

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



UNIVERSITE SAAD DAHLEB DE BLIDA

FACULTE DE TECHNOLOGIE

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE



Projet de fin d'études

Pour l'obtention de Master en Génie Mécanique

Option : Matériaux et traitement des surfaces

Caractérisation mécanique et métallurgique des soudures(TIG)

Hétérogènes et homogènes en acier inoxydable duplex 2205

Acier austénitique 316L

Proposé et dirigé par:

Mme Tahar Chaouch .K

Dérigé par: Mr Itigrini Mohamed. (GTP)

Etudié par :

Sediri Zoubir

Année universitaire 2015/2016

Dédicace

*A ma source de tendresse, l'être la plus chère
dans le monde La femme la plus patiente, ma
très chère mère.*

A ma deuxième mère, ma grand mère

Mes très chers oncles et tantes :

Smaïl - Slímane - Bachír - Mohammed et Omar

Souad & Zahída.

Mes amis :

*D.Zakaria-R.Azzedine-Z.Zakaria-B.chakib-T.toufik-
A.nadia-G.Hadjira-L.S.Amine-H.noureddine*

et tout ce qui me sont chers.

Et toute la famille BIBI.

Sediri Zoubir

Remerciements

Avant tout, Dieu merci de m'avoir donné la patience et la volonté pour effectuer ce modeste travail.

je tiens à exprimer mes vifs remerciements pour Mme TAHAR CHAOUCH KARIMA, professeur de l'Université de BLIDA, pour m'avoir honoré en acceptant de diriger ce travail, et qui m'a accordé tout le soutien et l'aide durant les différentes étapes, ainsi que pour ses critiques minutieuses et ses précieuses orientations. je reconnais vivement les interventions qu'elle a fait pour le déroulement parfait de ma recherche et je ne saurai point exprimer ma gratitude envers ses sacrifices offerts en faveur de mon intérêt.

En premier je tiens à remercier Mr. ETTIGRINI Mohamed ingénieur métallurgiste à l'entreprise nationale des grands travaux pétroliers, Réghaia, qui a bien voulu mettre à ma disposition tous les moyennes pour le bon déroulement de mon stage.

Mes remerciements à Mr. HAKIM responsable d'atelier d'usinage pour m'avoir permettre un accès facile au atelier pour préparer mes échantillons.

Mes remerciements à Mme BOUAFIA HNIFA responsable de laboratoire SDM pour m'avoir permettre un accès facile au laboratoire pour préparer mes échantillons.

Mes remerciements à Mr Dilmi Necer pour m'avoir permettre un accès facile au laboratoire SDM et pour ses conseils et orientations.

Ma profonde gratitude à tous mes enseignants de l'université Saad Dahleb Blida est spécialement aux enseignants du département génie mécanique qui ont contribué activement à ma formation pendant les cinq ans. Qu'ils trouvent dans ce mémoire le bien de ce qu'ils nous ont appris.

Je tiens également à associer à ce travail tous mes collègues de promotion que j'ai eu le plaisir de côtoyer pendant cette période de formation. Une pensée va particulièrement à tous ceux d'entre nous qui n'ont pas eu la possibilité d'aller jusqu'au bout de leur formation. Nous pensons enfin fortement à tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Chapitre I : généralités sur les aciers inoxydable

I - ACIERS INOXYDABLES :	16
I – 1 – Définition :	16
I-2 Systèmes Fe-Cr et Fe-Cr-Ni.....	16
I – 3 Les principales familles d’aciers inoxydables :	17
I – 3 – 1 Les aciers inoxydables ferritiques	18
I – 3 – 2 Les aciers inoxydables martensitiques :	18
I – 3 – 3 – Les aciers austénitiques	18
I – 3 – 4 – Les aciers inoxydables austéno-ferritique « DUPLEX » :	18
I – 4 Les caractéristiques mécaniques des aciers inoxydables	19
I –5 Domaines d’utilisation des aciers inoxydables :	19
1-6 Les aciers inoxydables austénitiques :	20
I –6 – 1 Généralités :	20
I –6 – 2 Composition et structure :	21
I– 6 – 3 Nuances et dérivées :	22
I –6 – 4 Propriétés des aciers inoxydables austénitiques :	24
I-7 Les aciers inoxydables Austéno-Ferritique (Aciers Duplex)	24
I-7-1 Historique	24
I - 7-2 Composition chimique et effet des éléments d’alliages	25
I-7-3 Elaboration et microstructure	26
I-8-Modes de solidification des aciers inoxydables :	27

Chapitre II soudage des aciers inoxydable

II.1 Introduction :	Error! Bookmark not defined.
II.2 Généralités sur les procédés par fusion :	Error! Bookmark not defined.

II.2.1 Définitions:	Error! Bookmark not defined.
II.2.2 Les principaux procédés de soudage.....	Error! Bookmark not defined.
II.2.3 Description de procédé GTAW (TIG) :	Error! Bookmark not defined.
II .3. Rappel MEALLURGIE DU SOUDAGE :	Error! Bookmark not defined.
II.3.1 Introduction.....	Error! Bookmark not defined.
II.3.2 Aspect thermique du soudage:	Error! Bookmark not defined.
II.3.3 Aspect chimique : constituant du métal fondu.....	Error! Bookmark not defined.
II.3.4 Conséquences métallurgiques	Error! Bookmark not defined.
II.3.4.1 La structure de la ZAT et la zone fondue à l'état brute de solidification	Error! Bookmark not defined.
II.4 Les différentes transformations de phases lors du soudage des aciers inoxydables:.	Error! Bookmark not defined.
II.4.1 Rappels de quelques données quantitatives	Error! Bookmark not defined.
II.4.2 Soudabilité des aciers inoxydables austénitiques :	Error! Bookmark not defined.
II.4.2 Soudabilité des aciers inoxydables austéno-ferritique (Duplex) :	Error! Bookmark not defined.

Chapitre III : techniques expérimentales

III.1. Introduction :	48
III.2. Les matériaux utilisés :	48
III.2.1. L'acier inoxydable austénitique :	48
III.2.2.L'acier inoxydable duplex :	49
III.2.3 les métaux d'apport :	50
III.3. Préparation des éprouvettes et conditions opératoires :	51
II-4-Prélèvement et préparation des échantillons :	53
III-4-1- Formes et dimensions des éprouvettes d'essais :	54
Figure III-3 : Forme et dimensions des éprouvettes de traction.	55

III.5. L'analyse chimique :	56
III.6. Les examens métallographiques :	56
III.6.1 Examen macrographique	56
III.6.2 Examen micrographique	57
III.6.3. Attaque chimique :	58
III.6. 4. Microscope optique :	58
III-7- Présentation des essais mécaniques utilisés :	59
III.7.1. Essai de traction :	59
III.7.2. Essai de résilience (ou essai de flexion par choc) :	61
III.7.3. Essai de la microdureté sous cordon :	63
III.7.4. Essai de Micro-indentation	65

Chapitre IV résultats et interprétations

IV.1 Introduction :	70
IV.2 Etudes métallographique et métallurgique des soudures :	70
IV.2.1 Analyses chimiques des différentes zones de la soudure hétérogène :	70
IV.2.2 Taux de ferrite et mode de solidification :	71
IV.2.3 Examens visuels des soudures:	72
IV.2.4 Macrographie des soudures	73
IV.2.5 Micrographie des soudures :	73
IV.3 Caractérisation mécanique :	82
IV.3.1 Validation des soudures en essais de traction :	82
IV.3.2. Essai de résilience :	84
IV.3.3 Essai de microdureté :	86
IV.3.4 Essais d'indentation instrumentée :	89

Liste des figures

- **Figure I-1** Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr.
- **Figure I-2** Structure d'un acier inoxydable austénitique.
- **Figure I-3** Principaux aciers inoxydables austénitiques au chrome-nickel (molybdène).
- **Figure I-4** Microstructure d'aciers austéno-ferritiques moulé (a) , laminé (b) et forgé (c) .
- **Figure II-1** Classification générale des procédés de soudage en fonction de l'énergie mise en jeu.
- **Figure II-2** Illustration du procédé GTAW.
- **Figure II-3** Facteurs influents sur les caractéristiques d'un joint soudé.
- **Figure II-4** cycle de soudage cas mono passe.
- **Figure II-5** Les effets thermiques du soudage en plusieurs passes, dans le cas d'une soudure sur bords chanfreinés en V, exécutée en trois passes sans préchauffage.
- **Figure II-6** influence du métal de base sur la composition du métal fondu.
- **Figure II-7** Structure de la soudure.
- **Figure III-1** Les éprouvettes de soudage, forme et dimensions du chanfrein préparé ($\alpha : 45^\circ$, d :2mm, t :3.3mm). (a)Eprouvette 316L/2205, (b) 316L/316L, (c) 2205/2205.
- **Figure III-2** . Représentation schématique du mode prélèvement des échantillons à partir du tube soudé (2,3,4 échantillon pour préparation des éprouvettes de traction et résilience, 5 pour coupe métallographie).
- **Figure III-3** Forme et dimensions des éprouvettes de traction.
- **Figure III-4** Éprouvettes de résilience avant et après l'usinage.
- **Figure III-5** Appareillage du spectromètre.
- **Figure III-6** Enrobeuse à chaud et talons de soudure enrobée par la résine.
- **Figure III-7** Etapes de polissage.
- **Figure III-8** Microscope optique Carl Zeis.
- **Figure III-9** Machine de Traction (INSTRON WALPERT) pilotée par ordinateur (Soc.GTP).
- **Figure III-10** Courbe rationnelle de traction.

- **Figure III-11** (a) Principe de l'essai de résilience, (b) Machine de résilience (INSTRON WALPERT) de capacité 300J (Soc.GTP).
- **Figure III-12** Système de refroidissement des éprouvettes Charpy V (Soc.GTP).
- **Figure III-13** principe de mesure de microdureté.
- **Figure III-14** Exemple type pour mesure microdureté sous cordon de soudure.
- **Figure III-15** Instrument de micro indentation Vickers.
- **Figure III-16** Principe de l'essai de micro-indentation : (a) l'indenteur Vickers et l'empreinte (b) illustration de l'empreinte Vickers , (c) allure typique de la courbe charge –décharge.
- **Figure IV-1** Aspect des cordons de soudures élaborés par TIG : (a)-assemblage 316L/AISI 316L(b)- assemblage Duplex 2205/Diuplex2205(c) - Assemblage Duplex 2205/AISI 316L.
- **Figure IV-2** Macrographie de la soudure 316L/2205.
- **Figure IV-3** Microstructure du métal de base DSS.G×1000.
- **FigureIV-4** Microstructure de la ZAT de la soudure homogène DSS/DSS (a) Différentes zones de la ZAT (Gx100).(b) La zone surchauffée (Gx500).
- **Figure IV-5** Microstructure de la zone fondu de la soudure homogène DSS/DSS.avec différents grossissement Gx100,200,500,1000.
- **Figure IV-6** Structure de la ZF à frontière de la zone de liaison dans la soudure DSS/DSS.
- **Figure IV-7** structure de l'acier 316L.
- **Figure IV-8** plages de ferrite aux joints de grains.
- **Figure IV-9** Microstructure de la ZAT de la soudure homogène SS/SS.G×200.
- **Figure IV-10** Microstructure de la zone fondue (X200).
- **Figure IV-11** Micrographie de la ZF : visualisation la microstructure des différentes passes de soudures (X100).
- **Figure IV-12** Microstructure de la ZAT coté duplex soudure (DSS/SS)-.G200.
- **Figure IV-13** Microstructure de la ZAT coté AISI 316L soudure (DSS/SS)-.G200.
- **Figure IV-14** Microstructure de zone fondu de la soudure hétérogène DSS/SS (Gx200) a)Au milieu du métal fondu, b) vers le coté de de l'acier-DSS.
- **Figure IV-15** mode de rupture des éprouvettes de traction.
- **Figure IV-16** Courbe de résilience.
- **Figure IV-17** modes de rupture des éprouvettes de traction.

- **Figure IV-18** Schéma de filiation de dureté appliqué.
- **Figure IV-19** profile de microdureté à travers les soudures
- **Figure IV.20** variation de microdureté par essai de microdureté et par nanoindentation de la soudure homogène 316L/316L.
- **Figure IV.21** variation de microdureté par essai de microdureté et par nanoindentation de la soudure homogène 2205/2205.
- **Figure IV.22** variation de microdureté par essai de microdureté et par nanoindentation de la soudure homogène 2205/316L.

Liste des tableaux

- **Tableau I-1** Fourchettes de compositions chimiques des différentes familles d'aciers inoxydables
- **Tableau I-2** Propriétés mécaniques des aciers inoxydables
- **Tableau I-3** *Domaine d'utilisation des aciers inoxydables*
- **Tableau I-4** Intervalle de composition chimique des aciers inoxydables austénitiques (en masse)
- **Tableau I-5** les nuances dérivées d'acier AISI 316
- **Tableau I-6** Mode de solidification des aciers inoxydables
- **Tableau I-7** Relation entre le mode de solidification et rapport Creq/Nieq
- **Tableau II-1** Comparaison entre les différents diagrammes
- **Tableau III-1** Composition chimique d'acier inoxydable austénitique (316L).
- **Tableau III-2** Composition chimique d'acier duplex 2205
- **Tableau III-3** Composition chimique du métal d'apport ER 316L.
- **Tableau III-4** Composition chimique du métal d'apport ER 2209.
- **Tableau III-5** Paramètre de soudage des soudures réalisées par le métal d'apport ER 316L.
- **Tableau III-6** Paramètre de soudage des soudures par le métal d'apport ER2209.
- **Tableau III-7** Les réactifs d'attaque chimique utilisés.
- **Tableau IV-1** Résultats analyse chimique de la soudure 2205/316L
- **Tableau IV-2** Résultats essai de traction.

- **Tableau IV-3** Résultats essai résilience.
- **Tableau IV-4** Résultats essai microdureté de la soudure 316L/316L.
- **Tableau IV-5** Résultats essai microdureté de la soudure 2205/2205.
- **Tableau IV-6** Résultats essai microdureté de la soudure 2205/316L.
- **Tableau IV-7** Résultats essai de microdureté par indentation pour la soudure 316L/316L.
- **Tableau IV-8** Résultats essai de microdureté par indentation pour la soudure 2205/2205.
- **Tableau IV-7** Résultats essai de microdureté par indentation pour la soudure 2205/316L.
- **Tableau IV-8** Résultats de variation du module de young par indentation des soudures

Introduction générale

L'étude de la structure métallurgique des assemblages soudés en acier inoxydable et la connaissance approfondie des phénomènes intervenants par différents procédés de soudage, et les facteurs influençant son comportement, permet de prévenir des anomalies, choisir des conditions adaptées à son utilisation, et par la suite permet le développement des systèmes automatique de soudage et de contrôle. La dénomination des aciers inoxydables est applicable à un ensemble d'alliages ferreux résistant à un grand nombre de milieux corrosifs, dans des limites étendues de températures, donc les aciers inoxydables ont en commun la propriété de résister, de façon plus ou moins grande selon la nuance, à la corrosion aqueuse en présence d'agents agressifs ou à haute température en milieux gazeux.

Les aciers austénitiques sont ductiles, résistants au choc et non-magnétiques, ils ne se trempent pas, mais peuvent acquérir une certaine dureté par déformation à froid. A l'état recuit, ils possèdent à ce moment une plus grande ductilité et une meilleure ténacité que les aciers ordinaires. Ils possèdent une très bonne résistance à la corrosion.

Les aciers inoxydables duplex sont largement employés dans l'industrie d'une manière significative. Ils combinent à la fois une bonne résistance à la corrosion, une résistance mécanique élevée et une mise en œuvre aisée. Leurs propriétés physiques se situent entre celles des aciers inoxydables austénitiques et celles des aciers inoxydables ferritiques. La composition chimique des aciers duplex doit permettre l'équilibre des phases tout en évitant un écueil majeur : la formation, aux températures élevées de phases intermétalliques dommageables (les phases sigma et chi), qui précipitent préférentiellement dans la ferrite. L'addition d'azote en retarde significativement leur formation, il est essentiel que l'azote soit présent en quantité suffisante dans la solution solide.

La soudabilité est la propriété d'un matériau qui permet, lorsqu'on emploie un procédé de soudage donne pour un but donné, d'obtenir un joint continu en appliquant un mode opératoire convenable. La soudure ainsi obtenue doit satisfaire aux exigences imposées, quand aux propriétés locales de la soudure, et a leur influence sur la construction, dont la soudure fait partie.

- Ce présent travail consiste à réaliser une étude d'une soudure hétérogène entre deux Aciers de nuances Différentes ''assemblages hétérogène'' l'un étant un Acier inoxydable duplex (2205) et l'autre étant un Acier inoxydable austénitique (316L) à l'aide d'un fil d'apport ER 2209.
- 2205, 316L, ER2209, (désignation ASTM).

- Le procédé utilisé est le soudage à arc électrique sous atmosphère protectrice ou proprement dit (T.I.G.).
- l'étude Métallographique a pour but de définir les caractéristiques macroscopique et microscopique les différentes zone de la soudure.
- Les essais mécaniques ont pour but de déterminer les caractéristiques mécaniques de l'assemblage soudé.

Ce mémoire comporte cinq chapitres :

- ✓ Chapitre 1 : Les aciers inoxydables.
- ✓ Chapitre2 : soudage des aciers inoxydables.
- ✓ Chapitre3 : Techniques expérimentales.
- ✓ Chapitre4 : Résultats et interprétations
- ✓ Et une conclusion

Chapitre I

Généralités sur les aciers inoxydables

I. ACIERS INOXYDABLES :

I.1. Définition :

Un acier inoxydable est un acier (alliage Fer-Carbène) auquel a été ajouté du Chrome. Par définition et d'après la norme EN 10088-2, un acier est classé acier inoxydable s'il contient au minimum 10.5% en masse de Chrome et moins de 1.2% en masse de Carbène. On parle alors d'un acier inoxydable comme étant une base d'alliage Fer-Chrome [1].

Le caractère « d'inoxidabilité » de ces alliages provient de la formation naturelle d'oxyde de chrome au contact de l'air ambiant, complètement invisible à l'œil nu, et qui agit comme une couche protectrice passive, c'est-à-dire, chimiquement stable en surface. C'est la qualité du film de passivation qui détermine les qualités d'inoxidabilité de l'acier. Il existe plusieurs gammes de nuances d'acier inoxydables capables de résister à de nombreux milieux corrosifs et à des températures plus ou moins élevées.

La résistance à la corrosion de l'acier inoxydable sera d'autant plus efficace que l'alliage contiendra en % de la matrice, moins d'élément Fer au profit d'éléments plus nobles tel que le Chrome, le Nickel, le Molybdène, le Manganèse, le Titane, le Niobium...

De plus, ces additifs améliorent les propriétés mécaniques du métal (ductilité, malléabilité, résilience) mais aussi, favorisent l'augmentation de la tenue à la corrosion et à la température.

I.2 Systèmes Fe-Cr et Fe-Cr-Ni

Le diagramme de phase présenté dans la figure I.1 constitue l'outil de base dans l'étude et la description de l'équilibre de phases dans les aciers inoxydables. La solubilité du chrome dans le fer à haute température est complète et la totalité des alliages Fe-Cr se solidifient en mode ferritique. A de faibles teneurs en chrome, il existe une boucle d'austénite γ dans le domaine de température 912-1394°C. Cette boucle sépare le diagramme en deux zones principales :

- en dessous de 11% de Cr, les alliages subissent une transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ au chauffage et l'inverse au refroidissement ; ils se comportent donc comme le fer ou l'acier doux,
- au dessus de 12.7 % de Cr, il n'y a plus de transformation de phases et les alliages restent totalement ferritiques.
- Entre 11 et 13 % de chrome, les deux phases α et γ coexistent en équilibre.

Ainsi, selon la composition par rapport à la boucle γ , les aciers au chrome peuvent avoir des structures différentes : ferritique, martensitique ou semi martensitique.

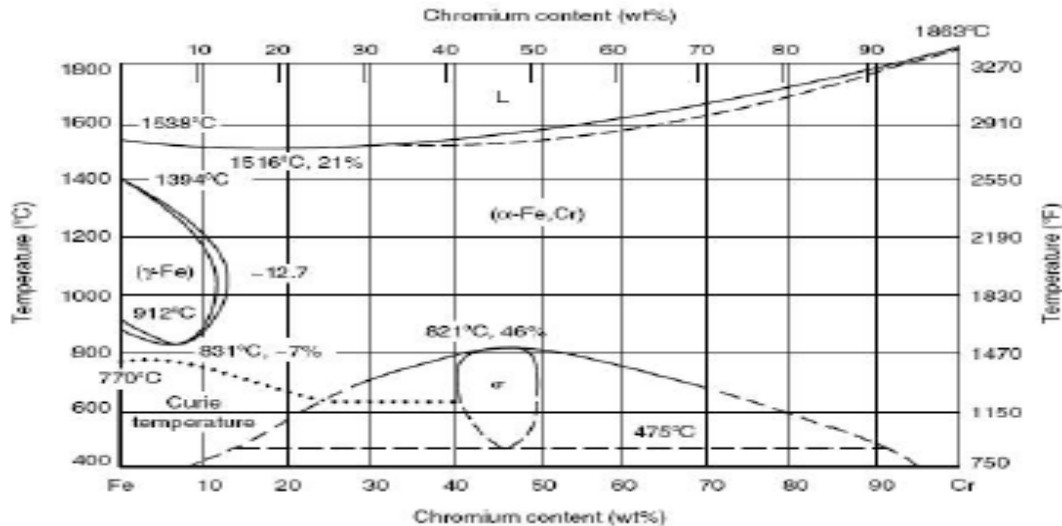


Figure I-1 Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr. [2]

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

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

I.3 Les principales familles d'aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables sont classés en quatre grandes familles en fonction de leur composition et de leur structure cristallographique :

- Les aciers ferritiques (structure cubique centrée CC)
- les aciers martensitiques (structure quadratique)
- les aciers austénitiques (structure cubique centrée CFC)
- les aciers austéno-ferritiques.

