pour le métal de base.

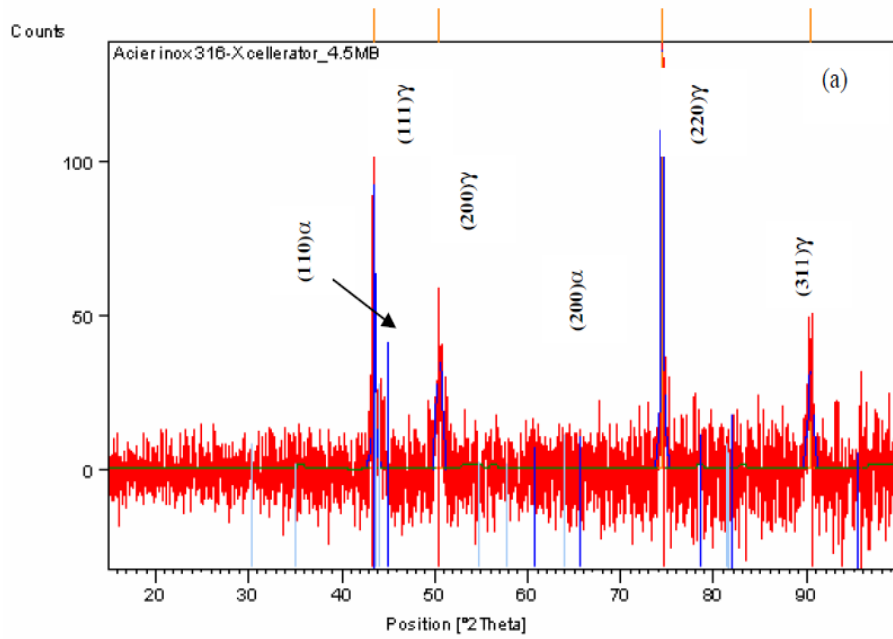


Figure 4.9 : Diffractogramme des Rx pour le métal de base (MB)

4.6.2. La zone fondue (ZF) à (I = 9000A) :

La proposition de ferrite calculée à partir des pics de diffraction est de (13%) pour le métal de la zone fondue (ZF) à (I=9000A).

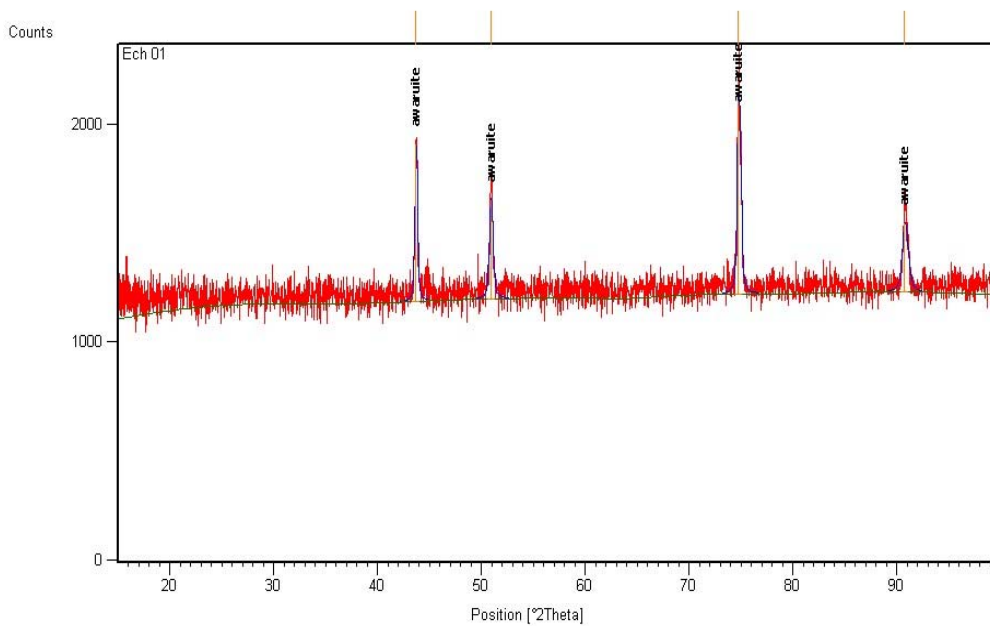


Figure 4.10 : Spectre de la diffraction des rayons X (900A)

4.6.3. La zone fondue (ZF) (I=8000A) :

La proposition de ferrite calculée à partir des pics de diffraction est de (12.5%) pour le métal de la zone fondue (ZF à I = 8000A).

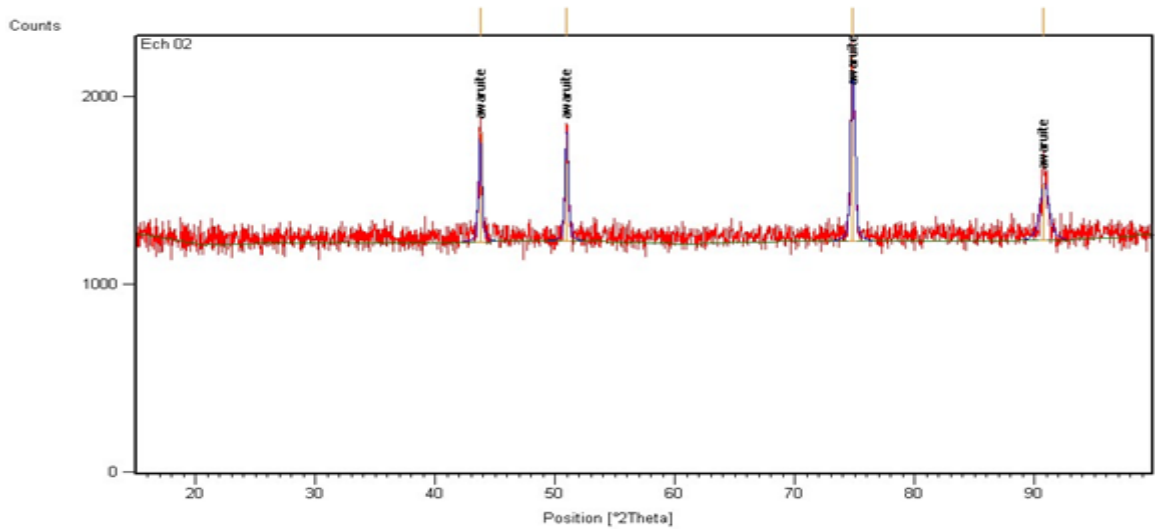


Figure 4.11 : Spectre de la diffraction des rayons X I = (8000A)

4.6.4. La zone fondue (ZF à I=7000A) :

La proposition de ferrite calculée à partir des pics de diffraction est de (12%) pour le métal de la zone fondue (ZF à I = 7000A).