Le Tableau I-1 résume les principaux composants chimiques et les fourchettes de composition de ces différentes familles d'aciers inoxydables. [3]

Tableau I-1: Fourchettes de compositions chimiques des différentes familles d'aciers inoxydables [3]

Catégorie d'acier	Composition (% pds)				
	C	Cr	Ni	Mo	Autres
Ferritique	<0.1	13-30	0-5	<5	Ti
Martensitique	0,05-1.2	12-18	<7	-	-
Austénitique	<0,2	16-35	7-26	<6	N, Cu, Ti
Austéno-ferritique	<0,05	18-27	4-7	<4	N (<0.3)

I.3.1 Les aciers inoxydables ferritiques

Ce sont des alliages à base Fe-Cr ne subissant pas de transformation austénitique ; l'équilibre entre les éléments alphagènes (principalement le chrome) et gammagènes (C, N et Ni) doit être tel que l'alliage soit à toute température à l'extérieur de la boucle γ du diagramme Fe-Cr.

I.3.2 Les aciers inoxydables martensitiques :

Ce sont des alliages à base Fe-Cr ; la structure martensitique est obtenue par trempe de l'austénite située dans la boucle γ du diagramme Fe-Cr. Se sont donc des aciers de grande dureté et peu ductile.

I.3.3. Les aciers austénitiques

Ce sont des alliages de base Fe-Cr-Ni, tels que leur structure soit totalement austénitique à haute température (1050-1150 °C). Cette structure est ensuite maintenue à l'état métastable par hypertrempe à l'ambiante ($M_s \leq 20$ °C).

I.3.4. Les aciers inoxydables austéno-ferritique « DUPLEX » :

Ceux-là diffèrent des précédents par le seul fait que leur équilibre en éléments alphagènes et gammagènes est tel que la structure à haute température (1050-1150°C) est mixte ($\alpha + \gamma$). Elle est de même maintenue métastable à la température ambiante par hypertrempe ;

ce qui nécessite que la stabilité de la phase austénitique soit suffisante. Dans le cas contraire on obtient une structure ferrite + martensite.

I.4 Les caractéristiques mécaniques des aciers inoxydables

En plus de leur bonne résistance à la corrosion, les aciers inoxydables possèdent de bonnes propriétés mécaniques. Le Tableau I-2 résume les fourchettes des caractéristiques mécaniques des différentes familles d'aciers inoxydables.

Tableau I-2 : Propriétés mécaniques des aciers inoxydables [5].

	Limité d'élasticité $R_{p0,2}$ (MPa)	Résistance à la traction R_m (MPa)	Allongement à la rupture A(%)	Module d'élasticité E (GPa)	dureté H_V (HB)
Ferritique	250-400	300-650	18-25	220	190- 220
Martensitique	450-700	500-1000	15-20	215	400- 560
Austénitique	200-250	570-900	50-60	200	210
Austéno- ferritiques	450-650	730-900	25-30	200	260- 290

Les aciers martensitiques présentent une limite d'élasticité, une résistance à rupture et une dureté très élevées, mais une ductilité faible. Les aciers austénitiques présentent une excellente ductilité, une bonne résistance à rupture mais une faible limite d'élasticité. Les aciers ferritiques ont une limite d'élasticité élevée et un fort module d'élasticité. Les aciers inoxydables duplex combinent à la fois les propriétés mécaniques et de corrosion des aciers austénitiques et des aciers ferritiques : ils possèdent une limite d'élasticité élevée, caractéristique de la ferrite, et une grande ductilité, caractéristique de l'austénite [6.7]. La limite d'élasticité augmente encore par addition d'azote et de carbone en solution solide.

I.5 Domaines d'utilisation des aciers inoxydables :

Les champs d'utilisation des aciers inoxydables est très vaste, le tableau I-3 suivant résume les domaines et secteurs d'emploi de chaque nuance.

Tableau I-3 : Domaine d'utilisation des aciers inoxydables

Les familles des aciers inoxydables	Applications principales
ferritiques	- Secteur automobile (pots d'échappement, pots catalytiques). - Bâtiment. - Sucrierie (tubes minces). - Containers. - Eviers. - Ballon d'eau chaude.
Austénitique	- Industrie. - Retraitement du combustible. - Appareillage scientifique. - Electronique.
Auténo-ferritique	- Industrie chimique. - Industrie papetière. - Industrie pétrolière. - Chaudronnerie lourde.
martensitique	- Pièces mécaniques. - Vannes. - Robinets. - Outils ménagers (couteau, cuillers, fourchettes, - Outils chirurgicaux. Grosses pièces industrielles (vannes, pompes, turbines hydrauliques,... ; etc.).

1.6 Les aciers inoxydables austénitiques :

I.6.1 Généralités :

Les aciers inoxydables austénitiques Ce sont, de loin, les plus connus et les plus employés parmi les aciers inoxydables : ils contiennent, outre une teneur en Chrome minimale de l'ordre de 17%, du Nickel (généralement 7% et plus) et des additions éventuelles de Molybdène, Titane, Niobium, ... etc. Ils sont par contre très indiqués, de par leur absence de fragilité à basse température, pour les emplois cryogéniques [8].

Le module d'élasticité des aciers inoxydables austénitiques est de l'ordre de 200 GPa et la masse volumique est 7.9 Mg/m³. Le fait que leur structure cristallographique soit de type cubique à faces centrées leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles depuis les températures très basses jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius. A ces propriétés essentielles, il faut ajouter une excellente soudabilité opératoire et métallurgique, ce qui en facilite la mise en œuvre [9].

I.6.2 Composition et structure :

Les aciers inoxydables austénitiques conservent à température ordinaire la structure austénitique cubique à faces centrées (Figure I.2). Il s'agit de solutions solides à matrice fer (Tableau I.4), généralement à grains fins, obtenues par hypertrempe depuis une température d'austénitisation de l'ordre de 1000-1100°C. Ces aciers représentent le groupe d'aciers inoxydables le plus utilisé dans la pratique [10].

Tableau I-4: Intervalle de composition chimique des aciers inoxydables austénitiques (en masse)

élément	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	N	Fe
% massique	<0.15%	16à 30%	4à22%	0à2%	0à3%	0à4%	0à0.4%	Bal

En dehors du chrome, le nickel constitue le plus important des éléments d'alliage principalement en raison de son caractère gammagène. Les aciers inoxydables austénitiques sont couramment appelés 18-8 ou 18-10 d'après leurs teneurs respectives en chrome et en nickel [11].

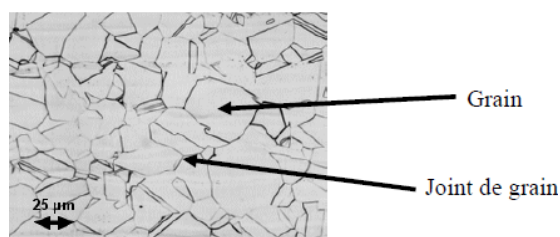


Figure I-2 : Structure d'un acier inoxydable austénitique

I.6.3 Nuances et dérivées :

Une vaste gamme de propriétés spécifiques peut être obtenue par une faible variation de composition chimique. L'augmentation de la teneur en Cr, par exemple, conduit à améliorer la résistance à la corrosion et l'augmentation de la concentration d'azote renforce le durcissement de la matrice austénitique [12]. Les aciers austénitiques se classe de façon suivante :

- Acier austénitiques sans molybdène : cette nuance assure un bon compromis entre coût-résistance à la corrosion
- Acier inoxydables au molybdène : le Mo améliore la résistance à la corrosion par piqures en présence de chlorures,
- Aciers austénitiques à très bas carbone : $C\% < 0.03\%$, cette teneur permet d'éviter la corrosion intergranulaire car le carbone reste en solution solide et ne se combine donc pas avec le chrome pour former des carbures de chromes.
- Aciers austénitiques stabilisés : l'addition du titane (Ti) et/ou Niobium empêche la précipitation des carbures de chrome lors d'un traitement thermique et/ou d'un procédé de soudage. En outre, ils possèdent de bonne caractéristiques mécaniques jusqu'à 600°C.
- Les super austénitiques : en plus des teneurs importante en Molybdène (Mo) et Chrome (Cr) sont aussi enrichis par des teneurs en Nickel et (Ni) et Azote (N).

La figure I.3 propose un organigramme de la famille aciers inoxydables austénitiques où chaque nuance est dérivée de cette composition de base afin d'apporter une (des) propriété(s) spécifique(s) [13]

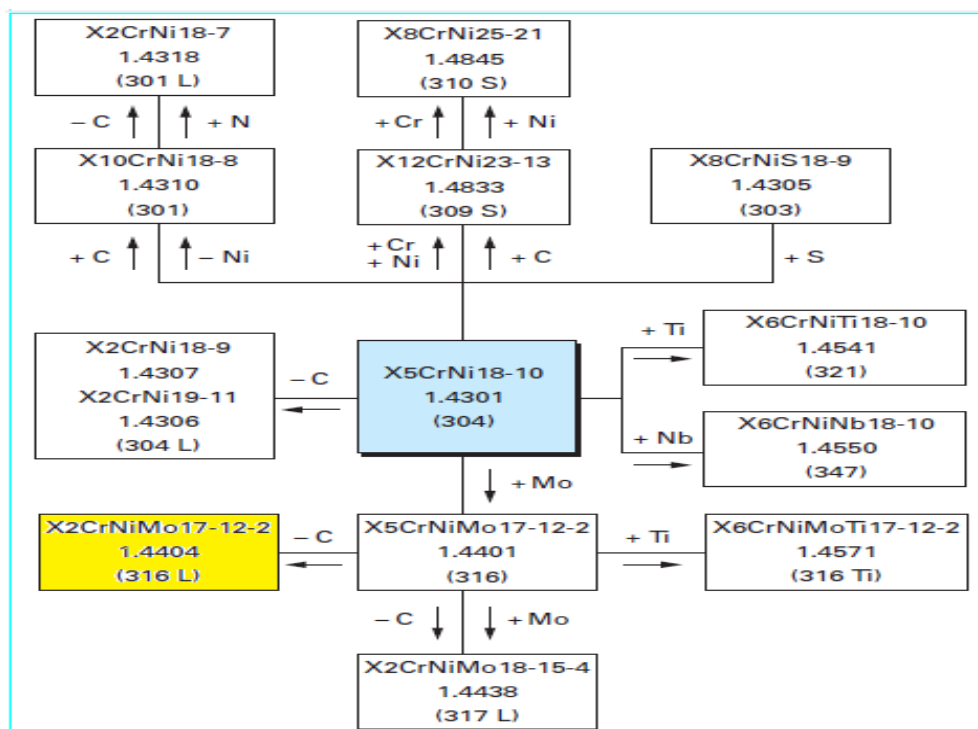


Figure I-3 : Principaux aciers inoxydables austénitiques au chrome-nickel (molybdène).

Dans les nuances conventionnelles, les teneurs en soufre sont en général inférieures à 0,03% car les sulfures ont un effet très défavorable sur la résistance à la corrosion, en particulier par piqûres. De même, la concentration en phosphore est maintenue très basse, inférieure à 450ppm en général, car cet élément ségrège aux joints de grains entraînant une fragilisation ou peut former des eutectiques fusibles à basse température avec de nombreux éléments ou impuretés présents dans l'acier (fissuration à chaud) [14].

La nuance de base des aciers inoxydables AISI 316 (X5CrNiMo17-12-2), conduit aux nuances dérivées données dans le tableau I.5. Le développement de ces nuances est basé sur l'influence isolée ou combinée des éléments d'alliage sur les propriétés mécaniques de l'acier.

Tableau 1-5 : les nuances dérivées d'acier AISI 316

Dénomination	Cr	Ni	C _{max}	N _{max}	Mo
316	16-19	10-14	0.08		2.25-2.75
316L	16-19	10-14	0.030		2.25-2.75
316L (N)	17-18.2	10-14	0.035	0.080	2.25-2.75

I.6.4 Propriétés des aciers inoxydables austénitiques [15]:

La structure de ces aciers est une austénite γ (phase gamma amagnétique) avec présence éventuelle d'une phase ferritique δ résiduelle. L'austénite métastable peut se transformer en martensite par déformation plastique et/ou refroidissement à basse température. La stabilité de l'austénite peut être augmentée par addition d'éléments gammagènes : carbone, nickel, manganèse, azote, cuivre...

Les aciers austénitiques possèdent une bonne résistance à la corrosion en général. Ils ne présentent pas de durcissement après traitement thermique; leurs caractéristiques mécaniques peuvent être augmentées par addition d'azote ou par déformation à froid. Ces aciers sont en général livrés à l'état hypertrempe : ils ont subi un réchauffage à environ 1050°C (mise en solution des carbures de chrome) puis un refroidissement rapide à l'air ou à l'eau (pour empêcher la précipitation des carbures de chrome).

Ils sont caractérisés par une bonne soudabilité associée à une bonne résilience à basse température, et une bonne sécurité vis-à-vis du risque de rupture fragile, ce qui justifie leur emploi dans le domaine des équipements sous pression.

En principe, voici les principales propriétés des aciers inoxydables austénitiques :

- ❖ ductilité et résilience importantes, y compris à basse température,
- ❖ acier facilement écrouissable sans fragilité.
- ❖ pas de limite élastique.
- ❖ léger fluage à température ambiante.
- ❖ bonne résistance mécanique à chaud.
- ❖ bonne soudabilité.
- ❖ faible conductivité thermique.
- ❖ coefficient de dilatation élevé.

I.7 Les aciers inoxydables Austéno-Ferritique (Aciers Duplex)

I.7.1 Historique

Les aciers duplex ont été développés en Suède dans les années 1930 pour améliorer la tenue à la corrosion des équipements utilisés dans les procédés de fabrication du papier sulfurisé. Ces nuances ont été initialement créées pour lutter contre des problèmes de corrosion

causés par la présence de chlore dans les eaux de refroidissement ainsi que d'autres constituants chimiques agressifs présents et véhiculés dans les fluides inhérents aux procédés de fabrication.

Dans les années 1970, le développement des champs de gaz et de pétrole de la Mer du Nord et les problèmes spécifiques de corrosion auxquels a été confronté l'industrie offshore ont fait que de nouvelles nuances d'acier duplex ont été mises au point et très vite acceptées par les sociétés d'ingénieries.

I.7.2 Composition chimique et effet des éléments d'alliages

Les aciers inoxydables duplex couvrent différentes nuances classées en fonction de leur composition chimique. Cette composition chimique basée sur une teneur élevée en chrome, nickel et molybdène, améliore la résistance à la corrosion intergranulaire et par piqûres. La présence des deux phases de microstructure garantit une plus grande résistance aux piqûres et la fissuration par corrosion en comparaison avec les aciers inoxydables classiques.

La première génération de ces nuances d'aciers était basée sur des alliages de chrome, de nickel et de molybdène. Malgré leurs bonnes caractéristiques de résistance à la corrosion, le soudage provoquait une chute de leur ductilité (résilience) due à la présence massive de microstructure ferritique, ce qui en limitait l'usage à quelques applications spécifiques.

Les nouvelles nuances se caractérisent par l'ajout d'azote (gammagène) comme élément d'addition pour améliorer la ténacité du joint soudé et augmenter la résistance à la corrosion par le chlore. Cet ajout d'azote favorise le durcissement structural par un mécanisme de fine dispersion interstitielle, qui augmente la limite d'élasticité et la résistance à la rupture sans dégrader la ténacité.

Récemment, l'addition de manganèse dans les aciers inoxydables et dans les aciers duplex en particulier, a retrouvé un fort intérêt car le manganèse augmente la solubilité de l'azote dans la solution solide de fer. Les hautes teneurs en manganèse dans les aciers duplex permettent aussi de diminuer la formation de porosités et de nitrures lors des traitements thermiques.

Les nuances les plus courantes sont (désignation EN 10088 puis AISI):

- X2CrNiN 23-4 (1.4362), 2304 ;
- X2CrNiMoN 22-5-3 (1.4462), 2205 ;
- X2CrNiMoN 25-7-4 (1.4410), 2507 ;

I.7.3 Elaboration et microstructure

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques sont aussi appelés aciers inoxydables duplex en raison de leur structure biphasée. Ils sont constitués d'une phase ferritique (phase α , structure cubique centrée) et d'une phase austénitique (phase γ , structure cubique à faces centrées). Lors de l'élaboration, la phase ferritique apparaît en premier, la phase austénitique germe ensuite et croît dans la phase α au cours du refroidissement. La microstructure et les fractions volumiques des deux phases dépendent de la composition chimique en éléments d'alliage, des conditions d'élaboration et des traitements thermiques.

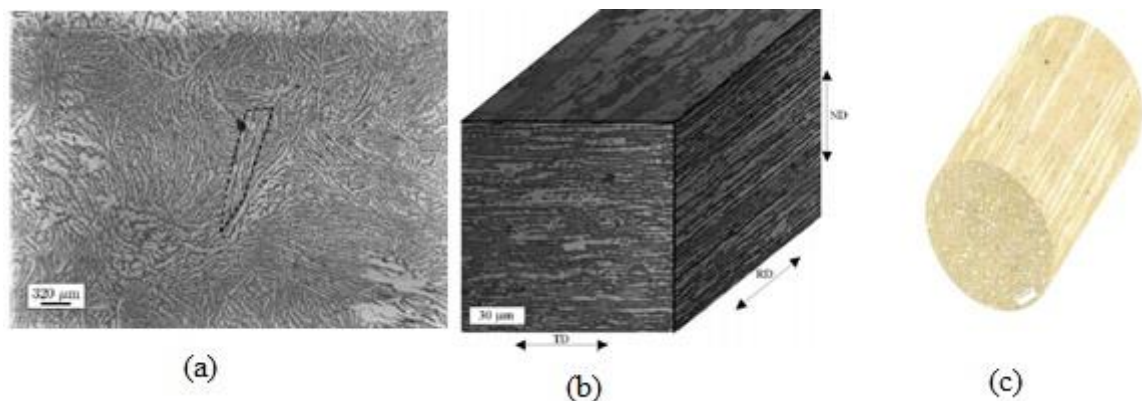


Figure I-4. Microstructure d'aciers austéno-ferritiques moulé (a) , laminé (b) et forgé (c) (Ferrite en sombre, austénite en clair). [15]

- **Les aciers duplex moulés** présentent une structure particulière (structure de Widmanstätten)
- (Figure I-4a) : lors du processus de refroidissement à l'élaboration, des lattes d'austénite de quelques dizaines de μm d'épaisseur se forment dans la matrice ferritique. Dans ces aciers, la proportion de la ferrite est minoritaire, elle excède rarement 30% en volume. Les grains ferritiques sont beaucoup plus gros, leur taille varie de 30 μm à 1 mm.
- **La microstructure des aciers laminés** (Figure I-4b) et **forgés** (Figure I-4c) se présente sous forme d'îlots d'austénite allongés dans le sens du laminage ou du forgeage, noyés dans la matrice ferritique. Les proportions des phases austénitique et ferritique sont généralement

équivalentes (50% - 50%) pour les aciers laminés et forgés. Les deux phases α et γ sont polycristallines. La taille des grains austénitiques varie entre 5 et 10 μm et celle des grains ferritiques entre 10 et 30 μm . [16].

1.8. Modes de solidification des aciers inoxydables :

Quatre types de solidification sont possibles pour les aciers inoxydables. Ils sont détaillés dans le tableau.I.6: solidification austénitique (A) / etausténito-ferritique (AF) (l'austénite est la phase primaire) / solidification ferrito-austénitique(FA) et ferritique (F) (la ferrite est la phase primaire).

Tableau I-6 : Mode de solidification des aciers inoxydables

Phase primaire	Mode de solidification	réaction	microstructure
l'austénite (γ)	A	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$	100% austénite
	AF	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$	Ferrite δ eutectique à la frontière des structures cellulaires et dendritiques
Ferrite δ	FA	$L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \delta + \gamma$	Ferrite squelettique et/ou lattes de ferrite issues de la transformation $\delta \rightarrow \gamma$
	F	$L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \gamma + \delta$	Ferrite aciculaire δ ou matrice ferritique avec de l'austénite Widmanstätten aux joints de grains.

Suite à la solidification, des transformations à l'état solide peuvent avoir lieu lors du refroidissement jusqu'à température ambiante, en particulier dans les aciers présentant une solidification ferritique.

La composition chimique de l'acier a un rôle important dans le mode de solidification de l'alliage en particulier les teneurs en Cr équivalent et Nickel équivalent. Des travaux] ont permis de quantifier le lien entre le rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} et le mode de solidification [17] (Tableau I-7).

Tableau I-7 : Relation entre le mode de solidification et rapport Cr_{eq}/Ni_{eq}

Cr_{eq}/Ni_{eq}	Mode de solidification
$Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.25$	A -complètement Austénitique
$1.25 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.48$	AF- Austénitique Ferritique
$1.48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.95$	FA- Ferritique Austénitique
$Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1.95$	F- Ferritique

D'après ce tableau, un acier inoxydable austénitique, par exemple 316L ayant $1,29 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,6$, se solidifie suivant un mode AF ou FA.

Les aciers duplex qui sont des aciers inoxydables ayant une structure biphasée composée de ferrite complétée de 40 à 60 % d'austénite, leur solidification se fait d'abord en alliage ferritique (ferrite delta) suivie d'une transformation, en phase solide, en alliage austénitique.

Chapitre II

Soudage des aciers inoxydables

II.1 Introduction :

L'assemblage par soudage occupe une place primordiale dans l'univers industriel. Il est utilisé dans l'élaboration des bateaux, trains, avions, fusées, automobiles, ponts, *tuyaux*, réservoirs et tant d'autres choses qui ne sauraient être construites sans le recours au soudage.

La clé des problèmes qui se posent lors d'une construction à souder relève du métier du soudeur ou du constructeur soudeur dont la démarche doit inclure, outre l'opération de soudage, les problèmes se posant en amont et en aval de celle-ci, à savoir :

- La conception des assemblages : découpage de l'assemblage et disposition des joints.
- La préparation des pièces avant soudage : géométrie des bords, état des surfaces.
- La mesure de la qualité des soudures et de la tenue de l'assemblage en service.

II.2 Généralités sur les procédés par fusion :

II.2.1 Définitions:

Le soudage c'est l'opération qui permet de créer une continuité physique entre deux éléments métalliques de telle sorte que l'ensemble ainsi réalisé satisfasse en tout point aux exigences relatives à ses propriétés.

Pour obtenir la fusion localisée du ou des métaux qui vont constituer le bain liquide dont la solidification assurera la continuité physique, il est nécessaire d'apporter, ponctuellement, une grande quantité de chaleur. Cet apport réalisé rapidement par une source de chaleur qui souvent se déplace assez vite, va provoquer, outre la fusion du métal de base, un échauffement localisé du métal resté solide variable avec la distance à la source de chaleur.

En soudage, on doit distinguer trois situations :

- Les deux éléments à assembler ont la même composition chimique et le métal d'apport, s'il est utilisé, est tel que le cordon de soudure aura une composition très voisine de celle du métal de base ; on parle alors d'une soudure « **homogène** ».
- Les deux éléments à assembler n'ont la même composition chimique, ou s'ils ont la même composition chimique, celle du métal d'apport (et par voie de conséquence, celle du métal fondu) en est très différentes ; on parle dans ce cas du soudage « **hétérogène** »
- Dans le cas où les deux éléments à assembler sont de même nature et même composition et que l'assemblage s'effectue sans métal d'apport, on parle alors d'une soudure « **autogène** ».

II.2.2 Les principaux procédés de soudage

La continuité physique peut être obtenue en faisant ou en ne faisant pas intervenir des métaux à assembler ; c'est ainsi qu'on pourra distinguer:

- Soudage sans fusion (mais avec diffusion à l'état solide) : exemple procédés de soudage par explosion, par pression (Figure II.1) ;
- soudage avec fusion : obtenue par tous les procédés de soudage aux gaz, à l'arc, par faisceau d'électron, par faisceau laser (Figure.II.1)

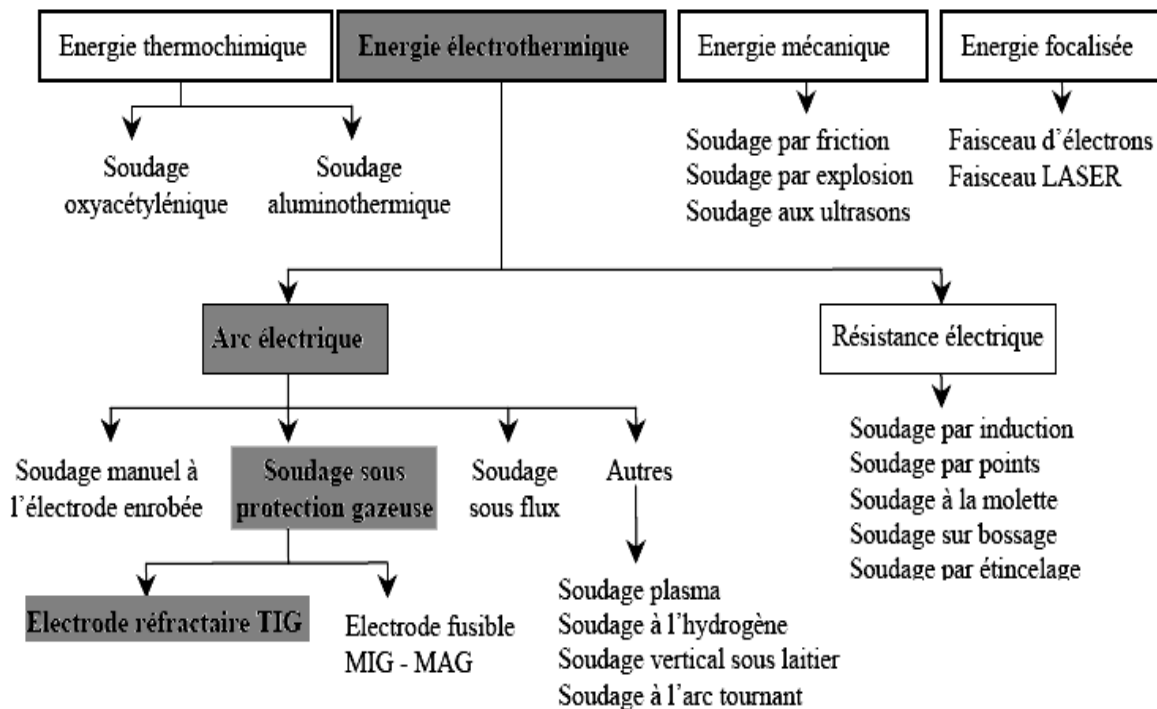


Figure II.1 : Classification générale des procédés de soudage en fonction de l'énergie mise en jeu [8].

Le choix du procédé s'opère selon des critères bien définis :

- Matériaux à souder,
- Facteurs technologiques,
- Critères de qualité,
- Critères économiques

Dans le cadre de cette étude, le procédé de soudage à l'arc électrique avec électrode réfractaire (Procédé TIG) est le procédé utilisé pour réaliser des cordons de soudures sur des tubes de transport de gaz.

En ce qui nous concerne les procédés à arc électriques sont les plus adéquats :

Ce procédé se réalise à l'aide d'un arc électrique (une décharge électrique créée entre deux électrodes dans un gaz (ou dans une vapeur métallique issue des électrodes)) qui fournit l'énergie nécessaire pour faire fondre l'électrode (constituée de métal d'apport) qui va se solidifier en un dépôt solidaire avec les métaux de base [9].

II.2.3 Description de procédé GTAW (TIG) :

Le soudage à l'arc électrique avec électrode réfractaire :

GTAW : Gas Tungsten Arc Welding (AWS : American Welding Society)

T.I.G : Tungsten Inert Gas (GB)

WIG: pays Germaniques

➤ Principe (Figure II.2):

Le procédé consiste à faire appel à une électrode infusible (Tungstène, Zirconium ou au Thorium) qui jaillit au milieu de la buse, entourée d'un gaz de protection inerte (Argon ou Hélium), et tout cela sous une différence de potentiel créée par un générateur électrique de façon à se que la pièce soit reliée au pôle positif et le métal d'apport au pôle négatif.

Le soudage des aciers inoxydables est toujours effectué en courant continu en polarité directe (pôle négatif lié à l'électrode).

Le métal d'apport est amené dans le bain de fusion au fur et à mesure de l'avancement de l'arc. Lorsque ce dernier est alimenté en courant continu, on doit placer impérativement la pièce à souder au pôle positif, afin d'éviter que l'électrode de Tungstène ne se désagrège sous l'effet des électrons émis par le bain de fusion.

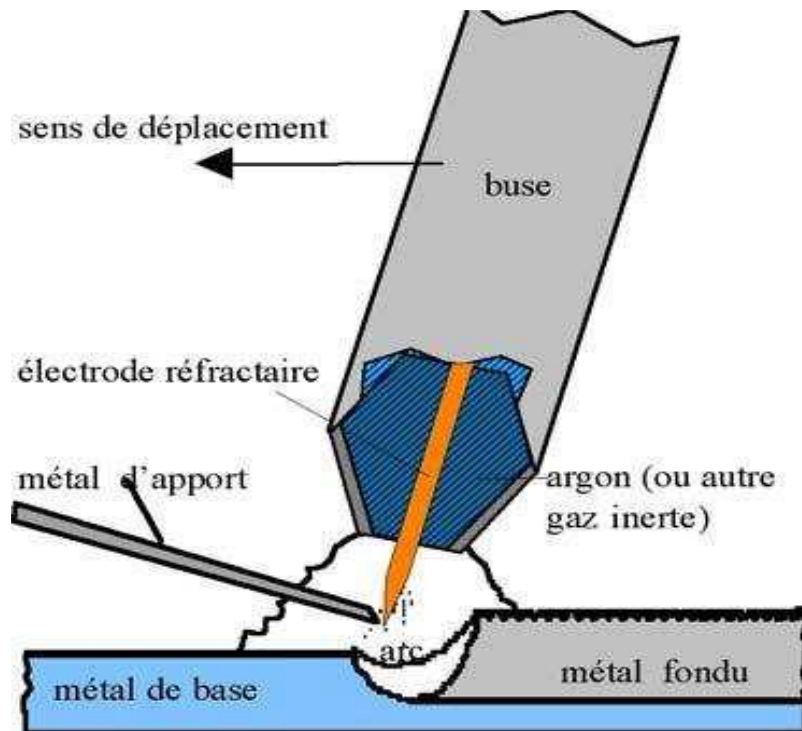


Figure II2: Illustration du procédé GTAW [17].

➤ **Les avantages :**

- Source de chaleur très concentrée : Inertie chimique exceptionnelle, zone fondue étroite et profonde.
- Possibilité de contrôler de façon indépendante tous les paramètres ce qui permet un contrôle efficace du bain de fusion et de la *dilution*.
- Possibilité de soudage d'une vaste gamme de matériaux sous réserve de trouver le couple (gaz fil) correspondant
- Le procédé GTAW permet d'assembler des aciers fortement alliés, des alliages : d'Aluminium, de Nickel, de Cuivre et de Magnésium.
- Automatisation possible.

➤ **Les inconvénients :**

- Préparation des assemblages plus soignée.
- Taux de dépôt et vitesses de soudage faibles, d'où le procédé n'est pas utilisé pour le soudage des matériaux nobles [17].

II .3. Rappel MEALLURGIE DU SOUDAGE :

II.3.1 Introduction

Les principes métallurgiques sont tout à fait généraux et peuvent régir des caractéristiques de la zone fondue des soudures. La figure II.3 illustre dans le cas du soudage les relations entre les paramètres métallurgiques (composition chimique, structure,) et les caractéristiques obtenues.

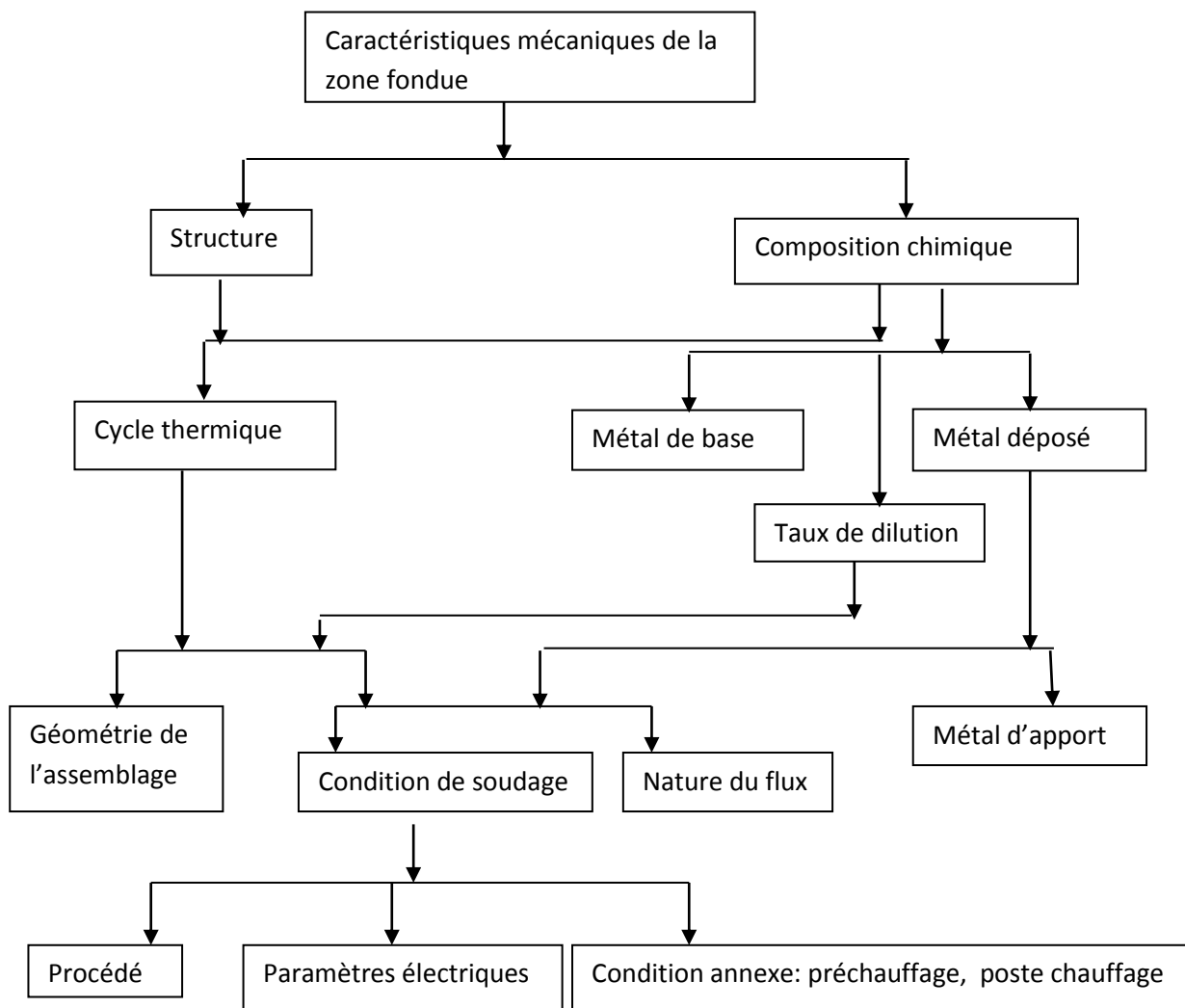


Figure II.3 : Facteurs influents sur les caractéristiques d'un joint soudé.

II.3.2 Aspect thermique du soudage:

Le soudage est un processus qui nécessite un apport important d'énergie pour obtenir des températures très élevées en un temps très court.

Dans un très large intervalle de températures allant de la température ambiante jusqu'aux températures de vaporisation du métal, il se développe différentes actions physiques et chimiques telles que:

- la fusion du métal de base et du métal d'apport,
- les réactions chimiques dans un bain liquide, échange métal-laitier
- la cristallisation du métal fondu,
- les modifications de structure et de volume dans le métal déposé et dans le métal de base au cours du chauffage et du refroidissement.

Les cycles thermiques mettent en évidence la variation de la température atteinte en un point situé à une distance fixe de la ligne du cordon en fonction du temps. Cette variation dépendra de : l'énergie de soudage, type de procédé et épaisseur de la pièce

✓ **Soudage mono passe :**

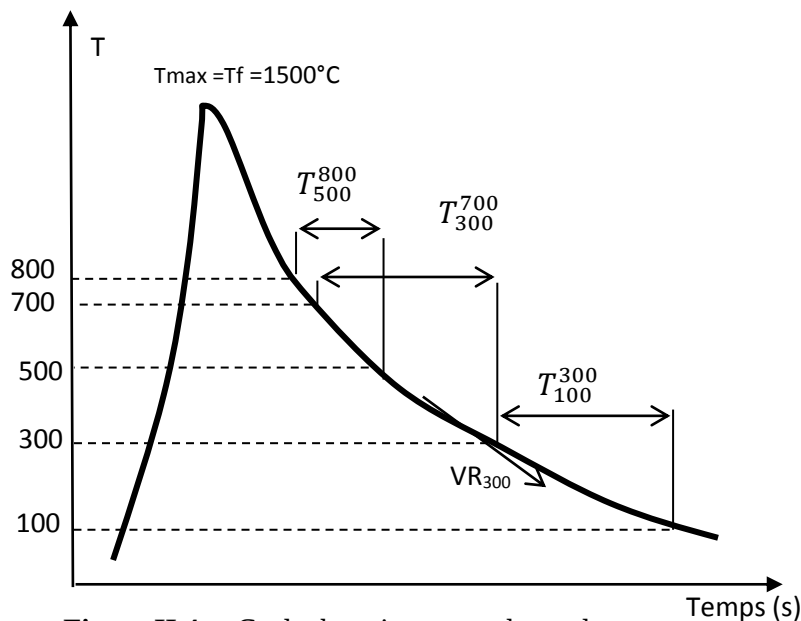


Figure II.4 : Cycle thermique : cas de soudage mono passe

Pour caractériser la loi de refroidissement plusieurs paramètres sont à considérer (figure II.4) :

- Temps écoulé entre 800 $^{\circ}\text{C}$ et 500 $^{\circ}\text{C}$.

- Temps écoulé entre 700°C et 300°C

Ces deux paramètres déterminent la microstructure.

Deux autres paramètres :

- la vitesse de refroidissement à partir de 300°C et le temps écoulé entre 300 et 100°C

✓ Cycle thermique en soudage multi passe :

Lors de l'exécution d'une soudure multi passes, le dépôt d'une passe modifie la structure de la passe précédente (ou des passes précédentes), en produisant sur celle-ci un recuit ou un revenu de la structure.

L'évolution de la structure est due à la succession des cycles thermiques. Lorsque le temps entre les passes est inférieur à une certaine valeur qui dépend des conditions de soudage, la température minimale au point A augmente à chaque passe. (Figure II-5).

La notion de pré et post-chauffage, qui concerne essentiellement la première et la dernière passe, doit être complétée par la notion de température entre passes. Cette température est définie comme étant la température atteinte au refroidissement par le métal déposé avant le dépôt de la passe suivante. Elle est à la fois température de préchauffage pour la passe suivante et température minimale au post chauffage pour les passes précédentes.

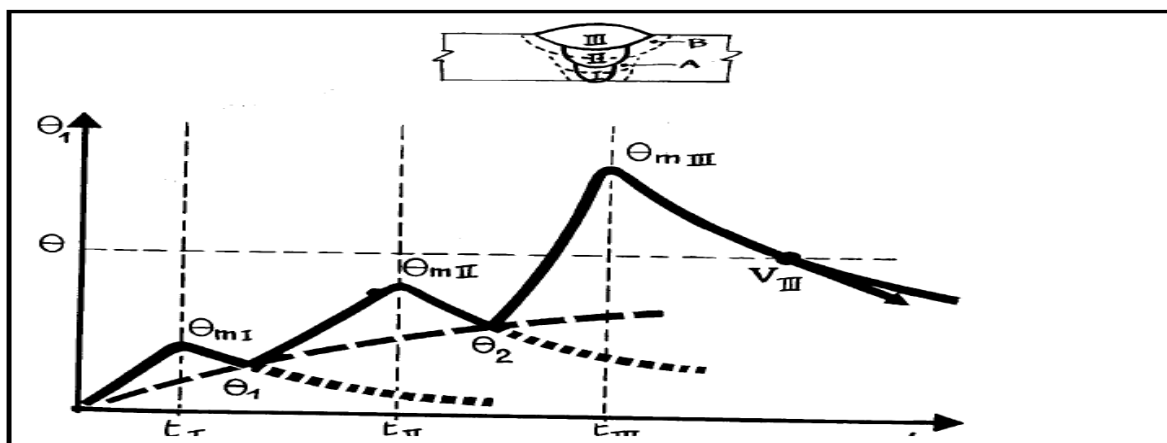


Figure II.5 : Les effets thermiques du soudage en plusieurs passes, dans le cas d'une soudure sur bords chanfreinés en V, exécutée en trois passes sans préchauffage

En soudage multi passes ou poly passes il faut donc prendre en considération des paramètres tels que :

- la température initiale.

- le nombre, la disposition des passes et de leurs conditions d'exécution.
- l'intervalle de temps entre passe.
- la position par rapport à la soudure du point dont on suit la variation de température.