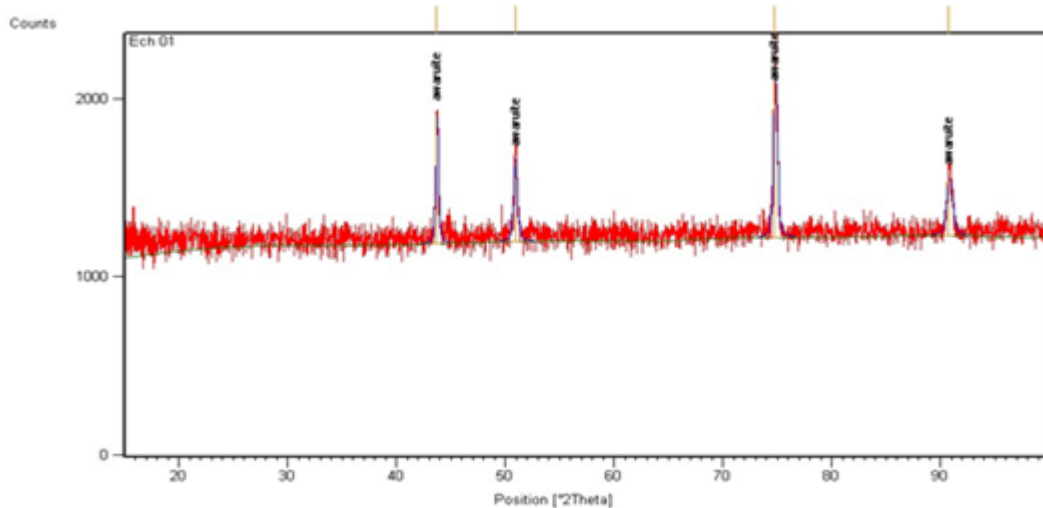


Figure 4.12 : Spectre de la diffraction des rayons X (7000A)

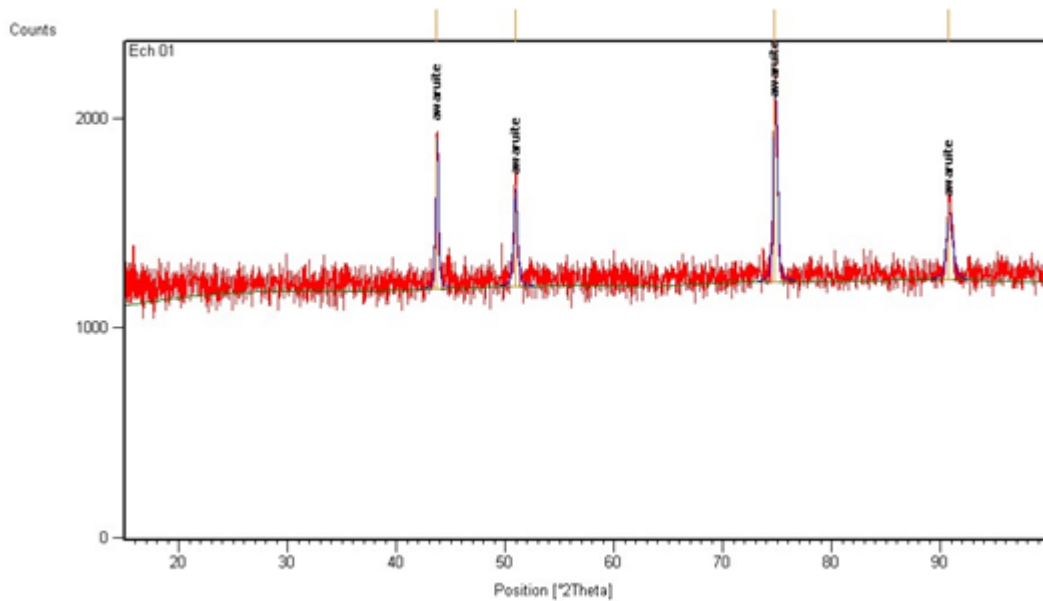


Figure 4.13 : Spectre de la diffraction des rayons X (7000A)

Au vu des teneurs mesurés et si on compare ces résultats à ceux trouvés par la diffraction des noyaux X, la technique d'analyse par image est très précise.

Le paramètre de la maille calculée à partir de diffractogramme des rayons X est de 3.4Å pour l'austénite et de 2.8Å pour la ferrite.

4.7. Influence des paramètres de soudage sur la Micro dureté :

Pour mettre en évidence l'influence de l'intensité du courant et la variation du temps de soudage et de l'effort de compression sur les points de soudure, des mesures de micro-dureté VICKERS ont été réalisées selon deux directions perpendiculaires sur les différents points de soudures (xx) et (yy).

On a effectué des mesures de dureté Vickers tout au long de nos échantillons. On constate une forte augmentation de la dureté au voisinage du cordon de soudure. La dureté est maximale au niveau de la zone fondue.

De la microstructure, on peut constater que les dislocations relativement présentes dans le métal de base ne sont pas tout à fait conservées. On observe plutôt, au voisinage de la zone fondue, des arrangements de dislocations en

cellules. Aussi, on observe également les premiers stades de la formation de quelques sous-joints.

Comme dans le métal de base, les joints de grains sont entièrement décorés et l'on observe des carbures intragranulaires. Celles-ci seront observées lors de l'application du microscope électronique à balayage (MEB).

Selon la littérature, la dureté des aciers inoxydables austénitiques dépend principalement des paramètres suivants : teneur en éléments d'addition, taille de grains, niveau d'érouissage et état de précipitation intragranulaire.

De plus, il est peu probable que la teneur en éléments d'addition varie beaucoup au voisinage de la zone fondue, étant donné que le métal d'apport possède une composition voisine de celle du métal de base.