II.3.3 Aspect chimique : constituant du métal fondu

La composition chimique du métal fondu résulte du mélange du métal déposé par le produit de soudage avec le métal de base. La proportion de métal de base dans un cordon de soudure est caractérisée par le taux de **dilution** (figure II.6). Ce facteur là a aussi un rôle à jouer sur les propriétés et comportements du cordon de soudure. Le métal fondu est constitué d'un mélange (Métal d'apport + Métal de base) en proportions respectivement proportionnelles à la surface extérieure au profil initial du chanfrein.

La dilution signifie la proportion du métal de base fusionnée entrant dans la composition du métal fondu ; elle est exprimée comme suit [24] :

$$D = \frac{v}{V} \dots\dots\dots(2.1)$$

Où $v = v_A + v_B$: volume du métal de base fondu.

$V = v + v_a$: volume globale du métal fondu.

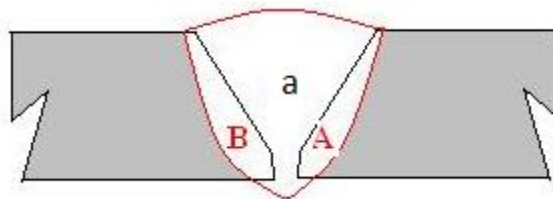


Figure II.6 influence du métal de base sur la composition du métal fondu

On peut exprimer ce rapport en fractions de surfaces, cela donne :

$$D = \frac{S}{ST} = \frac{S_A + S_B}{ST} \dots\dots\dots(2.2)$$

Tel que :

S : Surface du métal de base fondu.

ST : Surface globale du métal fondu.

Ainsi on peut déterminer le % de l'élément E dans la zone fondue comme suit [19] :

$$\%E = \frac{1}{A+B+a} \times [A \times \%E \text{ dans } A + B \times \%E \text{ dans } B + a \times \%E \text{ dans } a] \dots\dots\dots(2.3)$$

En absence du métal d'apport la dilution est bien sûr égale à 100%

II.3.4 Conséquences métallurgiques

Les modifications de la structure au cours de l'opération de soudage sont représentées sur la figure II-6. On distingue :

- Le métal fondu à structure dendritique (zone fondue ZF constitué mélange du métal de base et métal d'apport)
- La zone de transition liquide-solide (zone de liaison ZL)
- La zone affectée par la chaleur (ZAT ou ZAC).
- Le métal de base (MB).

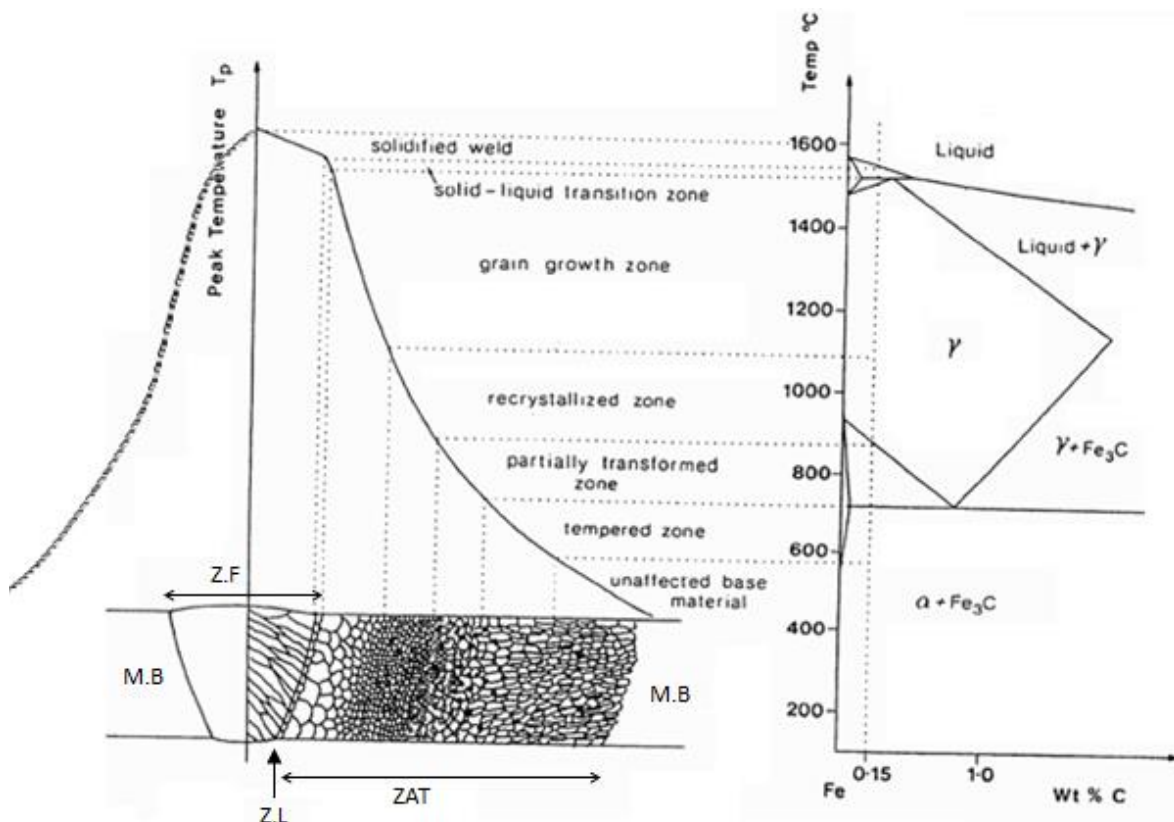


Figure II.7 : Structure de la soudure

II.3.4.1 La structure de la ZAT et la zone fondue à l'état brute de solidification

Les constituants structuraux des soudures brutes de solidification n'ont pas tous une morphologie comparable aux divers produits de décomposition de l'austénite rencontrés dans les aciers de traitement thermique.

En général la transformation de l'austénite pour un acier donné dépend :

- de la composition chimique
- de la cinétique de chauffage
- de la cinétique de refroidissement.

Connaissant ces trois paramètres on peut prévoir la structure et la dureté à l'aide des courbes T-R-C.

Il est à noter que les courbes TRC en condition de soudage sont différentes de celles obtenues en condition de traitement thermique, d'une façon générale :

- Pour une vitesse de refroidissement élevée, la température de transformation est basse, la transformation est de type martensitique.
- Pour une vitesse de refroidissement faible, les structures obtenues sont de types ferritiques.
- Dans le cas des vitesses de refroidissement intermédiaires, les structures obtenues sont fort complexes et peuvent avoir différents micro-constituants.

Cette approche peut-être appliquer au cas de soudage monopasse pour prévoir la structure de *la zone affectée par la chaleur (ZAT)* ou celle du métal déposé (ZF).

Dans tous les cas de figure les structures de ces deux parties diffèrent à cause de la composition chimique et la cinétique de refroidissement, la structure du métal fondu est moins complexe que celle de la zone affectée par la chaleur où l'on retrouve toutes les vitesses de refroidissement.

La multiplication des paramètres intervenant lors du soudage multi passes, rend, l'interprétation des structures observées, fort complexe. Les structures évoluent à chaque passe en fonction des paramètres qui sont :

- Energie de soudage
- Composition chimique du métal fondu qui dépend du taux de dilution du métal de base dans le métal d'apport.
- Cinétique de chauffage et cinétique de refroidissement
- Dissipation de chaleur
- Dimensions et géométrie

- Nombre de passes, température entre passes, temps entre passes
- Contraintes de soudage.

L'interprétation de la structure finale par les courbes TRC est délicate, la structure de départ et le cycle thermique changeant à chaque passe. Les courbes TRC permettent de prévoir la structure après le premier cycle thermique.

II.4 Les différentes transformations de phases lors du soudage des aciers inoxydables:

Les considérations précédentes montrent à l'évidence que les conséquences des cycles thermiques de soudage dépendent de la nature de l'acier et de ses transformations éventuelles ; il est donc nécessaire sans entrer dans les détails de soudabilité hétérogène entre aciers inoxydables de considérer chaque type d'acier individuellement. Mais avant, il est utile de rappeler les données quantitatives qui vont permettre d'estimer ce que serait la composition du métal fondu et les possibilités de transformation allotropiques.

II.4.1 Rappels de quelques données quantitatives

Les différents moyens ont été proposés pour permettre d'évaluer ce que sera la structure du métal fondu après son retour à la température ambiante en fonction de sa composition chimique; ils ont basé sur le même principe d'un diagramme dont l'abscisse est graduée en équivalent chrome (élément alphasène favorisant la formation de la ferrite) et en ordonnée en équivalent Nickel (élément gammagène favorisant la formation de l'austénite). Parmi ces diagrammes les suivants :

a) **le diagramme de Schaeffler** : c'est le plus ancien des diagramme (annexe I Figure 1)

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn \dots\dots\dots (2.4a)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb (+5\%V+3\%Al+2\%Ti) \dots\dots\dots(2.4b)$$

Le taux de ferrite peut être déterminé si l'analyse de la zone fondue est connue par la formule suivante [21] :

$$\%ferrite = 3(Cr_{eq} - 0.93 Ni_{eq} - 6.7) \dots\dots\dots(2.4c)$$

b) Diagramme de DeLong

Les formules de Schaeffler ne tiennent pas compte de la présence d'azote, pourtant très gammagène. C'est pourquoi DeLong propose un nouveau diagramme utilisable dans le domaine des aciers inoxydables austénitiques (annexe I Figure 4).

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn + 30\%N \dots\dots\dots(2.5a)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%N \dots\dots\dots(2.5b)$$

c) Diagramme d'Espy :

Le développement des aciers inoxydables à fort manganèse et/ou à fort azote a amené, au début des années 80, Espy (Annexe I figure 3) à proposer de nouvelles formules de calcul des équivalent Chrome et équivalente Nickel, s'appliquant sur le diagramme de Schaeffler et prenant un nombre plus élevé d'éléments d'alliage et remplaçant l'effet gammagène du manganèse par une constante

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \%Si + 0,5 \%Nb + 5 \%V + 3 \%Al. \dots\dots\dots(2.6a)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn + a*(\%N - 0,045) + 0,33\%Cu + 0,87 \dots\dots\dots(2.6b)$$

$$\begin{array}{ll} \text{Lorsque} & N < 20\% : a = 30 \\ & 21\% < N < 25\% : a = 22 \\ & 25\% < N < 35\% : a = 20 \end{array}$$

d) Diagramme WRC

Enfin vers la fin des années 80, le Welding Research Council a proposé un diagramme simplifié, limité aux aciers inoxydables austénitiques et austino-ferritique et gradué spécifiquement en FN (Ferrite Number ou indice de ferrite) (Annexe I figure 2)

$$Nieq = \%Ni + 35\%C + 0,25\%Cu + 20\%N \dots\dots\dots (2.7a)$$

$$Creq = \%Cr + \%Mo + 0,7\%Nb \dots\dots\dots(2.7b)$$

➤ Domaines d'utilisation des différents diagrammes

Ces quatre diagrammes présentent des avantages et des inconvénients qui sont schématisés dans le tableau 2.1 suivant :

Diagramme	Avantages	Inconvénients
-----------	-----------	---------------

Schaeffler	Soudage hétérogène Domaine d'application large homologué EN	Pas pour fort Mn (Mn>2%) Pas pour fort N (N>0.1%) Peu précis si ferrite est >20%
Delong	Homologué EN et ASME	Domaine limité Cr>16, Ni>10 ferrite <20%
Espy	Soudage hétérogène Domaine d'application large Nombreux éléments pris en compte Fort Mn, N Homologué EN et ASME	Peu précis (ferrite >20%)
WRC 1992	Normalisé en EN et ASME Calcul simplifié	Gradué en FN Peu d'éléments Domaine d'éléments limité Creq>17, Nieq >9

II.4.2 Soudabilité des aciers inoxydables austénitiques :

La soudabilité du 316L, comme celle des aciers austénitiques en général, est excellente. Le fait qu'il n'y ait aucune trempe lors du refroidissement, garantit des soudures ductiles et de bonne qualité. Cependant quelques modifications microstructurales peuvent éventuellement se former lors de la solidification.

a) Ilots de ferrite résiduelle et phase sigma

Pour des séjours à des températures proches de la température de fusion, une phase ferritique δ (Cubique Centrée), riche en éléments alphagènes (Cr, Ni...) peut se former, et subsister après refroidissement dans la matrice austénitique sous forme d'ilots. L'existence de la ferrite dans la matrice austénitique dépend :

- de la composition chimique (notamment de la proportion de Chrome et de Nickel équivalent ($C_{req}/N_{eq} < 1.5$)).
- des vitesses de solidification et de refroidissement (notamment dans l'intervalle 1800-1200°C) ; dans le cas du soudage TIG, plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus le risque d'avoir de la ferrite résiduelle est élevé.
- du traitement thermique ou mécanique

Les ilots de ferrites formées peuvent être prédites avec une approximation souvent suffisante en calculant les concentrations en chrome et nickel équivalents et en se reportant

au diagramme de *Schaeffler* ou aux diagrammes *WRC92*, *d'Espy et Delong* (voir **Annexe I Figure 1, 2, 3, 4**). Tous ces diagrammes donnent des informations sur le mode de solidification qui est le facteur prépondérant dans le risque d'apparition de fissures de solidification [22].

La présence de ferrite ne pose pas de problèmes particuliers (elle améliore même la résistance à la fissuration des soudures), mais pour un long maintien dans l'intervalle de température 550°-850°C, comme dans certains cas de soudage à l'arc multi passes d'assemblages de fortes sections, cette ferrite peut se transformer en phase sigma (composée Fe-Cr à 45% Cr), dure et cassante, qui fragilise les soudures. Pour éliminer cette ferrite, on peut faire subir à l'acier un traitement thermique d'hypertrempe.

b) Les précipités :

Le carbone possède une grande affinité avec le chrome (dans l'intervalle de température (600-750°C), des carbures de chrome¹ (M₂₃C₆ ou M₇C₃...) peuvent se former préférentiellement aux joints de grain et donc une grande sensibilité à la corrosion de ces zones (corrosion intergranulaire). Le temps de maintien nécessaire à la précipitation étant très court, ce phénomène se produira dans la zone affectée thermiquement par le soudage.

Pour éviter ce phénomène, on peut soit ajouter des éléments comme le Titane ou le Niobium, qui vont précipiter avec le carbone à la place du chrome, soit diminuer la teneur en carbone, et ajouter de l'azote pour compenser le « manque » de carbone. C'est le cas pour le 316L dit acier à azote [20]. Avec une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion, car les nitrures de chrome Cr₂N qui peuvent éventuellement se former sont moins riches en chrome que les carbures de chrome Cr₂₃C₆. De plus l'azote est très soluble dans l'austénite. Cette solubilité est d'ailleurs augmentée par la présence de Mn.

II.4.2 Soudabilité des aciers inoxydables austéno-ferritique (Duplex) :

Les aciers inoxydables duplex ont une bonne soudabilité, tous les procédés de soudage peuvent être utilisés. Toutefois, leur bonne soudabilité est conditionnée par le respect de

¹ Afin d'éviter la présence de carbures de chrome, on fait subir à l'acier un traitement thermique dit « d'hypertrempe », constitué d'un chauffage rapide jusqu'à 1100°C, afin de remettre les carbures en solution solide, suivi d'un refroidissement rapide, qui conserve le carbone en solution. On évite ainsi la sensibilisation de l'acier.

certaines règles métallurgiques [16]. En effet, l'obtention d'un métal déposé duplex est due à l'association d'un cycle thermique de soudage et d'une analyse chimique du métal déposé spécifiques.

Les aciers inoxydables duplex ne sont pas aussi facilement soudés que les nuances austénitiques mais la faible dilatation thermique qui les caractérise réduit la distorsion et les contraintes résiduelles qui apparaissent après soudage.

➤ **Evolution de structure dans la ZAT**

La ZAT surchauffée est définie comme étant la zone adjacente à la zone fondue, sa température est voisine du point de fusion de l'acier soudé et sa structure est entièrement ferritique au chauffage, alors que la ZAT recuite est la zone où les fractions volumiques de l'austénite et de la ferrite demeurent inchangées. Diverses transformations ont lieu entre ces deux zones et la complexité de ces transformations est d'autant plus importante que le nombre de passes est élevé.

➤ **La ZAT surchauffée**

Les transformations microstructurales qui ont lieu dans la ZAT surchauffée sont essentiellement contrôlées par le procédé de soudage et par la composition chimique. Pour une composition chimique donnée, la microstructure dans la ZAT surchauffée dépend de l'historique thermique imposé. Ainsi, l'énergie de soudage, l'épaisseur de la pièce à souder, le préchauffage et la température d'interpasse sont autant de paramètres qui affectent la microstructure de la ZAT surchauffée.

Plus particulièrement, c'est la température maximale du cycle thermique et la durée de séjour dans le domaine ferritique qui contrôlent la dissolution de l'austénite et la taille du grain ferritique. La reformation de l'austénite – qui implique la redistribution de l'Azote – a lieu dans les joints de grains ferritiques, elle peut aussi apparaître dans les sites intragranulaires. Une taille de grain de ferrite élevée retarde la formation de l'austénite.

➤ **La ZAT recuite**

Cette zone se situe loin de la zone fondue et présente un historique thermique qui peut provoquer la formation de phases intermétalliques qui, en fait, dépend de la composition

chimique, des traitements thermiques ultérieurs et de la durée totale de séjour aux hautes températures (cycle thermique total). 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. Et c'est pour cette raison qu'il faut que l'énergie de soudage soit assez élevée.
- ❖ Une transformation partielle de la ferrite en phases intermétalliques éventuellement accompagnée de la précipitation de carbures et/ou nitrures, en particulier en présence de réaffectations thermiques. Pour éviter ces précipitations, il est donc recommandé de ne pas utiliser des énergies de soudage trop élevées.

Ceci dit, un contrôle des transformations dans la ZAT s'impose, et ce en contrôlant les paramètres de soudage pour assurer des conditions de refroidissement assez lentes pour permettre la reformation de l'austénite, et assez élevées pour éviter la précipitation des phases intermétalliques. Pour cela, il faut prendre en considération l'énergie de soudage et les températures d'interpasses, on maintiendra l'énergie de soudage dans l'intervalle 10 à 20 kJ/cm tout en garantissant une température d'interpasses inférieure à 150 °C [20]. Cependant, cette approche ne définit pas complètement le cycle thermique approprié pour obtenir des propriétés optimales. On a donc recours au temps de refroidissement entre 1200 et 800 °C $\Delta t_{12/8}$ qui est recommandé pour les aciers inoxydables duplex, car il couvre l'intervalle de températures dans lequel la formation de l'austénite a lieu. Le temps de refroidissement $\Delta t_{12/8}$ se situe entre 4 et 15 s [23].

➤ **Solidification de la zone fondue et formation de l'austénite**

Dans le métal fondu, la solidification et la croissance de la ferrite se fait suivant le mode épitaxial selon lequel les cristaux du solide en formation adoptent l'orientation des cristaux du métal de base sur lequel il repose, la croissance des premières dendrites est orientée selon le gradient thermique [24]. La taille du grain ferritique, l'orientation des grains, le taux de ferrite et la morphologie influencent les propriétés du métal fondu. Aussi, le partage

des éléments à l'état solide entre l'austénite et la ferrite peut sérieusement affecter les propriétés de la zone fondue.

La formation de l'austénite débute initialement sur des sites intergranulaires, s'ensuit alors la formation de l'austénite type Widmanstätten ou sur des sites intragranulaires. Etant donné que la germination de l'austénite a lieu dans les joints de grains, une petite taille des grains de ferrite favorise des taux d'austénite élevés. En général, le taux de ferrite dans le métal fondu est compris entre 30 et 70% selon la composition chimique et les vitesses de refroidissement.

Chapitre III

Techniques expérimentales

III.1. Introduction :

Ce chapitre présente les techniques et les conditions expérimentales pour caractériser les assemblages soudés réalisés par procédé TIG. Ce chapitre commence par une présentation des matériaux et différentes combinaisons d'assemblage ainsi que les conditions de soudage.

Dans une seconde partie, sont présentées les différentes techniques expérimentales utilisées pour la caractérisation mécanique et métallurgique des soudures.

La caractérisation métallurgique est réalisée à travers :

L'analyse morphologique des assemblages : la largeur de la liaison et les dimensions des zones fondues et affectées thermiquement. Cette analyse permet aussi de mettre en évidence la présence de défauts ;

L'étude microstructurale des cordons de soudures (ZAT, ZF)

La détermination de la composition chimique des différentes zones par spectrométrie.

Dans une seconde étape, la caractérisation mécanique des assemblages est obtenue à différentes échelles :

- Les propriétés mécaniques locales (couches de réaction ZAT, ZF) sont obtenues par microduretés, par les essais de traction et par des essais de résilience.
- Enfin la rupture des assemblages est analysée par l'observation des faciès de rupture.

III.2. Les matériaux utilisés :

Deux matériaux de bases de nature différentes sont utilisés dans cette étude pour élaboration des joints soudés. Il s'agit d'un acier inoxydable duplex type ASTM 2205 et d'un acier inoxydable austénitique 316L. Ces deux produits de base sont fournis sous forme de tubes de diamètre de 7.6mm et 3.3mm d'épaisseur et 300cm de longueur.

III.2.1. L'acier inoxydable austénitique :

C'est un acier inoxydable austénitique dont la nuance est du type 316L (selon la désignation ASTM), aussi appelé 1.4404 (selon la désignation DIN) dont la composition chimique est précisée dans le Tableau III.1.