Les résultats sont présentés dans les graphes suivants :

4.7.1. Sur le plan (xy) :

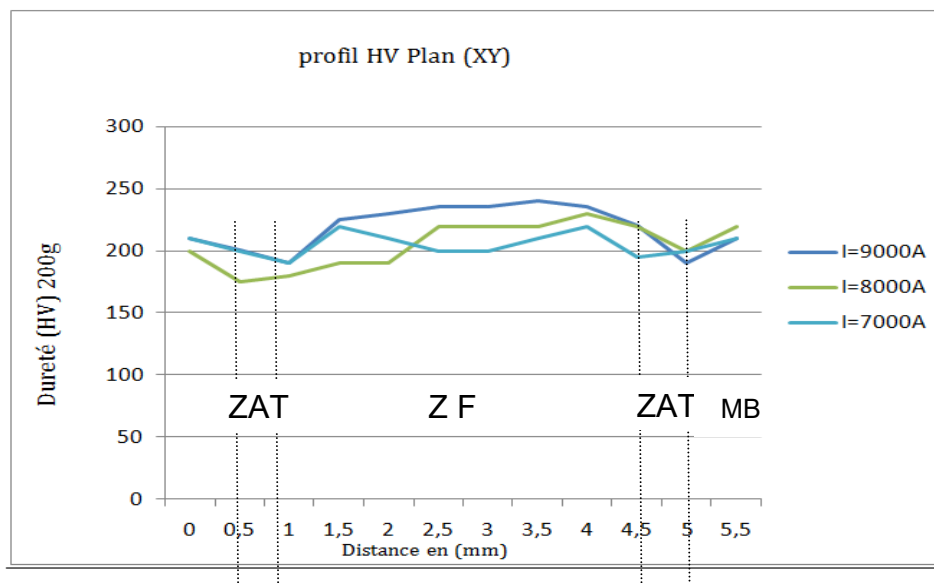


Figure 4.14 : Profil de microdureté des éprouvettes (1.2.3) sur le plan (xy)

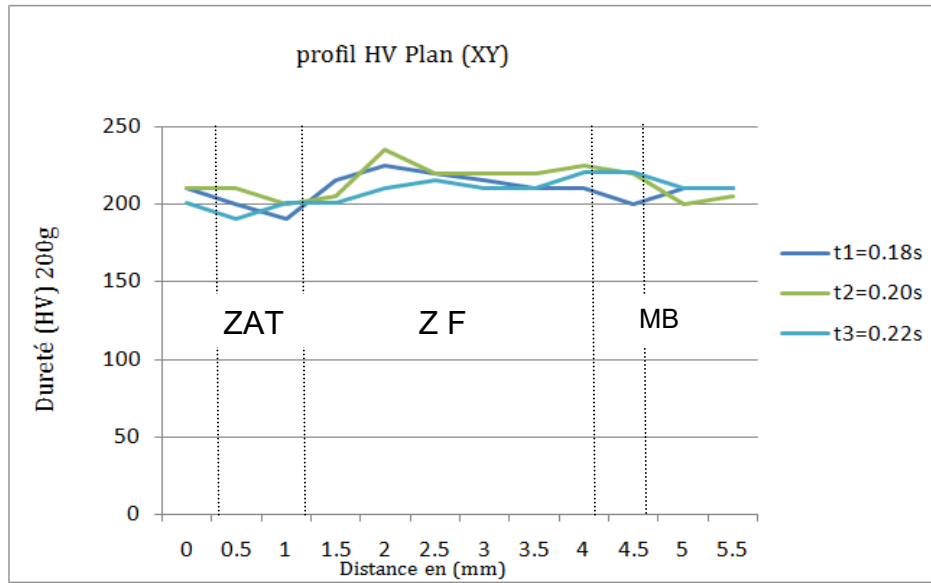


Figure 4.15 : Profil de microdureté des éprouvettes (4.5.6) sur le plan (xy)

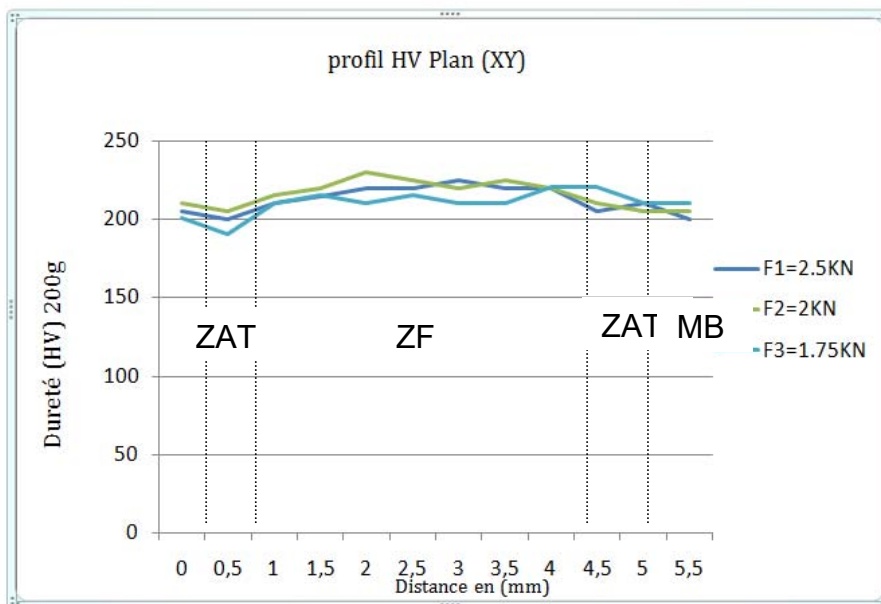


Figure 4.16 : Profil de microdureté des éprouvettes (7.8.3) sur le plan (xy)

4.7.3. Sur le plan (xz) :

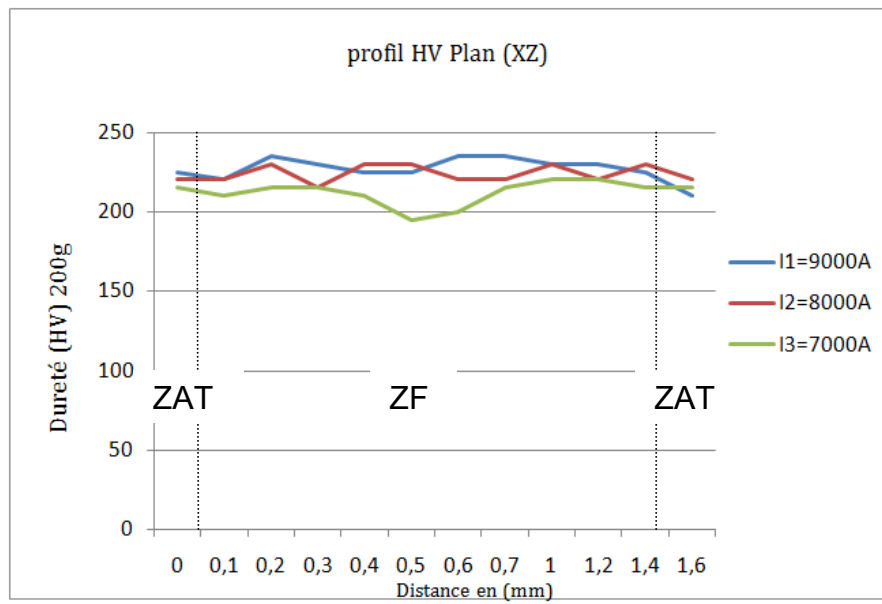


Figure 4.17 : Profil de microdureté des éprouvettes (1.2.3) sur le plan (xz)

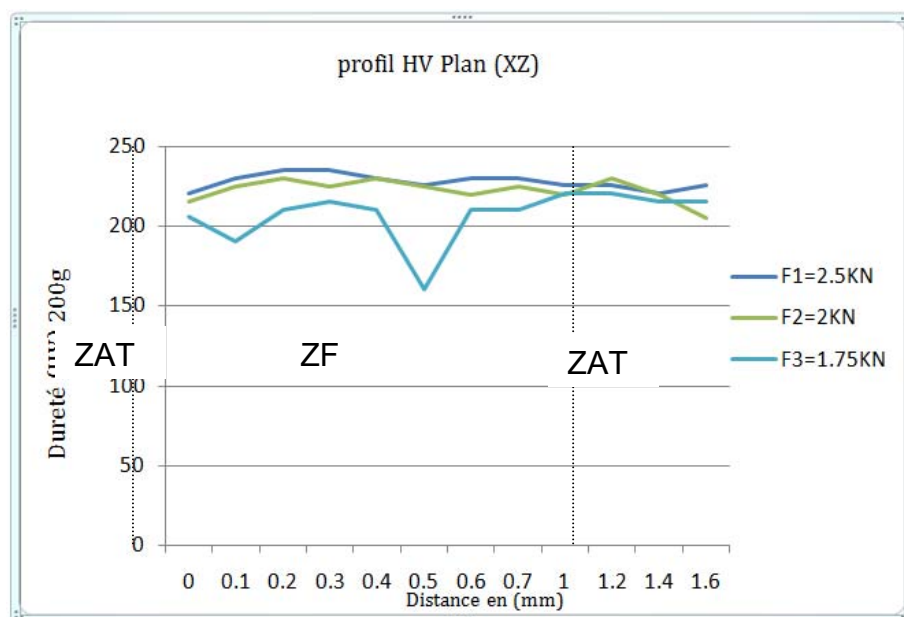


Figure 4.18 : Profil de microdureté des éprouvettes (7.8.3) sur le plan (xz)

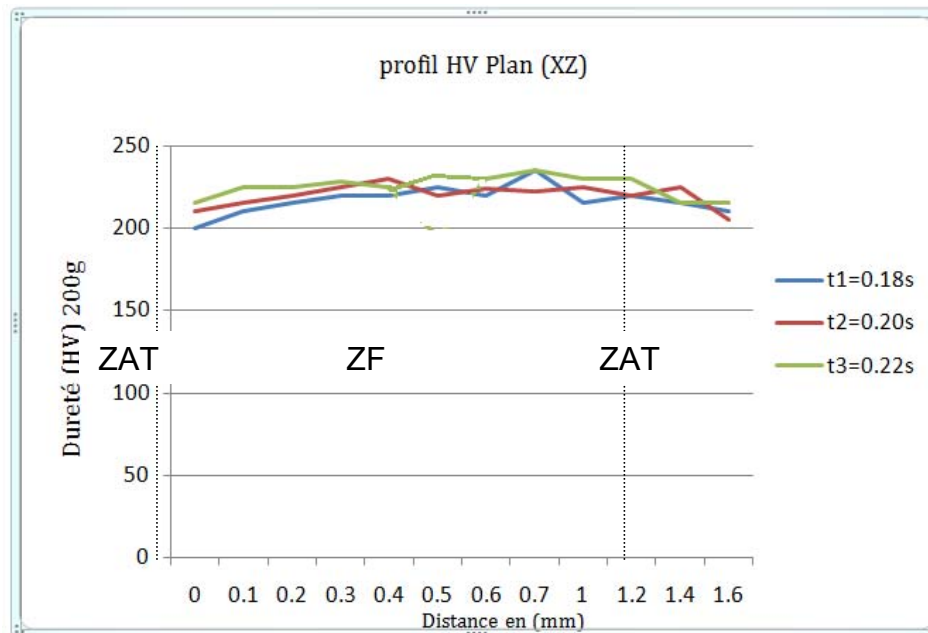


Figure 4.19 : Profil de microdureté des éprouvettes (4.5.6) sur le plan (xz)

Les profils de la micro dureté montrent que les paramètres de soudage (intensité de courant et effort de compression) influent sur les profils de la microdureté à travers les différentes zones de point de soudure. La variation de force de pénétration entraîne également un changement significatif de la microdureté.

Il est important de signaler qu'au niveau de la zone fondue, la variation de la microdureté est importante par rapport aux autres zones : Zone affectée thermiquement et Métal de base ; et ce quelque soit sur le plan (Xy, Xz).

Pour les paramètres ($I=9000$ A et un effort de compression= 2KN), on constate une homogénéisation de la microdureté pour les trois zones :

- Métal de base (MB),
- Zone affectée thermiquement (ZAT),
- Zone fondue (ZF).

La dureté observée au niveau du métal de base pour toutes les éprouvettes dans le sens vertical (xy) est plus élevée que celle indiquée pour la phase austénitique en générale. Par contre les valeurs présentes dans le sens horizontal (xz) sont dans la marge (230Hv).

Les valeurs de dureté les plus élevées sont localisées au niveau de la zone fondue. Cette élévation de dureté est due à la structure de la zone fondue dans les aciers inoxydables austénitiques soudés. Elle se solidifie selon un mode ferritique, c'est-à-dire la structure finale après solidification.

Finalement, les résultats montrent que :

- Les zones affectées par le soudage présentent une densité de dislocations plus élevées que le métal de base,
- Seule la partie de la zone affectée la plus proche de la soudure présente des signes de restauration,
- Aucune précipitation intragranulaire n'a pu être détectée.

4.8. Résultats d'essai de traction à température ambiante

Les figures représentent respectivement les résultats des essais de traction réalisés sur l'acier inoxydable 316L.

Les essais sont réalisés à la température ambiante et à l'état reçu du matériau.