Tableau III.1: Composition chimique d'acier inoxydable austénitique (316L).

Élément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
W%	0.014	0.46	1.39	0.025	0.001	16.90	11.10	3.19	0.056

Le 316L est un acier inoxydable austénitique aussi appelé 1.4404 (selon la désignation DIN) est composé d'au moins 17% de Chrome et au moins 11% de nickel. Sa spécificité est bien de contenir du molybdène qui augmente sa tenue à la corrosion (notamment au chlore et à l'eau de mer). C'est une nuance également utilisée en pétrochimie.

III.2.2.L'acier inoxydable duplex :

C'est un acier inoxydable austéno-ferritique dont la nuance est du type SAF 2205 et dont la composition chimique est précisée dans le **Tableau II.2**. La structure biphasée de l'alliage permet d'obtenir des limites d'élasticité élevées tout en conservant une bonne ductilité.

En effet, le durcissement est obtenu par la phase ferritique, tandis que la matrice austénitique permet de conserver ductilité et ténacité.

La structure mixte donne au 2205 une résistance élevée à la corrosion sous contrainte et le rend insensible à la corrosion intergranulaire. Ses teneurs élevées en chrome et en molybdène lui confèrent une excellente résistance à la corrosion par piqûres et à la corrosion généralisée.

Sa composition chimique est précisée dans le Tableaux III-2.

Tableau III-2: Composition chimique d'acier duplex 2205

Élément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
W%	0.024	0.74	0.61	0.016	0.001	22.43	5.43	3.21	0.17

Dans ce cadre de cette étude, deux combinaisons de joints soudés sont élaborées :

- soudures homogènes : Acier duplex 2205/2205 , Inox 316L/ Inox 316L.

- soudure hétérogène : Acier duplex 2205 / Inox 316L.

III.2.3 les métaux d'apport :

Les différentes soudures (homogènes et hétérogènes) sont réalisées par le procédé TIG (Tungsten Inerte Gas) en deux (02) passes en utilisant différents métaux d'apport.

Métal d'apport ER316L : est utilisé pour la réalisation de la soudure homogène (316L / 316L).

Métal d'apport ER2209 : utilisé pour la réalisation des soudures homogènes (2205/2205) et la soudure hétérogène (316L/ 2205).

L'analyse de la composition chimique de ces deux métaux par spectromètre d'émission optique a permis d'obtenir les pourcentages massiques des différents éléments d'alliage les constituant (Tableau III.3).

En comparant les deux compositions à celle des métaux de base on remarquera que nous avons choisis un métal d'apport à plus faible teneur en carbone que le métal de base pour minimiser le risque de précipitation des carbures de Chrome. Le taux de Nickel y est par contre plus élevé (dans le cas de la soudure hétérogène et inox/inox) pour stabiliser l'austénite dans la zone fondue ; aussi la légère différence en Chrome à l'avantage du métal d'apport permettra de compenser les éventuelles pertes causées par évaporation. On remarque enfin que les teneurs de tous les éléments sont dans les limites recommandées pour les aciers inoxydables et au carbone.

Tableau III.3 : Composition chimique du métal d'apport ER 316L.

Élément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
ER 316L (w%)	0.02	0.3	1.50	0.02	0.001	18.4	11.17	2.5	0.10	-----

Tableau III.4 : Composition chimique du métal d'apport ER 2209.

Élément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	V
ER 2209(w%)	0.01	0.49	1.47	0.019	0.001	23.04	8.60	3.11	0.16	-----

D'après le code de construction Américains du piping et pipeline, il est exigé que la résistance à la rupture du métal d'apport doit être supérieure à celle du métal de base.

III.3. Préparation des éprouvettes et conditions opératoires :

Avant l'opération de soudage, les éprouvettes doivent être nettoyées de tout oxyde, huile, graisse, impureté ou autre matière déposée dessus car pouvant provoquer des défauts lors de la solidification du métal fondu. Un nettoyage manuel avec une brosse en acier inoxydable ou un solvant chimique est acceptable.

Après le nettoyage des éprouvettes, un chanfrein doit être préparé pour être rempli du métal déposé. La forme et les dimensions de ce chanfrein dépendent de la géométrie de l'éprouvette à souder. Dans notre cas, un chanfrein de type V a été usiné. Les caractéristiques géométriques de ce chanfrein sont représentées schématiquement dans la **figure III.1**.

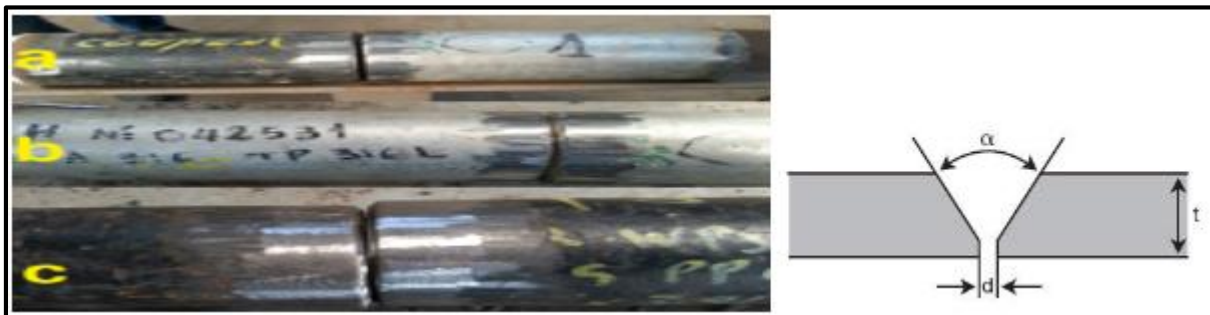


Figure III.1 : Les éprouvettes de soudage, forme et dimensions du chanfrein préparé (α :45°, d :2mm, t :3.3mm). (a)Eprouvette 316L/2205, (b) 316L/316L, (c) 2205/2205.

Pour élaborer les cordons de soudures tube, une position 5G a été adoptée (les tubes sont fixés sur un axe horizontal, (voir annexe II Figure.5), et le cordon est élaboré en deux passes.

Quant à l'énergie de l'arc, celle-ci doit être choisie en fonction de l'épaisseur des pièces à souder. D'une manière générale, cette énergie (E_s) peut être calculée selon la formule suivante :

$$E_s (KJ/mm) = \frac{I_{(A)} \times U_{(V)}}{V_s (mm/min)} \frac{60}{1000}$$

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

Les procédés de soudage à l'arc, et particulièrement le soudage TIG, impliquent nécessairement des moyens de protection du bain de métal en fusion contre le phénomène d'oxydation. La protection du bain de fusion est assurée par un courant d'argon amené par la

torche Les soudures mal protégées présentent en général un certain état d'oxydation du métal fondu et de la zone affectée thermiquement . L'argon est le plus utilisé comme gaz de protection pour son moindre coût et son faible potentiel d'ionisation qui favorise la formation d'un plasma au passage de l'arc électrique. De plus, l'argon étant plus lourd que l'hélium, il enveloppe plus longtemps la surface de soudage assurant ainsi une meilleure protection.

Les Tableaux III (5 et 6) résument les conditions et les paramètres de soudage des trois types de joints (homogènes et hétérogènes) réalisés.

Tableau III-5 : Paramètre de soudage des soudures réalisées par le métal d'apport ER 316L.

Procédé de soudage	GTAW	GTAW
Position de soudage	5G	5G
Courant & Polarité	DC (-)	DC (-)
Electrode (mm)	WT 20 Ø 24	WT 20 Ø 24
Fil (mm)	2-24	2-24
Gamme de d'intensités (A)	70-90	70-90
Gamme de tension (V)	9-11	9-11
Gaz	Ar99,99%	Ar99,99%
Débit (l /min)	10-20	10-20
T-iinter passe	150 °C Max	150 °C Max

Tableau III-6 : Paramètre de soudage des soudures réalisées par le métal d'apport ER2209.

Procédé de soudage	GTAW	GTAW
Position de soudage	5G	5G
Courant & Polarité	DC (-)	DC (-)
Electrode (mm)	WT 20 Ø 24	WT 20 Ø 24
Fil (mm)	2-24	2-24
Gamme de d'intensités (A)	70-90	70-90
Gamme de tension (V)	9-11	9-11
Gaz	Ar99,99%	Ar99,99%
Débit (l /min)	10-20	10-20
T-linter passe	150 °C Max	150 °C Max

Notons que la disposition des éprouvettes est suivant la position **''5G''** [ou les deux coupons sont positionnés horizontalement et le soudeur exécute l'opération en se déplaçant du bas vers le haut (soudure montante)].

II-4-Prélèvement et préparation des échantillons :

La méthode de prélèvement des échantillons pour les essais de traction et résilience est définie par différentes normes et spécifications. Dans notre cas, nous avons pris en compte les Recommandations de la spécification ASME (Voir Annexe II Figure 6)

Le prélèvement a été effectué au niveau des ateliers d'usinage de GTP, et l'usinage des éprouvettes d'essais (traction et résilience) s'est déroulé au niveau de l'atelier d'usinage du département de génie mécanique à l'université de SAAD DAHLAB de BLIDA.

III-4-1- Formes et dimensions des éprouvettes d'essais :

Pour une technique d'analyse donnée, le mode de prélèvement des échantillons à partir des composants industriels dépend de l'information recherchée. Dans le cas du soudage, le suivi de l'évolution structurale en fonction des passes de soudage nécessite le plus souvent un prélèvement d'échantillon dans la direction transverse à celle du soudage. Pour notre travail, nous avons effectué des coupes transversales dans le cordon de soudure. Le sens de soudage correspond à la direction TD de l'échantillon. Le sens de prélèvement des échantillons par rapport aux directions RD, TD et ND est représenté schématiquement dans la **Figure III.2**. Ce mode de prélèvement a été adopté pour toutes les combinaisons d'assemblages réalisées dans le cadre de ce travail. Chaque échantillon ainsi prélevé est de forme parallélépipédique.

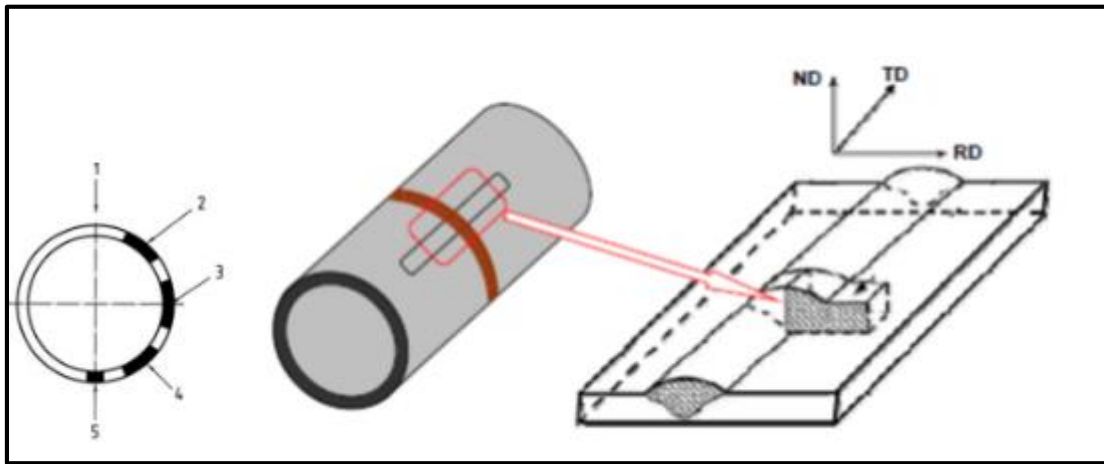


Figure III.2. Représentation schématique du mode prélèvement des échantillons à partir du tube soudé (2,3,4 échantillon pour préparation des éprouvettes de traction et résilience, 5 pour coupe métallographie).

Les éprouvettes de traction :

Les éprouvettes de traction sont prélevées dans le sens du laminage et toutes ont été préparées selon la norme ASTM. La forme et les dimensions de ces éprouvettes sont montrées sur (**FigureIII-3.**)

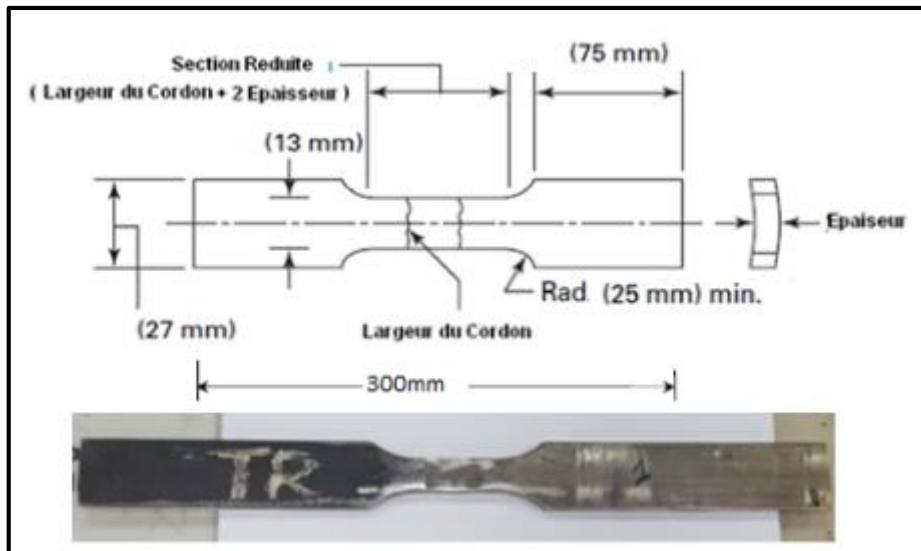


Figure III-3 : Forme et dimensions des éprouvettes de traction.

Les éprouvettes de résilience : Les éprouvettes de résilience ont été découpées au niveau des cordons soudés (Figure III.4 c) De chaque combinaison d'assemblage (homogène et hétérogène), trois éprouvettes entaillées ont été préparées selon la norme NF A 03-161, avec les dimensions de 55x10x5 mm (figure III.4.a). Les entailles usinées dans les éprouvettes ont une forme en V de 45° d'ouverture et de 2mm de profondeur. Les éprouvettes sont entaillées au niveau de la ZAT, du métal de base et de la zone fondue (figure III.15.b).

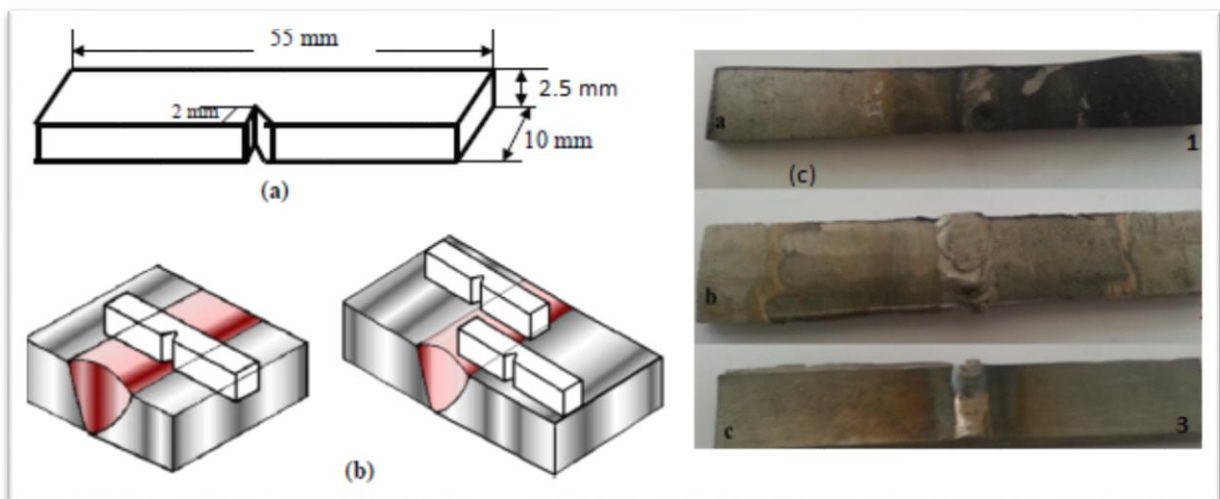


Figure III-4 : Éprouvettes de résilience avant et après l'usinage (1 : 316L/A106, 2 : 316L/316L, 3 : A106/A106).

III.5. L'analyse chimique :

L'analyse chimique a été effectuée au niveau de laboratoire de BCL (Base Central Logistique) par spectromètre (spectromètre d'émission optique).



Figure III- 5 : Appareillage du spectromètre

L'appareil d'essai permet l'évaporation du matériau de l'échantillon via une charge disruptive. Les atomes et ions libérés sont alors excités et émettent de la lumière, celle-ci est dirigée dans le système optique et mesurée à l'aide de la technique CDD (Détecteur Electronique Photosensible) qui convertit la lumière en charges électriques.

Les données de calibrage sont déjà enregistrées dans l'appareil. Les valeurs mesurées sont comparées avec ces données. Les valeurs de mesures sont converties en concentrations avant d'être affichées sur l'écran.

III.6. Les examens métallographiques :

III.6.1 Examen macrographique

L'examen macrographique est un examen d'ensemble ; il met en évidence les hétérogénéités qui existent dans la soudure. Cet examen permettra de rendre compte de la répartition thermique, c'est-à-dire qu'il localise et délimite les différentes zones où se sont produits des phénomènes particuliers : la fusion, les différentes passes, les évolutions des zones du cordon portées à des températures plus ou moins élevées. Les analyses macrographiques se font sur des échantillons **à surfaces polies attaquées chimiquement.**

III.6.2 Examen micrographique

L'examen micrographique a pour but la mise en évidence de la structure à l'échelle du grain (microstructure des différentes zones de soudure ZF, ZAT, ZL...etc) L'obtention de surfaces polies et optiquement planes est nécessaire. Ceci implique une suite d'opérations d'enrobage, suivis d'un pré-polissage, polissage de finition et finalement une attaque chimique adéquate.

III.6.2.1 Les opérations de préparation des surfaces

Les échantillons pour l'étude microstructurale ont été découpés à l'aide d'une micro tronçonneuse, sous forme rectangulaire de dimensions 25×3.3mm. Les échantillons une fois découpés sont nettoyés et dégraissés, puis enrobés à chaud sous pression (Figure III.6). Un polissage mécanique est alors réalisé avec une polisseuse tournant à une vitesse de 150 à 300 tours/min et sur laquelle est collé du papier abrasif. le polissage est réalisé en deux étapes :

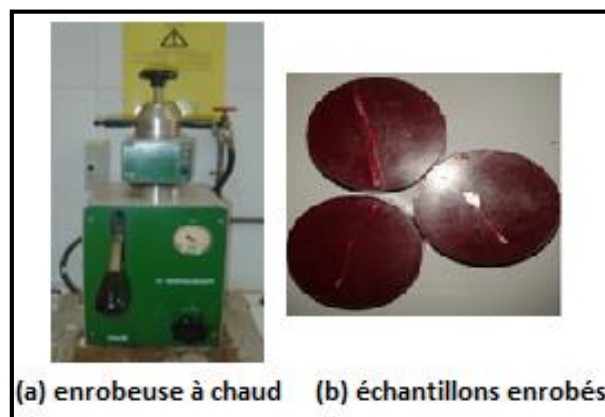


Figure III-6 :Enrobeuse à chaud et talons de soudure enrobée par la résine.

Etape de pré-polissage :

Fait manuellement avec du papier abrasif en SiC de granulométrie de plus en plus fine, jusqu'à une taille de grain de 2800, Le polissage est réalisé sous une lubrification continue pour éliminer tout risque d'échauffement de l'échantillon. Les papiers sont utilisés successivement dans l'ordre décroissant de la granulométrie en prenant soin de tourner l'échantillon de 90° afin d'éliminer les rayures laissées par le polissage précédent. Sur chaque papier, on maintient en contact l'échantillon pendant 5 minutes.



Figure III-7 : Etapes de polissage

Etape de finition :

Afin de donner à nos échantillons un effet miroir, on nous a utilisé une suspension d'alumine Al_2O_3 dispersée sur un papier feutre collé sur un disque tournant. Une poudre d'alumine.

III.6.3. Attaque chimique :

Pour révéler la microstructure des différents échantillons, nous avons procédé à l'attaque de la surface polie. On a utilisé l'attaque chimique (Tableau III.6) :

Attaque chimique des soudures homogènes des aciers inoxydables austénitiques (316L/316L) la solution chimique est le kaling avec un temps d'attaque 10mn.

Attaque chimique des soudures hétérogènes des aciers inoxydables austénitiques et duplex (316L/2205) la solution chimique est le kaling avec un temps d'attaque 8mn.

Tableau III.7 : Les réactifs d'attaque chimique utilisés.

Matériau	Réactif d'attaque	Commentaire
Acier inoxydable duplex et 316L	5 g $CuCl_2$ 100 ml HCl concentré 100 ml éthanol	Micrographie
Aciers inoxydables 2205 et 316L	480 ml d'eau distillée 120 ml d'acide hydrochlorique (32%) 50 g de chlorure ferrique (III)	Attaque macrographique

III.6. 4. Microscope optique :

Afin de mettre en évidence la microstructure des différents échantillons, nous avons effectué l'examen métallographique des surfaces polies au microscope optique (MO). On a

utilisé un microscope de type **Carl Zeis (Figure III-14)** qui se trouve au niveau du laboratoire de recherche Matériaux et Traitement de surface (MTS). Celui-ci est équipé de quatre objectifs d'agrandissement de 20X jusqu'à 100X, un oculaire de 10X. L'acquisition des micrographies a été effectuée au moyen d'une caméra vidéo solidaire au microscope et reliée à un ordinateur.



Figure III.8 : Microscope optique Carl Zeiss

III-7- Présentation des essais mécaniques utilisés :

Le but de ces essais est de contribuer à l'évaluation de la qualité d'un assemblage, de caractériser l'interaction entre un matériau et un procédé de soudage, et de fournir des données quantitatives sur le comportement des assemblages soudés.

III.7.1. Essai de traction :

Les essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés selon la norme NF EN10002-1 sur une machine électromécanique (INSTRON WALPERT) de capacité de 100KN. La gamme de vitesse de déplacement de la traverse mobile varie de 0.5 à 500 mm/mn. Celle utilisée dans notre étude est de 0.035mm/s et les essais ont été conduits dans l'air et à température ambiante (= 20 à 30°C). Les résultats sont recueillis par des capteurs et grâce à un logiciel, les données sont traitées puis affichées sur l'écran



Figure III.9 : Machine de Traction (INSTRON WALPERT) pilotée par ordinateur (Soc.GTP)

Courbe de traction :

L'essai de traction consiste à exercer une déformation croissante sur un barreau prismatique ou cylindrique et à mesurer l'évolution de la force nécessaire pour le déformer jusqu'à sa rupture.

L'examen du diagramme effort-déformation (ou courbe de déformation, Figure.III.11) fait apparaître deux zones distinctes : le domaine élastique, puis, le domaine plastique.

Le domaine élastique correspond à la zone où les déformations de l'échantillon sont réversibles. A contrario, dans le domaine plastique, les déformations sont irréversibles.

En outre, la courbe de traction permet de mesurer plusieurs valeurs intéressantes qui caractérisent le matériau.

Tout d'abord, le coefficient directeur de la courbe (modélisable par une droite) en zone élastique est appelé module de Young (E). Le plus souvent exprimé en méga pascals, il définit la rigidité du matériau. En effet, plus E sera élevé, plus le matériau sera rigide. Pour les aciers, il est en théorie de l'ordre de 200 GPa.

Ensuite, la limite entre la zone élastique et la zone plastique est appelé la limite élastique. C'est la force limite à partir de laquelle l'allongement de l'échantillon n'est plus réversible.

Pour finir, la force qui correspond au point de rupture de l'échantillon sur la courbe est appelé limite à la rupture. C'est la force maximale que peut supporter l'échantillon.

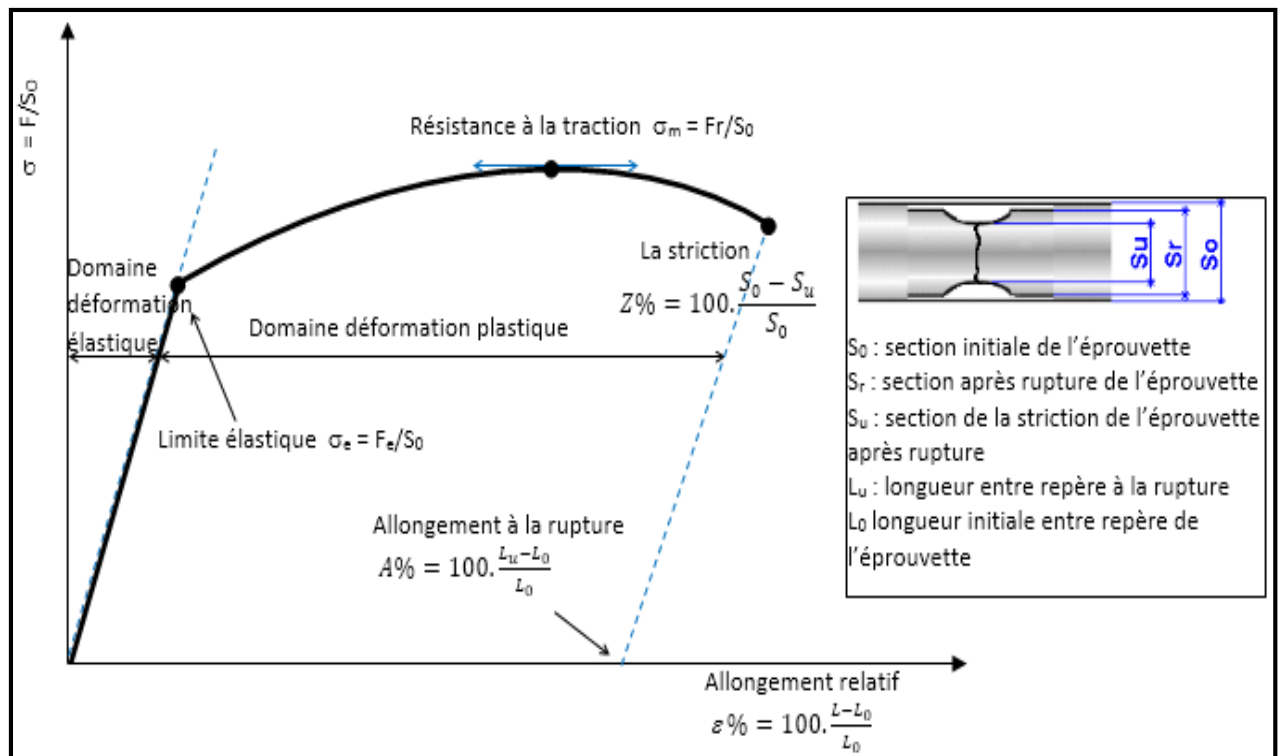


Figure III.10 : Courbe rationnelle de traction.

III.7.2. Essai de résilience (ou essai de flexion par choc) :

L'essai de résilience est un moyen rapide et simple pour évaluer la ténacité d'un matériau. Il consiste à mesurer l'énergie de rupture à grande vitesse de déformation. Pour cela, on introduit des facteurs fragilisant qui sont :

L'entaille mécanique sur l'éprouvette qui crée un état de contraintes localisés triaxiales important au fond de celle-ci. Elle sert par exemple à reconstituer le système de contraintes existant localement dans les zones critiques de constructions soudées,

La vitesse d'application de la charge traduite par la vitesse de déplacement du couteau au moment de l'impact (la vitesse du pendule utilisé était de 5.23m/s),

La température d'essai que l'on fait varier.

Le mouton Charpy et principe de mesure :

Dans sa configuration la plus répandue, le mouton de Charpy consiste en un marteau de masse m qui est fixé à l'extrémité d'un pendule (Figure III.7.a). Ce pendule peut tourner dans le plan vertical autour d'un axe horizontal. L'éprouvette repose sur un support et se trouve au point le plus bas sur la trajectoire du marteau. Pour effectuer un essai, on écarte le bras jusqu'à ce que le marteau atteigne sa position initiale à la hauteur H et on le lâche. Quand le pendule

vient frapper l'éprouvette, il a une énergie cinétique qui est égale à l'énergie potentielle qu'il avait à sa position de départ mgH , H étant la hauteur du marteau par rapport à sa position d'équilibre. Après la rupture, le marteau remonte. Dans son point culminant (hauteur h), l'énergie cinétique résiduelle s'est de nouveau transformée en énergie potentielle mgh .

L'énergie K dépensée pour rompre l'éprouvette vaut alors

$$K = mg(H-h)$$

Les éprouvettes les plus fréquemment utilisées aujourd'hui sont les types ISO-V et ISO-U.

Ils ont une entaille en forme de V ou U pour fixer l'endroit de la fissure (voir annexe A, Figure A.3). L'énergie de rupture est finalement indiquée en J (Joule/cm²), précédée par les lettres KV ou KU pour désigner qu'il s'agit d'une énergie de rupture mesurée avec une éprouvette ayant une entaille en forme de V ou U

$$KV \text{ (ou } KU) = \frac{\text{énergie absorbée par la rupture}}{\text{surface sous entaille (Cm}^2\text{)}} = \frac{mg(H-h)}{S}$$

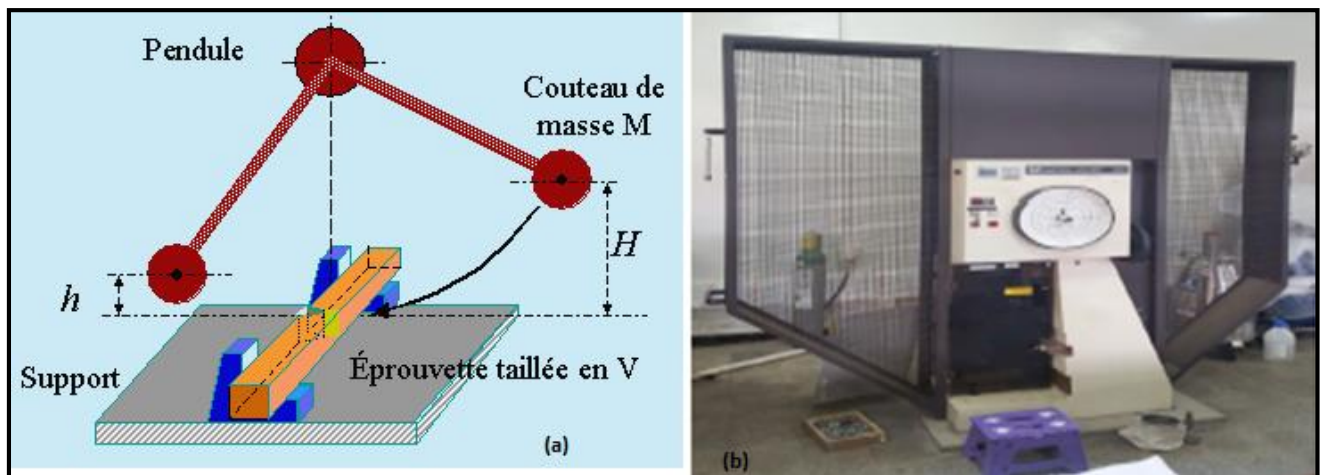


Figure III-11 : (a) Principe de l'essai de résilience, (b) Machine de résilience (INSTRON WALPERT) de capacité 300J (Soc.GTP).

La machine d'essai utilisée de capacité de 300 J (Figure III.12b) est celle de la société pétrolière GTP. L'énergie de rupture en Joule, de l'éprouvette testée est lue directement sur le cadran de la machine. Les essais sont effectués sur des éprouvettes Charpy V normalisées (Figure.III.4. a).

Afin d'évaluer la transition ductile-fragile dans les soudures, les tests sont conduits à différentes températures. Sachant que cette transition dans les aciers est presque toujours en dessous de la température ambiante. Il est donc nécessaire de refroidir l'échantillon à des températures en dessous de 0 °C. Comme nous n'avons pas besoin de faire varier la température de façon continue nous pouvons nous contenter d'un milieu de refroidissement classique. Les éprouvettes sont immergées dans récipient contenant un liquide organique refroidi par la neige carbonique (températures entre -60 et +20 °C). Le récipient est muni d'un appareil de mesure de la température (Figure III.13).



Figure III.12 : Système de refroidissement des éprouvettes Charpy V (Soc.GTP)

III.7.3.Essai de la microdureté sous cordon :

La microdureté HV est effectuée avec un pénétrateur en diamant de forme pyramide à base carrée. L'angle entre faces opposées de cette pyramide est de 136°. Le principe de mesure consiste à créer une empreinte sur le matériau sous l'action d'une charge et évaluer l'aire de cette empreinte après décharge. Par définition, la microdureté est le rapport entre la charge appliquée, F , et l'aire de l'empreinte, A . On a donc :

$$HV = \frac{2F \sin 68}{d^2} = 0.189 \frac{F}{d^2}$$

F (N) : La charge appliquée au pénétrateur.

d (mm) : Le diagonale moyen de l'empreinte $(d_1+d_2)/2$

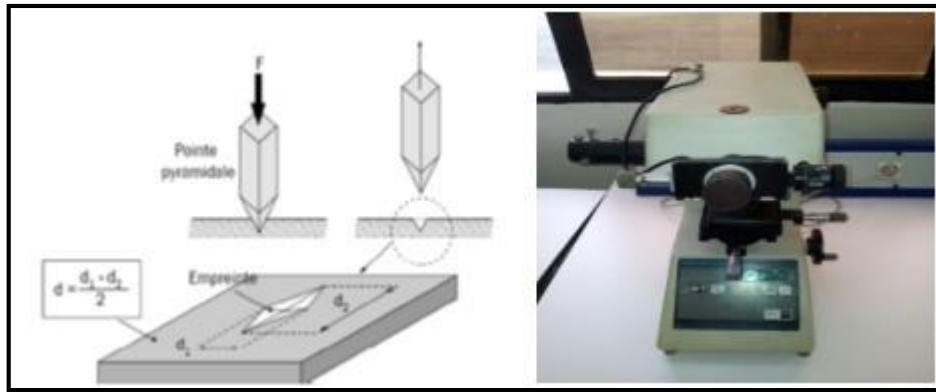


Figure III-13 : principe de mesure de microdureté.

La mesure de la dureté sous cordon est d'un emploi général pour caractériser un matériau, qu'il s'agisse de s'assurer de sa résistance mécanique ou de vérifier l'absence de fragilité ou de fragilisant par suite des différents traitements mécaniques ou thermiques qu'il a pu subir. Une augmentation de dureté observée dans les zones thermiques affectées par le soudage peut être l'indice d'un risque de fissuration à froid sous cordon ou de corrosion sous tension, d'où l'intérêt de la détermination de cette dureté. L'intérêt de cet essai prend toute sa valeur lors de l'exécution de la filiation de dureté (Figure.III.10) sur une partie de l'assemblage soudé, préalablement découpé à froid, puis poli. Il est alors possible de comparer l'homogénéité du joint par comparaison des duretés respectives :

- Du métal déposé, - Du métal de base
- Des zones de transformation

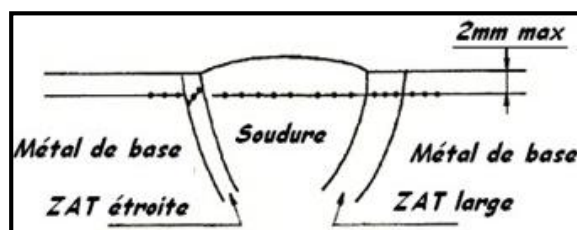


Figure.III.14 : Exemple type pour mesure de microdureté sous cordon de soudure

Dans notre étude, des filiations de microdureté ont été réalisées sous charge 300 grf, appliquée pendant 20 secondes (HV 0.3/20), sur les coupes pour examens métallographiques.

Les mesures de (HV^2) ont été réalisées avec un microduromètre semi-automatique ZWICK (Figure III.14) au niveau du centre de recherche en soudage et contrôle (ex.CSC Chéraga).

III.7.4.Essai de Micro-indentation

Cet essai permet de mesurer avec suffisamment de précision les propriétés élastiques des matériaux (dureté, le module d'élasticité et l'énergie de déformation). C'est un essai qui s'applique, généralement, à la caractérisation de couches minces et des revêtements avec des épaisseurs moins d'une dizaine de microns mètres. Mais c'est aussi un moyen très bien adapté à la caractérisation de joints soudés présentant de fortes hétérogénéités sur de très faibles zones d'étude.



Figure III.15 : Instrument de micro indentation Vickers.

Description du principe de l'essai micro-indentation :

Le principe de micro-indentation est comparable à un essai de microdureté. La différence réside dans les profondeurs atteintes par les pointes qui de l'ordre de micromètre et dans les forces appliquées qui sont de l'ordre de quelques milli newtons à quelques newtons (de 0,1 à 10 N).

Le pénétrateur utilisé est généralement de type Vickers en diamant pyramidal à base carré. La dureté H est obtenue par le rapport de la charge maximale appliquée F_{max} à l'aire A de contact Pénétrateur/échantillon, cette aire est généralement vérifiée après essai par examen en Microscope à réflexion de l'empreinte obtenue (Figure III-16-. a, b).

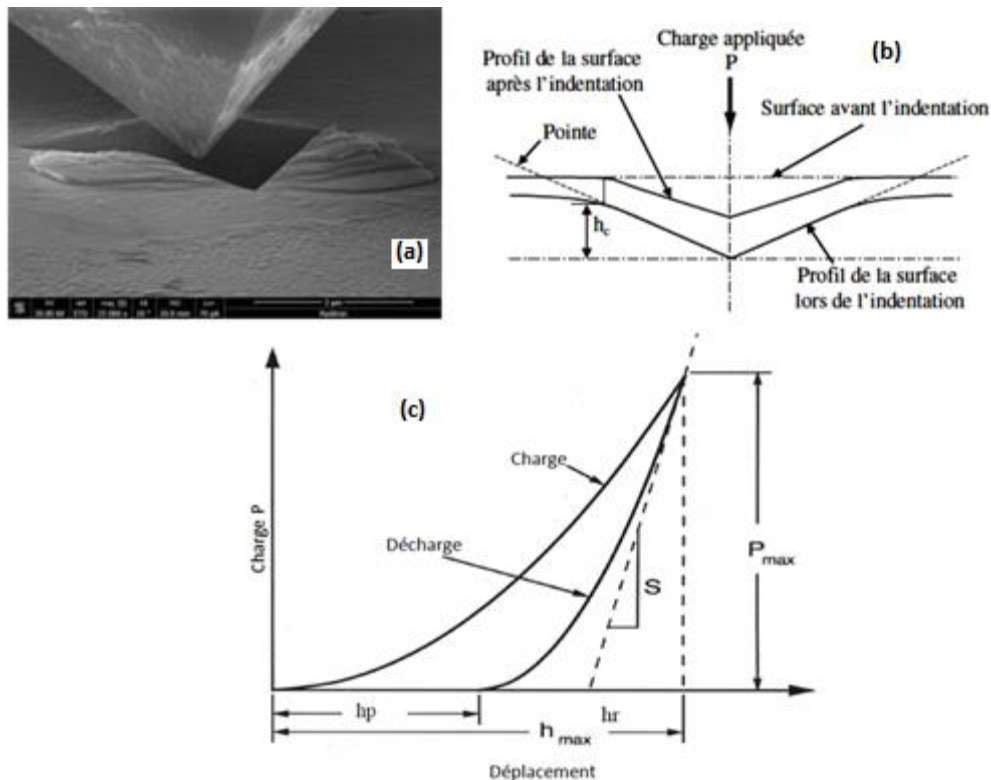


Figure III-16 : Principe de l'essai de micro-indentation : (a) l'indenteur Vickers et l'empreinte (b) illustration de l'empreinte Vickers , (c) allure typique de la courbe charge - décharge.

Méthode d'analyse de la courbe charge-décharge :

La technique d'indentation instrumentée permet de construire la courbe force-pénétration de l'essai d'indentation (Figure III.16.c). Cette courbe est constituée de deux parties distinctes : une courbe de charge, correspondant à la pénétration de l'indenteur, et une courbe de décharge correspondant au retrait de l'indenteur. Sur cette courbe, on peut déterminer différentes grandeurs liées à l'enfoncement de l'indenteur, h_{max} : la pénétration maximale de l'indenteur, h_p : la profondeur rémanente de l'empreinte plastique et h_r : la profondeur plastique sous charge (obtenu en traçant l'intersection entre la tangente à la courbe de décharge au point d'enfoncement maximum et l'axe des abscisses).

La courbe d'indentation (Figure III.16c) permet d'obtenir des informations sur les propriétés élastiques et plastiques des matériaux. Lors de la décharge, deux phénomènes peuvent être observés. Au début, tout le solide subit un retour élastique. En fonction des propriétés élasto-plastiques des matériaux, il est possible qu'une partie du solide indenté plastifie une nouvelle fois en décharge. Tout fois, la courbe de décharge donne surtout des

informations sur l'élasticité du matériau. La technique d'indentation instrumentée est non seulement une méthode pour déterminer les valeurs de la dureté et du module élastique des matériaux, mais permet également d'étudier la variation de H et E en fonction de certains paramètres comme la charge, la température et le temps.

A partir de la courbe de la figure III.16.c, la dureté et le module élastique peuvent être calculés en fonction de la charge maximale et de la pénétration maximale. La méthode que nous allons utiliser est celle d'Olivier et Pharr, cette méthode décrit la partie supérieure de la courbe de décharge par la loi de puissance suivant la relation :

$$F = F_{max} \left(\frac{h-h_p}{h_{max}-h_p} \right)^m \dots\dots\dots (III.1)$$

Où F est la force ;

F_{max} est la force maximale appliquée ;

h est la profondeur d'indentation ;

h_p est la profondeur d'indentation déchargement ;

h_{max} est la profondeur d'indentation maximale à F_{max} ;

m est une constante déterminée au moyen d'une méthode des moindres carrés et est fonction de la géométrie de l'indenteur.