Ampérage (A)	Temps (S)	Charge (N)	Contrainte Max (Mpa)	Déplacement de la traverse (mm)
7000	98,8	8465,7	424	16,47
8000	100,87	8466,3	429	18,11
9000	138,7	8656,4	433	23,12

Tableau 4.4 : Résultats des essais de traction

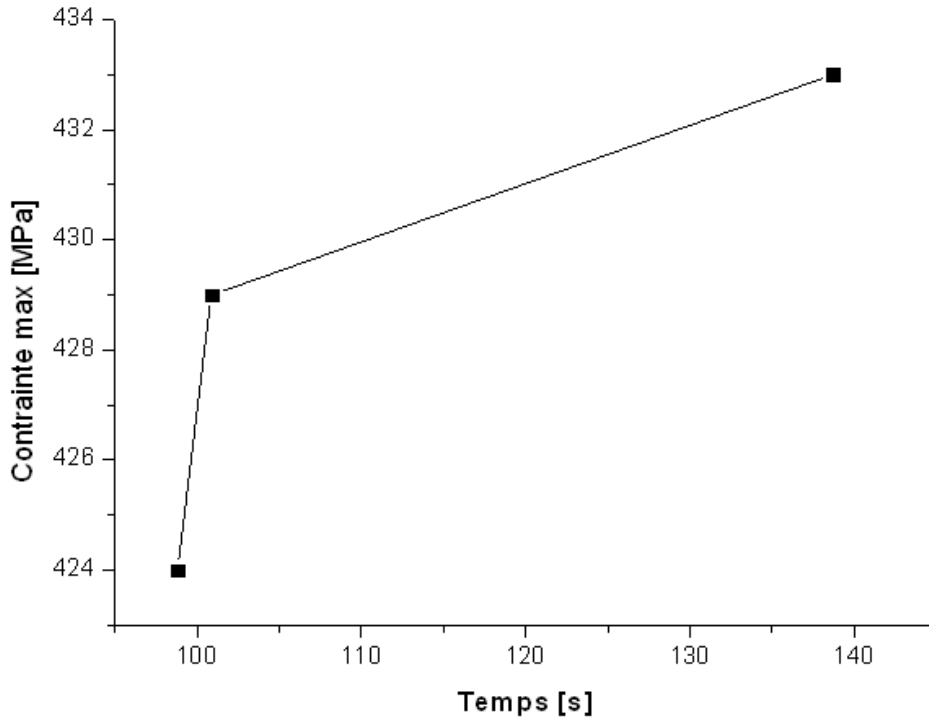


Figure 4.20 : Evolution de la contrainte maximale en fonction du temps

Les essais de traction concernent notre matériau soudé. On remarque que plus le temps et la température de maintien augmentent plus la limite d'élasticité et la contrainte à rupture du matériau augmentent.

Le module de Young, la contrainte maximale ainsi que la limite d'élasticité sont équivalentes. Seul un abattement de l'allongement à rupture est observé lorsque l'épaisseur des éprouvettes diminue.

On constate aussi que les courbes de traction obtenues sur des éprouvettes dans leur état brut et sur des éprouvettes polies sont identiques. Une fois découpées les éprouvettes ne présentent pas de défaut de surface susceptibles de modifier les propriétés mécaniques en traction du matériau.

Déboutonnage

**Arrachement du
MB**

**Arrachement du
MB**



Figure 4.21 : Essai de traction sur les éprouvettes (1, 2, et 3)

Le type de rupture observée est représenté dans la figure 4.21.

La trajectoire de cette rupture suit la forme du point de soudure. En générale, c'est le mode de rupture le plus observé dans les assemblages soudés par points. [4.6].

On constate donc que la rupture s'est produite au niveau du Métal de base c'est-à-dire au niveau du métal le moins résistant.



Figure 4.22 : Différentes zones obtenues après l'essai de traction

Tous les essais de traction ont été effectués avec la même vitesse de déformation. Les faciès de rupture des différentes zones obtenues après le soudage présentent de nombreuses cupules caractéristiques d'une rupture ductile.

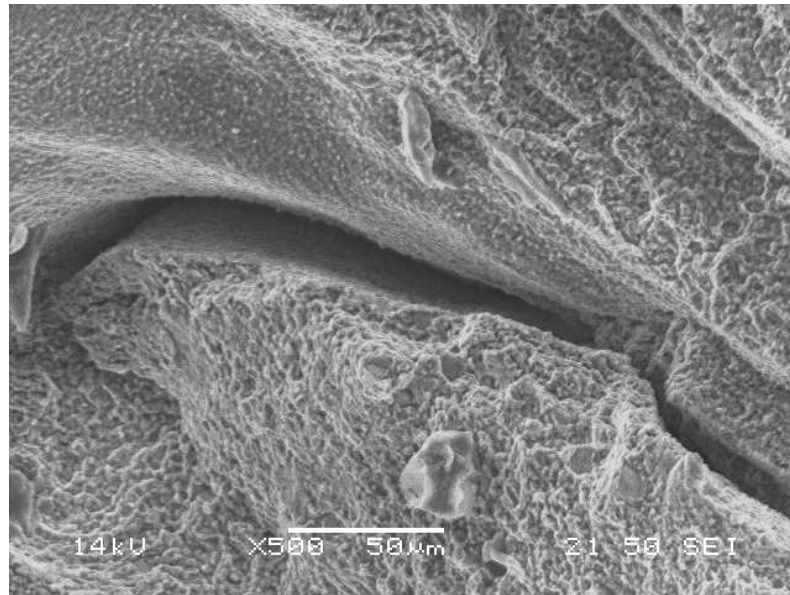


Figure 4.23 : Faciès de rupture des éprouvettes de traction à température ambiante

On notera que les caractéristiques mécaniques de la zone fondue sont légèrement supérieures aux autres. Ceci peut être expliqué par la finesse de la structure dendritique de cette zone qui compense largement l'abatement pouvant être provoqué par l'essai de traction.

L'observation au MEB est en accord avec les microstructures constituant les différentes zones de l'assemblage. En effet les propriétés de la ZF et de la ZAT étant supérieures à celle du MB.

On notera également que cette assertion ne prend pas en compte l'éventuelle anisotropie des propriétés mécaniques de la zone fondue. Visiblement, cette anisotropie des propriétés, très probable dans la zone fondue, n'affecte pas la résistance mécanique de cette zone. Dans cet essai, l'essai de traction se fait au niveau des grains colonnaires de la zone fondue.

4.9. Résultats d'essai de traction à différentes températures :

La partie suivante concerne les essais de traction réalisés à différentes températures.

Le Tableau 4.5 récapitule les principales propriétés mécaniques obtenues suivant la température de l'essai de traction.

T°	Module de Young (Gpa)	Limite d'élasticité (Mpa)	Contrainte maximale (Mpa)	Allongement à la rupture A%
400 °C	142	900	943	6.3
300 °C	138	901	954	5.9
200 °C	123	920	969	8.6
T _{ambiante}	180	1070	980	12
- 40 °C	210	1229	1080	13.10
- 50 °C	222	1239	1123	13.60
- 60 °C	231	1246	1135	14.30

Tableau 4.5 : Propriétés mécaniques en fonction de la température

Nous pouvons remarquer que les valeurs d'allongement à rupture sont plutôt faibles pour les essais réalisés à chaud. Ceci est probablement dû au comportement mécanique du matériau qui reste très peu écrouissable.

La limite d'élasticité augmente logiquement lorsque la température de l'essai diminue. Ce comportement est tout à fait conforme à celui qu'on attend pour notre matériau.

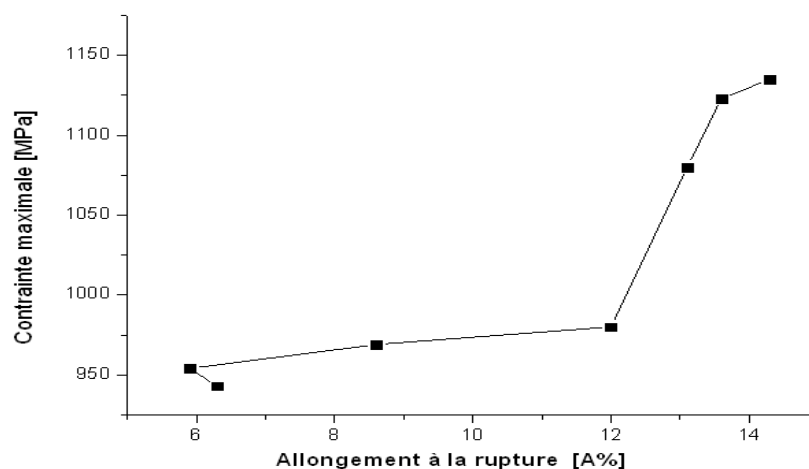


Figure 4.24 : Evolution de la contrainte maximale en fonction de l'allongement à la rupture

On constate de la figure 4.24 que l'allongement à la rupture augmente de manière significative lorsque la température diminue et la consolidation est plus marquée. Cette consolidation pourrait provenir de la présence d'austénite résiduelle dans cette zone. Les vitesses de refroidissement rapides générées par le processus de soudage pourraient expliquer la présence de cette phase au cœur des dendrites.

L'austénite résiduelle probablement présente au cœur des dendrites de la zone fondue, se transformerait en martensite sous l'effet de la plasticité, à cette température. Cette transformation expliquerait la consolidation de la zone fondue. Ce comportement n'est pas vrai pour le matériau de base à la même température car celui-ci ne contient pas d'austénite résiduelle.

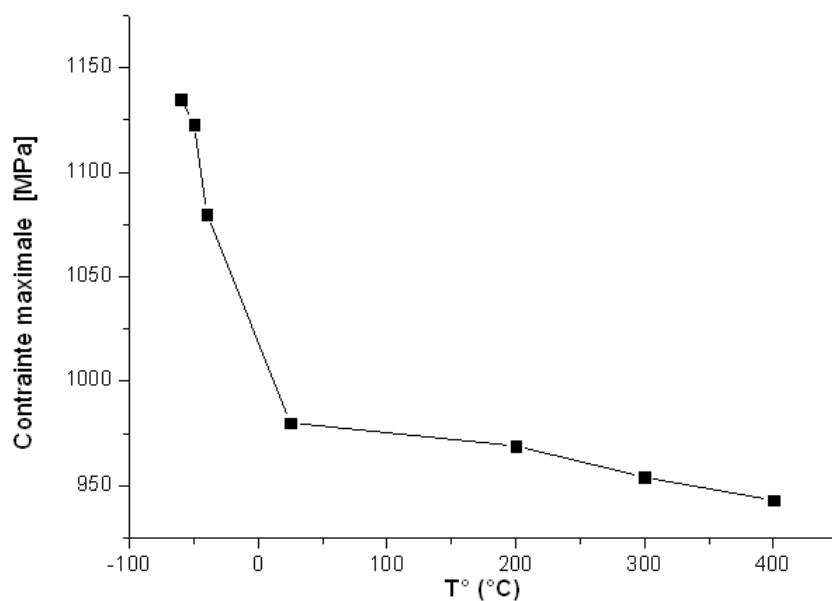


Figure 4.25 : Evolution de la contrainte maximale en fonction de la température

De la figure 4.25, on remarque qu'en augmentant la température, la contrainte maximale diminue.

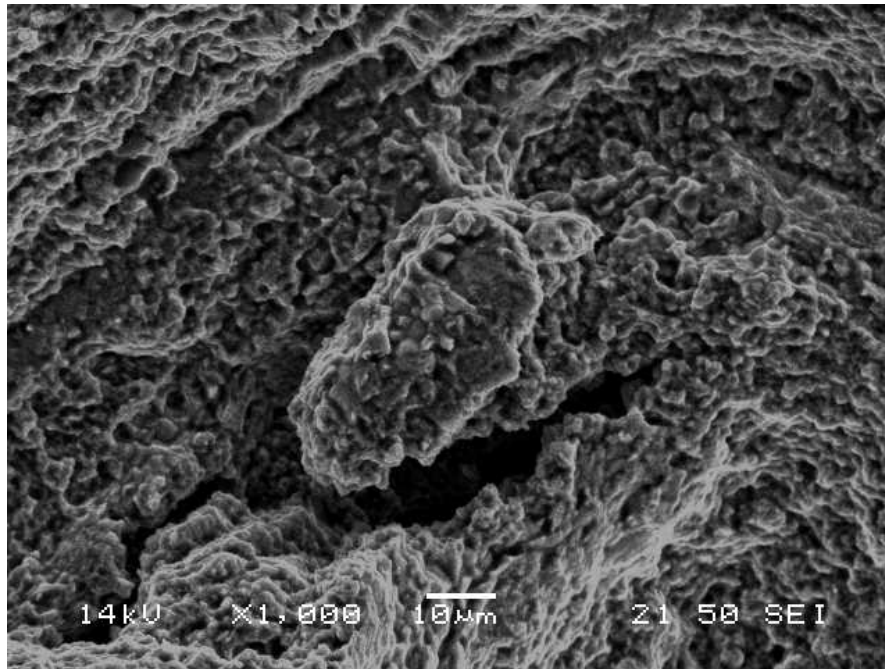


Figure 4.26 : Faciès de rupture des éprouvettes de traction à différentes températures (T = 300 °C)