La dureté est identifiée à partir de la charge maximale, F_{max} , par rapport à la surface de contact projetée, A_p , par la relation suivante :

$$H_{IT} = \frac{F_{max}}{A_p} \dots\dots\dots (III.2)$$

A_p est la surface de contact projetée durant l'indentation avec la charge maximale. Cette surface est définie comme une fonction de la profondeur de contact h_c (déterminée par calibration de la pointe de l'indenteur) :

$$A_p = f(h_c) \dots\dots\dots (III.3)$$

La rigidité de contact, S, est donnée la tangente de la courbe au point de force maximale :

$$S = \left(\frac{dF}{dh} \right)_{max} = m F_{max} (h_{max} - h_p)^{-1} \dots\dots\dots (III.4)$$

Le prolongement de cette tangente donne l'enfoncement h_r :

$$h_r = h_{max} - (F_{max}/S) \dots \dots \dots (III.5)$$

La profondeur de contact h_c , est alors déterminée par la relation :

$$h_c = h_{max} - \varepsilon(h_{max} - h_r) \dots \dots \dots (III.6)$$

ε est une constante qui dépend de la géométrie de l'indenteur.

Le module élastique réduit est liée à la complaisance de contact C (inverse la rigidité de contact $C = dh/dF$) par la relation suivante :

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2\beta \cdot C \sqrt{A_p}} \dots \dots \dots (III.6)$$

Où β est le facteur de forme de l'extrémité de l'indenteur. Pour un indenteur sphérique, $\beta = 1$.
Et pour les indenteurs pyramidaux de forme conique $\beta = 1.034$ à 1.05

Le module d'indentation E_{IT} du matériau de l'échantillon est lié au module élastique réduit E_r et le module de l'indenteur E_i par la relation :

$$E_{IT} = \frac{1 - \nu_s^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}} \dots \dots \dots (III.7)$$

Où ν_i et ν_s représentent le coefficient de Poisson pour l'indenteur et l'échantillon respectivement. (Coefficient de Poisson 316L : 0.30, Coefficient de Poisson 2205 :0.3).

Chapitre IV

Résultats et interprétations

IV.1 Introduction :

Les matériaux utilisés dans cette étude sont des aciers inoxydables : acier inoxydable austénitique (AISI 316L) et un acier austéno-ferritique duplex de nuance 2205. Ces matériaux sont en forme de tubes de dimensions 350mmx.7.6 et de 3.33mm d'épaisseur. Dans ce travail, on s'intéresse particulièrement à la soudabilité hétérogène Acier duplex 2205 /acier austénitique 316L, du point de vue métallurgique et mécanique. Pour comprendre le comportement de cet assemblage, on a jugé utile d'étudier auparavant les assemblages homogènes 316L/316L et 2205/2205. Les différentes soudures sont réalisées par procédé TIG sous avec les paramètres et conditions de soudage déjà présentés dans le chapitre précédent. La composition chimique des métaux de base et des métaux d'apports sont dans les tableaux ... du chapitre précédent (**Chapitre III**).

Ce chapitre est consacré à la présentation et interprétation des résultats en deux volets. Le premier volet est consacré à la description métallurgique et métallographique des différentes soudures réalisées. Et dans le second volet, sont présentées les caractéristiques mécaniques des assemblages. Les moyens et dispositifs expérimentaux sont présentés en détail dans le chapitre précédent.

IV.2 Etudes métallographique et métallurgique des soudures :

Pour toutes les soudures réalisées (homogène et hétérogène), le soudage a été effectué en 2 passes. Les métaux d'apport, température entre passe, énergie de soudage ont été choisis avec soin en tenant compte des recommandations de la norme ASTM.

Les échantillons destinés à la l'étude métallographique sont des coupes transversales aux cordons de soudures. Ces échantillons sont ensuite préparés en suivant le protocole (enrobage, polissage et attaque chimique) expérimentale décrit précédemment dans le chapitre III.

IV.2.1 Analyses chimiques des différentes zones de la soudure hétérogène :

Les résultats obtenus sont représentés dans le tableau suivant :

Tableau IV.1 Résultats analyse chimique de la soudure 2205/316L

Élément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
W%MB 2205	0.103	0.83	1.45	0.19	0.014	22.32	6.51	2.98	0.093
W% ER2209	0.076	0.83	1.62	0.018	0.015	22.84	8.98	3.07	0.088
W%MB 316L	0.066	0.77	1.94	0.021	0.017	17.66	10.60	2.04	0.067

IV.2.2 Taux de ferrite et mode de solidification :

➤ Taux de ferrite :

- **Le métal de base 2205 :**

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

Après l'application numérique on trouve $Ni_{eq} = 10.325$

$$Cr_{eq} = Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb (+5\%V + 3\%Al + 2\%Ti)$$

Après l'application numérique on trouve $Cr_{eq} = 26.560755$

$$\%ferrite = 3 (Cr_{eq} - 0,93 Ni_{eq} - 6,7)$$

On trouve **le taux de ferrite = 30.77%**

- **Zone fondu :**

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

Après l'application numérique on trouve $Ni_{eq} = 12.07$

$$Cr_{eq} = Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb (+5\%V + 3\%Al + 2\%Ti)$$

Après l'application numérique on trouve $Cr_{eq} = 27.1655495$

$$\%ferrite = 3 (Cr_{eq} - 0,93 Ni_{eq} - 6,7)$$

On trouve **le taux de ferrite = 27%.**

➤ **Le mode de solidification :**

Il faut calculer le rapport Cr_{eq} / Ni_{eq}

On trouve le rapport $Cr_{eq} / Ni_{eq} = 2.25$

D'après la littérature, Si $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1.95 \Rightarrow L \rightarrow L + \delta \rightarrow \gamma + \delta$ le mode de solidification est d'abord en ferrite primaire avec possibilité de nucléation de grains austénitiques au sein de la ferrite (austénite de Widmanstätten)

IV.2.3 Examens visuels des soudures:

Les figures IV.1 a,b,c montrent l'aspect visuel des joints de soudure (homogène et hétérogène) , coté finition. Les cordons de soudures, présentent un aspect général régulier et exempt de défauts visuels comme manque de fusion, morsures, caniveaux..etc. conséquences d'un choix judicieux des paramètres de soudage et qualification.

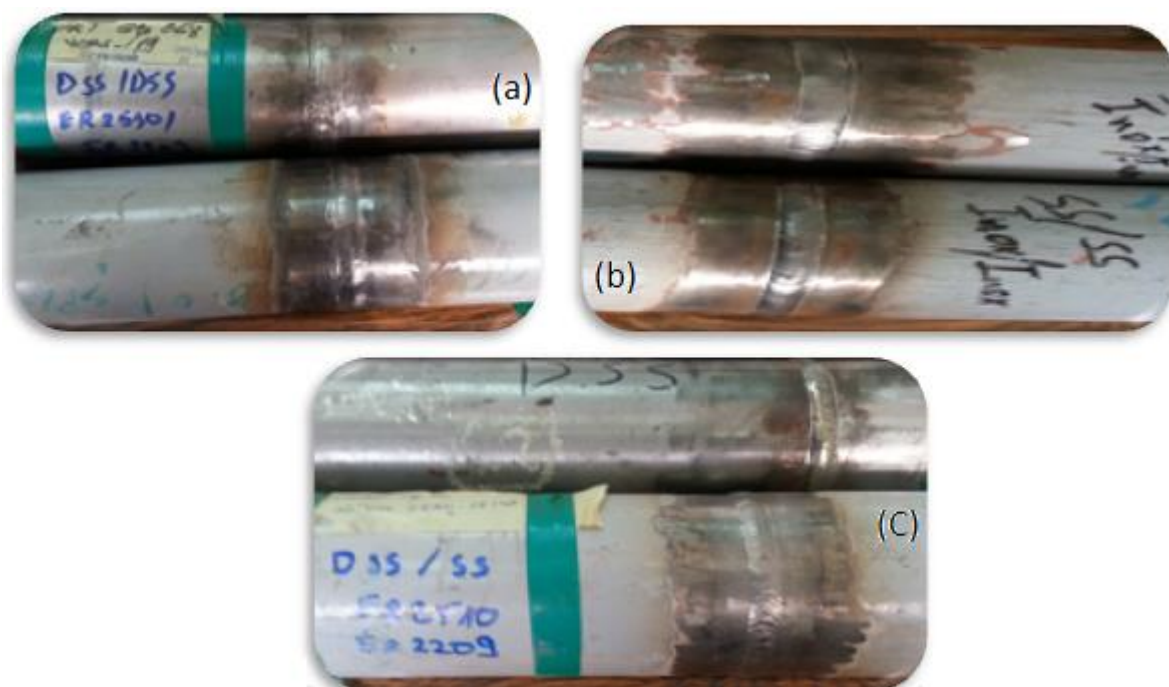


Figure IV.1 Aspect des cordons de soudures élaborés par TIG : (a)-assemblage AISI 316L/AISI 316L (b)- assemblage Duplex 2205/Diuplex2205 (c) - Assemblage Duplex 2205/AISI 316L

IV.2.4 Macrographie des soudures

Une attaque chimique au réactif, réalisée sur des coupes transversales aux divers types de joints (polies), permet de mettre en évidence par macrographie, la profondeur de pénétration des passes de soudage et de visualiser l'étendue de la zone fondue dans les deux acier inoxydables. La ZAT par contre est trop faible ce qui rend sa visualisation par macrographie délicate



Figure IV.2 Macrographie de la soudure 316L/2205

IV.2.5 Micrographie des soudures :

Une analyse métallographique en microscopie optique a permis de mettre en évidence les microstructures de différentes zones ZF, ZAL, ZL

IV.2.5.1 Soudure homogène DSS/DSS (2205/2205) :

i) Structure du métal de base duplex (MB) :

L'observation microscopique de l'acier inoxydable duplex 2205 à son état de réception a montré l'existence d'une structure en bande biphasique (ferrite et austénite), à cet état, aucune forme de précipité n'a été observée. La forme allongée des grains de ferrite et d'austénite est due au procédé de laminage à chaud lors de l'élaboration du matériau.

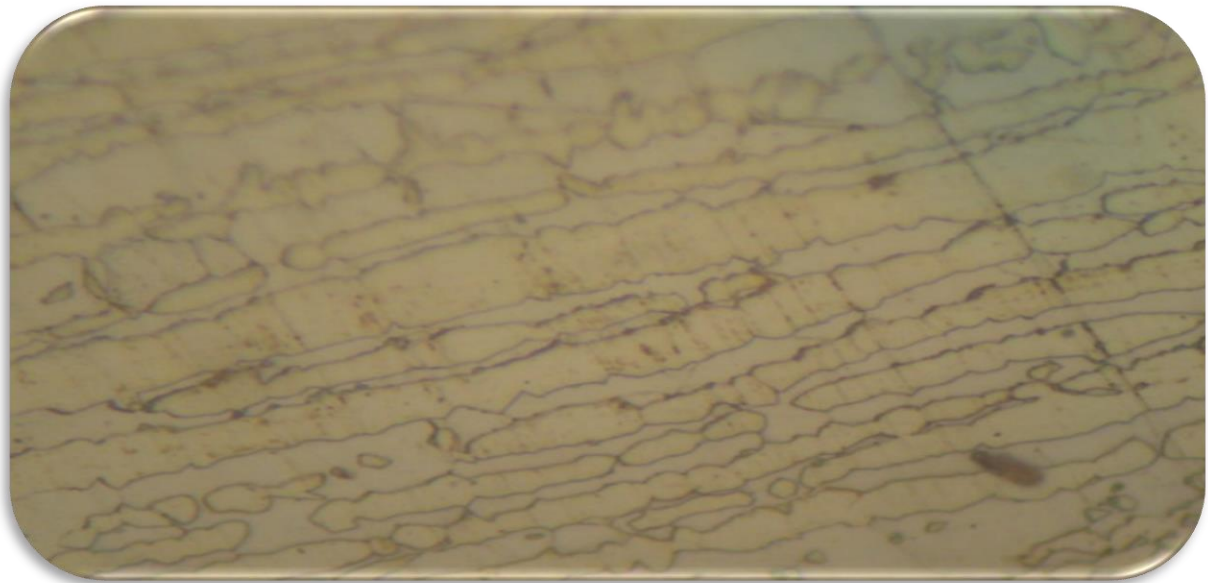


Figure IV.3 Microstructure du métal de base DSS.G×1000

ii) Zone affectée thermiquement (ZAT) :

La microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) est présentée sur la figure .IV.4, on observe :

- Des variations dans la morphologie (dimensions) des grains austénitiques,
- Des variations au niveau de ligne de fusion,
- Et une variation dans la teneur en ferrite.

Un changement de la morphologie des grains est observé en passant du métal de base à la ZAT et en arrivant à la zone fondue qui se caractérise par un aspect plus allongé des grains. Lors de l'opération de soudage, la ZAT est constituée de deux régions : la zone de surchauffe, adjacente au métal fondu à grand grains et la zone de recuit partiel adjacente au métal de base. Généralement, leurs largeurs sont fonction de la distribution du gradient thermique atteint dans la soudure. Ces deux parties constituant la ZAT apparaissent clairement dans la figure. IV.4.

Dans la zone de surchauffe (figure III.4b), où le gradient thermique atteint des valeurs très élevées (juste en dessous de la ligne de solidus), la structure de l'acier, initialement

biphasée, est portée jusqu'à l'état ferritique monophasé, au chauffage. Lors du refroidissement, l'austénite se reforme par une transformation à l'état solide aux interfaces ferrite/ferrite et dans les grains ferritiques. A cause du refroidissement rapide, la transformation $\delta \rightarrow \gamma$ est incomplète, par conséquent on s'attend à obtenir des taux de ferrite élevés dans cette zone.

Dans la zone recuite partiellement (figure IV.4a) on observe une faible recrystallisation de la microstructure qui se traduit par une modification de la morphologie des grains des deux phases. Cette faible recrystallisation de la microstructure est suivie par une légère croissance des grains particulièrement ceux de la phase ferritique.

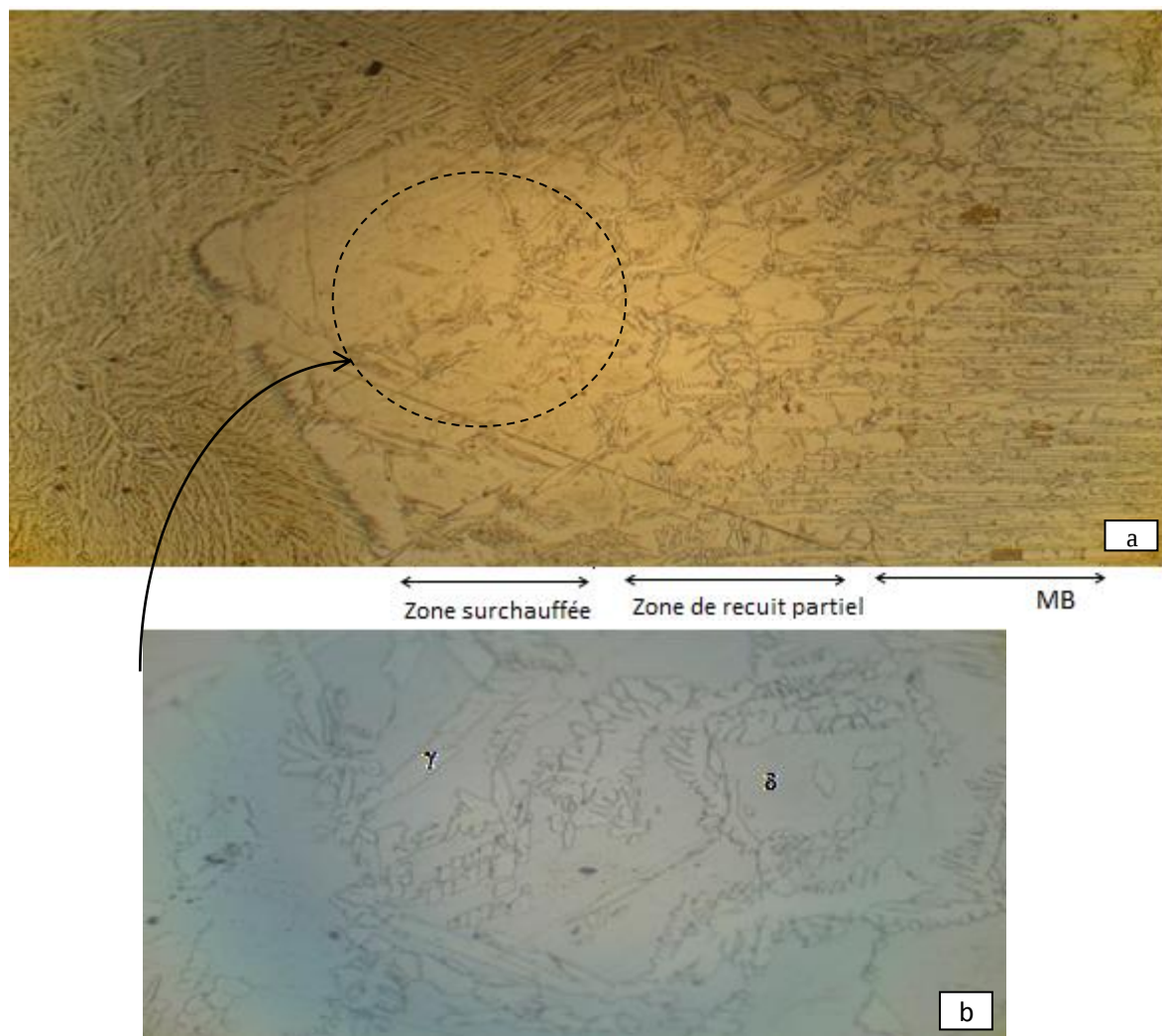


Figure IV 4 Microstructure de la ZAT de la soudure homogène DSS/DSS
(a) Différentes zones de la ZAT (Gx100).
(b) La zone surchauffée (Gx500)

iii) Zone fondu (ZF) :

Suite au processus de solidification, la zone fondue du Duplex/Duplex (figure IV.5) possède une structure dendritique, l'austénite se présente sous forme d'ilots dans une matrice ferritique. Sur cette même micrographie, on note aussi des grains d'austénite formés aléatoirement sous différentes formes. En effet, les cycles thermiques engendrés par les deux passes induisent des transformations métallurgiques très complexes au niveau de la soudure. Ce qui engendre une hétérogénéité microstructurale importance dans cette zone.

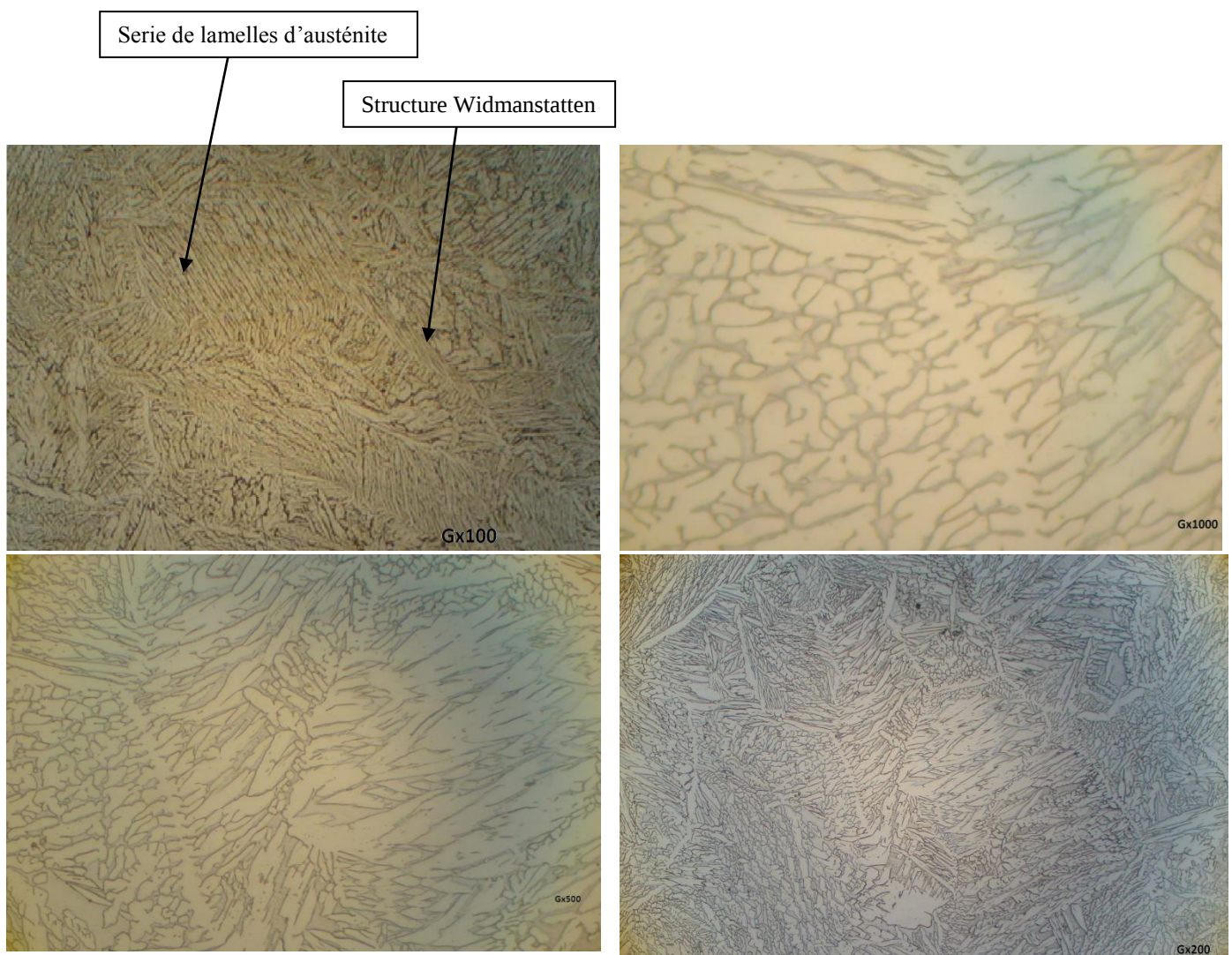


Figure IV-5 Microstructure de la zone fondu de la soudure homogène DSS/DSS.avec différents grossissement Gx100,200,500,1000

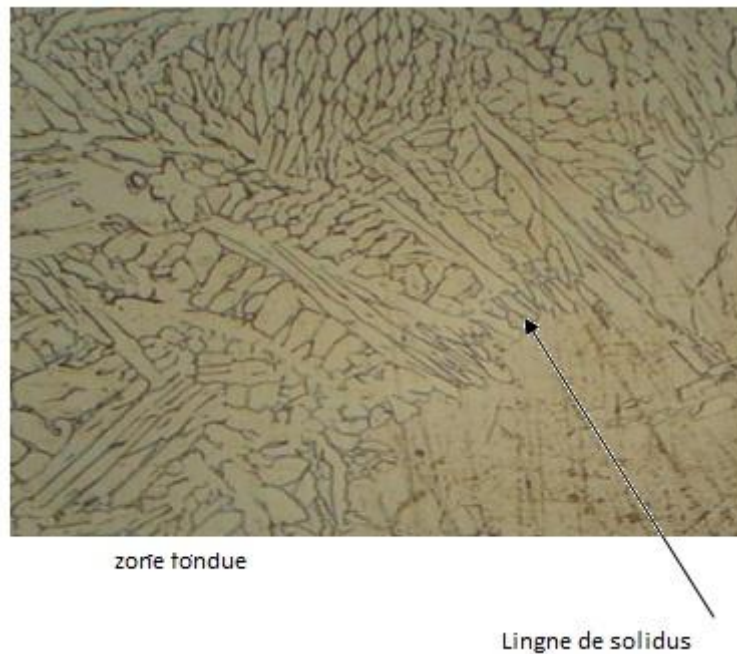


Figure IV.6 Structure de la ZF à frontière de la zone de liaison dans la soudure DSS/DSS.