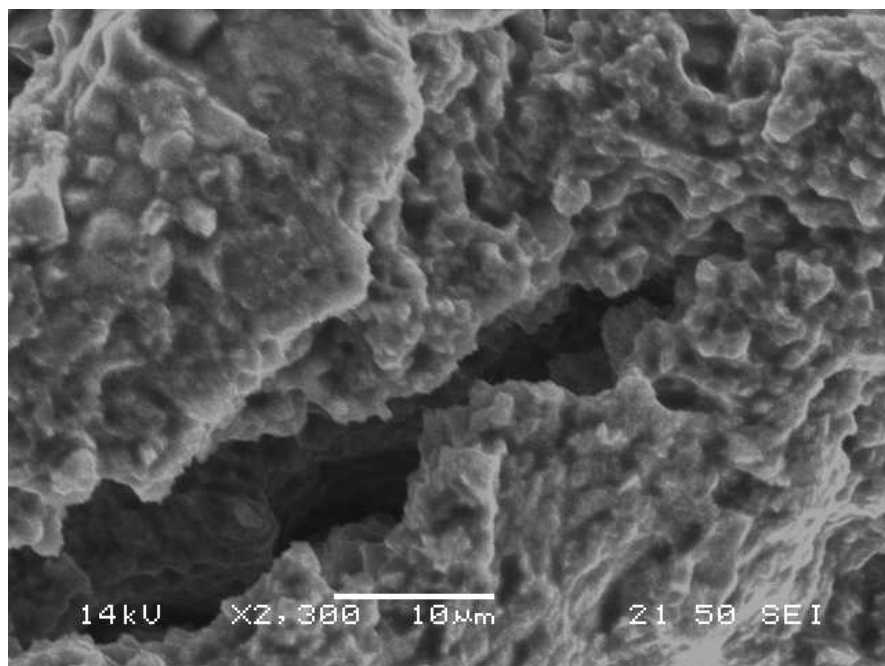


Figure 4.27 : Faciès de rupture des éprouvettes de traction à différentes températures (T = 400 °C)

On remarque que le caractère fragile augmente quand la température de l'essai diminue. Les faciès de rupture, obtenus après les essais de traction à chaud présentent de nombreuses cupules. Leurs tailles sont supérieures à celles

observées après les essais à température ambiante et à basses températures. Les faciès du matériau de base observés après un essai de traction à 200°C, 300°C et 400°C ne présentent aucune différence.

De même, les faciès obtenus après les essais à température ambiante et à basses températures présentent des cupules de petites tailles et des microfissures.

De l'essai de traction, la fissuration est en bonne partie relié à la formation de martensite, une structure dure et fragile, entre les grains ferritiques lors du refroidissement.

Le phénomène est fonction de plusieurs facteurs : la chaleur du soudage, les conditions de soudage et le traitement post-soudage. Réduire au maximum de tels paramètres revient à améliorer à la fois la résistance à la corrosion intergranulaire et la prévention de la formation de martensite lors du refroidissement.

Aussi, on peut considérer un autre facteur à savoir le facteur stress. Celui-ci s'exerce sur le joint soudé. Son effet est relativement faible car la structure ferritique possède un faible coefficient de dilation thermique et à la faible épaisseur du métal.

Conclusion Générale

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés à l'influence des paramètres de soudage sur la microstructure et les propriétés mécaniques des plaques soudées par points en acier inoxydable 316L. A cet effet, des éprouvettes soudées par plusieurs paramètres, des techniques d'investigations comme l'analyse métallurgiques, les profils de microdureté et la DRX ont été utilisées pour suivre l'évolution de la microstructure et le changement des caractéristiques mécaniques.

Les conclusions générales que nous pouvons tirer de ce travail de recherche peuvent se résumer comme suit :

- Lors de l'application du procédé de soudage, la dimension de noyau augmente tandis que lorsqu'il s'agit de varier le courant de soudage, le diamètre du noyau s'élargit,
 - La microdureté diminue avec l'intensité de soudage,
 - Le diamètre du noyau fondu augmente avec l'élévation de l'intensité du courant. La taille du noyau fondu est liée à la quantité d'énergie électrique fournie à la soudure, donc à l'intensité du courant,
 - Les profils de micro duretés montrent une évolution sensible de la microdureté dans la zone affectée thermiquement et le métal de base ; ce qui laisse présager un fort écrouissage dans ces zones,
 - L'évolution de la fraction volumique de ferrite à travers les différentes zones (MB et ZF) constituant les points de soudures déterminée par le traitement d'image est la même que celle déterminée par la DRX. Elle reste presque inchangée quelle que soit le changement des paramètres de soudage,
 - Les caractéristiques mécaniques de la soudure sont principalement influencées par la taille du noyau fondu, et en particulier par son diamètre et son épaisseur,

- L'essai de traction nous fournit des données quantitatives sur le comportement d'un point de soudure comme la résistance en traction-cisaillement. Le mode de rupture met en évidence la meilleure qualité d'un point de soudure. En effet, et malgré l'hétérogénéité de la microstructure, notre matériau présente un comportement mécanique isotrope.

Bibliographie

- [1.1] M.Oscar, P.D.Tiedra, M.Lopez, Artificial networks for pitting potential prediction of resistance spot welding joints of AISI 304 austenitic stainless steel, Journal of corrosion science, Elsevier, 2010
- [1.2] P.D.Tiedra, M.Oscar, Combined effect of resistance spot welding and post-welding sensitization of the degree of sensitization of AISI 304 stainless steel, Journal of corrosion science, Elsevier, 2011
- [1.3] D.Kianersi, A.Mostafaei, A.A.Amadeh, Resistance spot welding joint of AISI 316 L austenitic stainless steel sheets: Phase transformation, mechanical properties and microstructure characterizations, Journal of materials and Design, Elsevier, 2014
- [1.4] H.Moshayedi, I.Sattari-Far, Numerical and experimental study of nugget size growth in resistance spot welding of austenitic stainless steels, Journal of materials processing technology, Elsevier, 2011
- [1.5] C.Bonnet, Le soudage métallurgie et produits, air liquide 2001
- [1.6] G.Sierra, Eude métallurgique et mécanique de l'assemblage hétérogène de l'acier/aluminium soudés, thèse de doctorat, université de montpellier, 2006
- [1.7] D.Thibault, Contribution à l'étude du comportement en fatigue des aciers inoxydables : contraintes résiduelles de soudage et transformation sous contrainte de l'austénite de réversion, Thèse de Doctorat, Ecole de technologie supérieure, Université du Québec, Montréal, 2010
- [1.8] P.J.Cunat, Aciers inoxydables Critères de choix et structure, Techniques de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques, Paris, 2000
- [1.9] J.H.Kim, S.K.Kim, C.S..Lee, M.H.Kim, J.M.Lee, A constitutive equation for predicting the material nonlinear behavior of AISI316L, 321 and 347 stainless steel under low-temperature conditions, International Journal of Mechanical Sciences, Elsevier, pp 218-223, 2014
- [1.10] L.Depradeux, Simulation numérique du soudage – acier 316L validation sur cas tests de complexité croissante, Thèse de Doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1er Mars 2004
- [1.11] Varriot et Gerbeux. Les aciers inoxydables – mise en œuvre et soudage publication de la soudure autogène. Paris 82

- [1.12] J.A.Brooks et A.W.Thompson, Microstructural. Development and solidification cracking, susceptibility of autenitic stainless steel welds. International materials reviews, Val 36 n°1, p 16-44, 1991
- [1.13] C.P.Jean, Aciers inoxydables Critères de choix et structure, Techniques de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques, Paris, 2000
- [1.14] J.Barralis et G.Maeder, Métallurgie tome II alliages ferreux, ENSAM, Paris, 1983
- [1.15] P.Lacombe, B.Baroux, G.Beranger, Les aciers inoxydables, Les éditions de physique, 1990
- [1.16] Barnby J.T., Effect of strain aging on the high temperature tensile properties of an AISI 316 austenitic stainless steel, Journal of the iron and steel institute, 392-397, 1965
- [1.17] Cottrel A.H., Effect of solute atoms on the behaviour of dislocations, in: Rep. conference on strength of solids, Bristol 1947, ed. Physical society, London, , pp. 30-38, 1948
- [1.18] M.Fujita, Y.Kaneko, A.Nohara, H.Saka, R.Zauter, H.Mughrabi, Temperature dependence of the dissociation width of dislocations in a commercial 304L stainless steel, Iron and Steel Institute of Japan, , 34, 8, p. 697-703, 1994
- [1.19] Y.Kaneko, K.Kaneko, A.Nohara, H.Saka, Evidence for Suzuki effect in Fe-Ni-Cr austenitic stainless steel, Philosophical magazine A, 71, 2, p.399-407, 1995
- [1.20] F.P.Bowden, and J.B.P. Williamson: "Electrical Conduction in Solids I: Influence of the Passage of Current on the Contact between Solids", Procs. Royal Society of London, 246(8), 1958, 1-12.
- [2.1] A.Dhooge, Techniques d'assemblage : le soudage ; Métallerie 65, spécial soudage, avril 2004
- [2.2] CETIM, Mécanosoudage, ISBN 2-85400-146-X, 1989
- [2.3] T.Natal and B.Irving, Automakers Set the Pace for Spot Welding the New Galvanized Steels, Welding Journal, March, 1992
- [2.4] M.Nasstrom, P.J.Webster and J.Wang, Residual Stresses and Deformations due to Longitudinal Welding of Pipe, Trends in Welding Science and Technology, S.A.David and J.M.Vitek, eds., June 1992
- [2.5] C.Srikunwong, Modélisation du procédé de soudage par points, Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 14 octobre 2005

- [2.6] Saf, les procédés de soudage, centre de formation du soudage ;N°1515-406,1994
- [2.7] Varriot et Gerbeux, les aciers inoxydables ; mise en œuvre et soudage publication de la soudure autogène, Paris, 1982
- [2.8] J.L.Moiron, Soudure des aciers inoxydables, OTUA, Paris, 2000
- [2.9] N.Cavallo, Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage, Thèse de Doctorat, Lyon, 1998
- [2.10] Varriot et Gerbeux. Les aciers inoxydables –mise en œuvre et soudage publication de la soudure autogène. Paris, 1982
- [2.11] Z.Shenghai, S.Yifu, Q.Huijuan, The technology and welding joint properties of hybrid laser-tig welding on thick plate, Optics & Laser Technology, Elsevier, 2012
- [2.12] R.Castro, R., de Cadenet, J.J., Métallurgie du soudage des aciers inoxydables et résistants à chaud, Paris, Dunod, 1968.
- [2.13] Q.Auzoux, Fissuration en relaxation des aciers inoxydables austénitiques - influence de l'écrouissage sur l'endommagement intergranulaire, thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure des mines de Paris, Paris, 2004
- [2.14] P.D.Tiedra, Óscar Martín ,Effect of welding on the stress corrosion cracking behaviour of prior cold worked AISI 316L stainless steel studied by using the slow strain rate test, Materials and Design , Elsevier, 2013
- [2.15] C.F.Etienne, O.V.Rossum, F.Roode, Creep of welded joints in AISI 316, Engineering aspects of creep, International conference, Sheffield, 15-19 septembre 1980
- [2.16] R.N.Younger, D.M.Hadhrill, R.G.Backer, Post-weld heat treatment of high temperature austenitic steels, Journal of Iron and Steel Institute, August, p. 693-698, 1963
- [3.1] L. DORN, and P. XU, Influence of Mechanical Properties of Resistance Spot Welding Machines on the Quality of Spot Welding, Welding and Cutting, 1,12-16, 1993
- [3.2] The Europeen stainless steel developpement association, Le potentiel de l'acier inoxydable au fromage,
- [4.1] J.E.Gould, An Examination of Nugget Development during Spot Welding, Using Both Experimental and Analytical Techniques”, Welding Research Supplement, Jan, 1s-10s, 1987

- [4.2] C.Srikunwong, T.Dupuy, and Y.Bienvenu, Influence of Electrical-Thermal Physical Properties in Resistance Spot Welding Modelling, Procs. 7th International Seminar Numerical Analysis of Weldability, H. Cerjak et al, eds., The Institute of Materials London, Oct. 2003
- [4.3] W.F.Savage, E.F.Nippes, and F.A.Wassell, Dynamic Contact Resistance of Series Spot Welds, Welding Journal, 57(2), 43s-50s, 1978
- [4.4] D.W.Dickinson, C.L.Tsai, and O.Jammal, Modeling of Resistance Spot Weld Nugget Growth, Application for the Automotive Industry, International Congress and Exposition, Detroit, Mich., Feb. 1990
- [4.5] S.R.Bannistter et R.A.Farrar : In proc. Conf. "stainless steel, 91, chiba. Tokyo, Japan, Iron and steel institute, 1032-139, 1991
- [4.6] R.Varisellaz, Soudage : Elements de conception et de réalisation, pp 51-61, France, 1982