La microstructure du métal fondu des soudures des aciers inoxydables duplex est différente de celle du métal de base à cause de l'historique thermique, lorsqu'une soudure par fusion d'acier inox duplex est réalisée en plusieurs passes le cycle thermique correspondant à la deuxième passe provoque une re-ferritisation dans tout ou une partie du métal fondu déjà déposé et transformé, ainsi que dans la ZAT, suivie par une deuxième transformation se manifestant au refroidissement. Ce phénomène se déroule en un temps plus long que dans le cas de la soudure réalisée en une passe et prolonge donc le temps de la transformation $\delta \rightarrow \gamma$ au refroidissement.

A la frontière de la zone de liaison (Figure IV.6), la microstructure du métal fondu des soudures des aciers inoxydables duplex est différente de celle du métal de base à cause de l'historique thermique. Lors du refroidissement, l'austénite apparaît par transformation à l'état solide sous différentes morphologies. Ce mode de solidification est accompagné d'une croissance épitaxiale avec les grains du métal de base à partir de la zone de liaison. L'austénite se forme aux interfaces ferrite/ferrite et à l'intérieur des grains ferritiques.

Les différentes morphologies des grains observés dans la zone fondu DSS/DSS sont :

- Série de lamelles parallèles à l'intérieur des grains ferritiques,
- Widmanstatten inter et intra granulaire répartie aléatoirement
- D'autres formes irrégulières d'austénite dans les grains ferritiques

IV.2.5.2 Soudure homogène SS/SS :

i) Métal de base 316L (MB) :

La figures **IV-7)** montrent les résultats des observations optiques de la microstructure de l'acier 316L pour deux grossissements différents (X200 et X500). Ces 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.

D'autre part, les micrographies de la figure **(Figure IV-8)** présentent de petites plages de ferrite aux joints de grains, on remarque aussi la présence de particules rondes réparties aléatoirement dans le grain d'austénite. qui sont, peut être , dues à la présence de silicium et du soufre dans l'alliage.

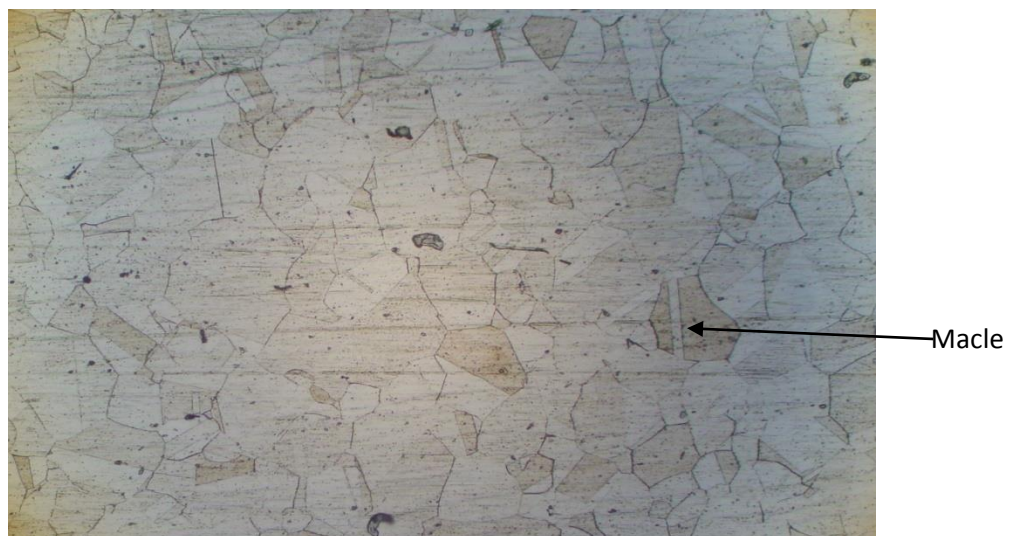


Figure IV.7 structure de l'acier 316L.

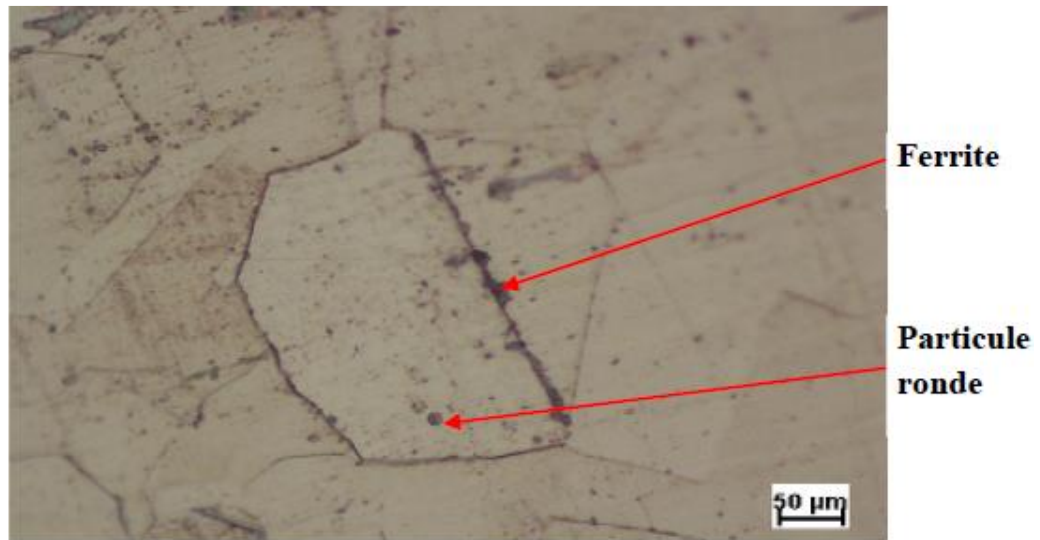


Figure IV.8 plages de ferrite aux joints de grains

ii) Zone affectée thermiquement(ZAT) :

L'observation micrographique confirme bien, la structure grossière de la zone affectée thermiquement en comparaison avec la structure de métal de base. La frontière entre la zone fondue (ZF) et la zone affectée thermiquement (ZAT) est très nette, particulièrement l'aspect de la structure de solidification dans la zone fondue est plus fine (**Figure IV-9**).

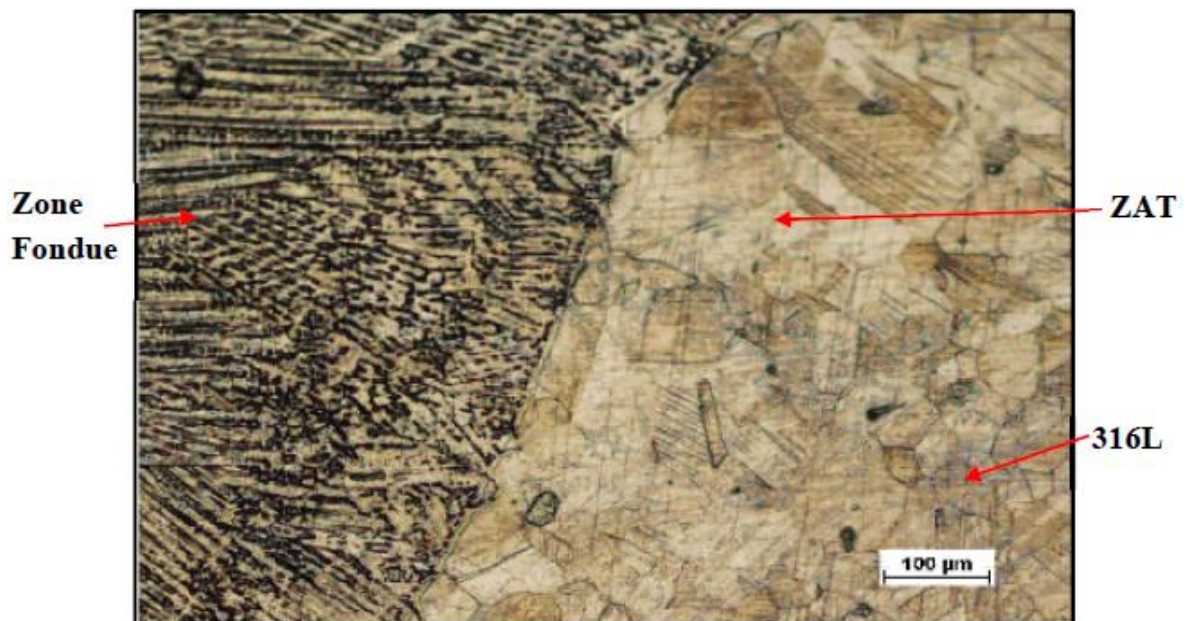


Figure IV-9 Microstructure de la ZAT de la soudure homogène SS/SS.G×200

iii) Zone fondu (ZF) :

La figure (**Figure IV-10**) montre la structure de la zone fondue, elle est très fine par rapport à la structure du métal de base. Elle a un aspect dendritique de solidification, composée de deux phases : phase (γ) austénite et phase (α) ferrite. Ces dendrites confirment le phénomène de croissance par épitaxie.

On observe également sur **la figure IV.11** l'influence d'une passe sur l'autre particulièrement sur la morphologie de l'austénite



Figure IV-10 Microstructure de la zone fondue (X200).

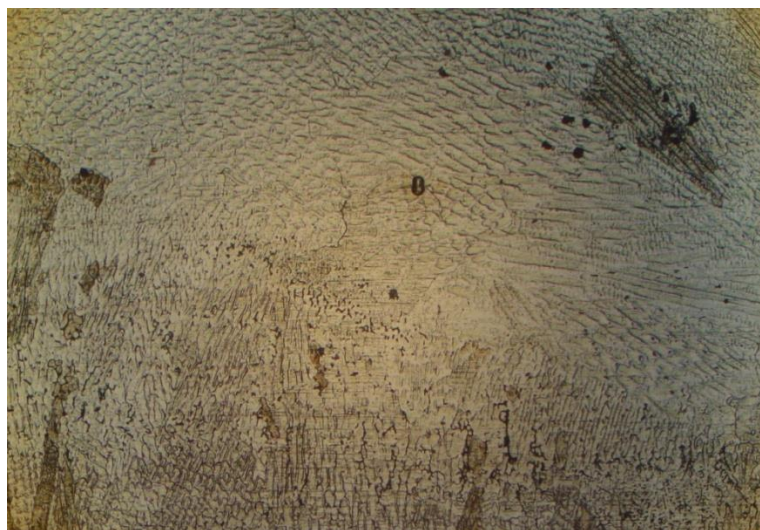


Figure IV-11 Micrographie de la ZF : visualisation la microstructure des différentes passes de soudures (X100).

IV.2.5.3 Soudure hétérogène DSS/SS :

i) ZAT coté duplex :

Cette zone paraît très mince ; la zone de surchauffe et de recuit sont confondues. Cependant on observe, des modifications dans la morphologie de l'austénite. Quelques fois sont de forme dendritique, conséquences des conditions de refroidissements (Figure IV.11).

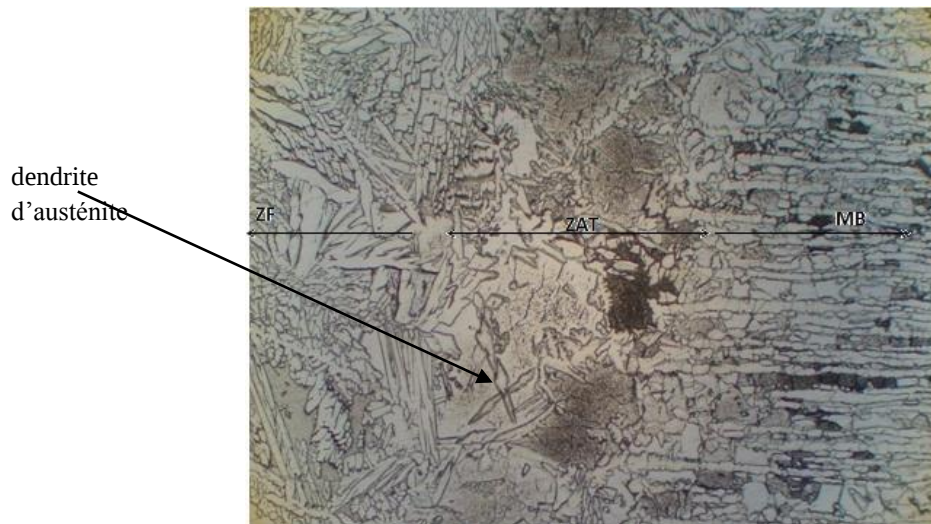


Figure IV-12 : Microstructure de la ZAT coté duplex soudure (DSS/SS)-.G200

ii) ZAT coté 316L :

Aucun changement microstructurale significatif n'a été enregistré dans ce cas de soudure. La micrographie de la figure IV.12 correspondant à la ZAT de l'inox 316L, montre une structure à gros grains qui devient plus fins progressivement jusqu'à le métal de base.



Figure IV-13 : Microstructure de la ZAT coté AISI 316L soudure (DSS/SS)-.G200

iii) Zone fondu :

L'analyse de la microstructure de la zone fondue de la soudure DSS/SS (Figure IV.13), a montré, pratiquement les mêmes phénomènes de solidifications observés dans le cas de la zone fondu de la soudure homogène en DSS. Résultat attendu vu que les deux soudure sont réalisées avec les même conditions et même métal d'apport

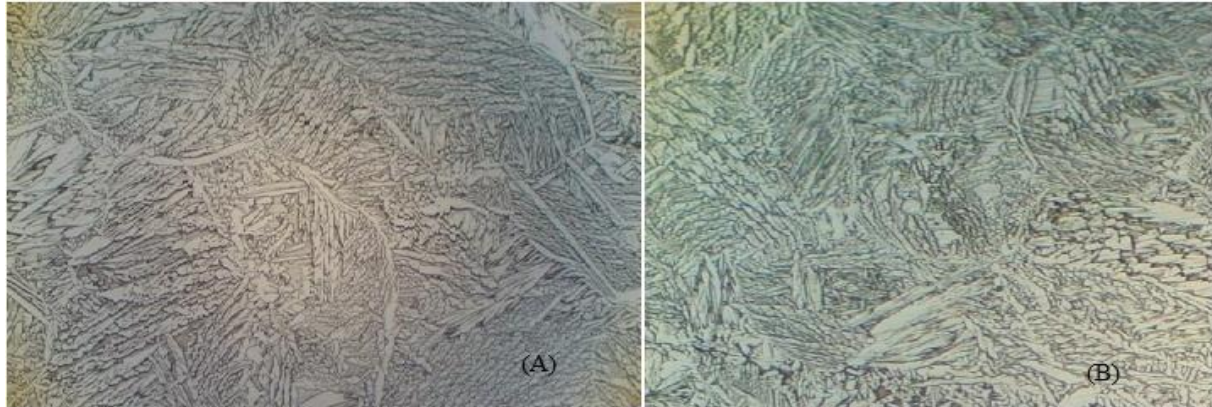


Figure IV-14 Microstructure de zone fondue de la soudure hétérogène DSS/SS (Gx200) a) Au milieu du métal fondu, b) vers le côté de l'acier-DSS

IV.3 Caractérisation mécanique :

L'objectif de cette caractérisation est d'étudier l'effet des hétérogénéités microstructurales induites par le soudage sur les hétérogénéités de comportement mécanique dans les joints soudés.

IV.3.1 Validation des soudures en essais de traction :

Les essais de traction sont conduits sur une machine électromécanique *INSTRON WALPERT* à température ambiante (20 à 24°C). Les caractéristiques conventionnelles obtenues sont reportées dans le tableau suivant

Tableau IV. 2 Résultats essai de traction

Eprouvette	Section (mm ²)	F _e (N)	Re (MPa)	F _m (N)	R _m (MPa)	Allongement %
2205/2205	38.30	11301.41	377.64	29491.99	985.48	17%
316L/316L	38.20	16229.30	491.77	24313.1	656.02	33%
2205/316L	38.66	20093.93	519.72	27843.00	720.15	24%
MB 316L	38.19	23036.97	603.22	30114.13	789.32	45%
Non soudé						
MB 2205	38.13	24542.37	643.65	31128.56	816.38	23%
Non soudé						

Les résultats montrent une bonne résistance mécanique de la soudure qui se rapproche de celle du métal de base.

Le tableau ci-dessus représente les résultats d'essais de traction sur les joints homogènes (316L/316L, Duplex 2205/Duplex 2205) et hétérogène (Duplex 2205/316L).

Nous observons que la rupture apparait au niveau du métal de base signifie que la résistance mécanique du cordon de soudure est excellente, résultat attendu après l'analyse des micrographies structurale de zone fondu et la zone affectée thermiquement (absence de carbures, corrosion qui peuvent fragilisés la soudure).

Du tableau, nous observons aussi que la résistance à la rupture du cordon de soudure duplex/duplex sont supérieures à celle de (316L/316L) et (Duplex 2205/316L), la présence des éléments Fe, Cr, Ni, Mo et Mn dans la nuance de l'acier duplex favorise la formation des intermétalliques (phase σ) qui assurent des propriétés mécaniques et des ténacités préjudiciables.

D'un autre coté on remarque que la limite élastique et l'allongement de la soudure homogène (316L/316L) est supérieure par rapport a celles de la soudure homogène (2205/2205) et hétérogène (2205/316L).

On conséquence que l'assemblage hétérogène (2205/316L) donne une très bonne limites élastique ainsi qu'une très bonne résistance à la rupture et un bon allongement à la rupture.les figure suivantes représentent les résultats obtenus après l'essai de traction.

IV.3.2. Essai de résilience :

L'éprouvette Charpy standard est un barreau de 55mm de long et de section carrée 10x10mm² (voir figure...chapitre.III). Au milieu d'une des faces du barreau est usinée une entaille mécanique en forme de V (avec un angle de 45°) de profondeur 2mm, avec un rayon en fond d'entaille de 0,25mm. L'entaille des éprouvettes Charpy a été usinée au niveau de la zone à analyser (ZF, MB).

Les essais de résilience sont réalisés à des températures variant de -60°C à 20°C. Les résultats expérimentaux permettent de tracer une courbe de résilience et de déterminer une température de transition ductile-fragile. Les résultats sont présentés sous la forme d'un tableau suivant :

Tableau IV.3 Résultats essai résilience

Température (°C) Eprouvette	20	-10	-40	-60
MB 316L	210.3 J	196.7 J	181.2 J	165.3 J
MB 2205	188.7 J	178.4 J	159.9 J	135.3 J
Soudure 2205/2205	181.3 J	162.5 J	147.9 J	121.3 J
Soudure 316L/316L	195.7 J	181.6 J	171.8 J	152.1 J
Soudure 2205/316L	189.5 J	175.2 J	161.8 J	135.6 J

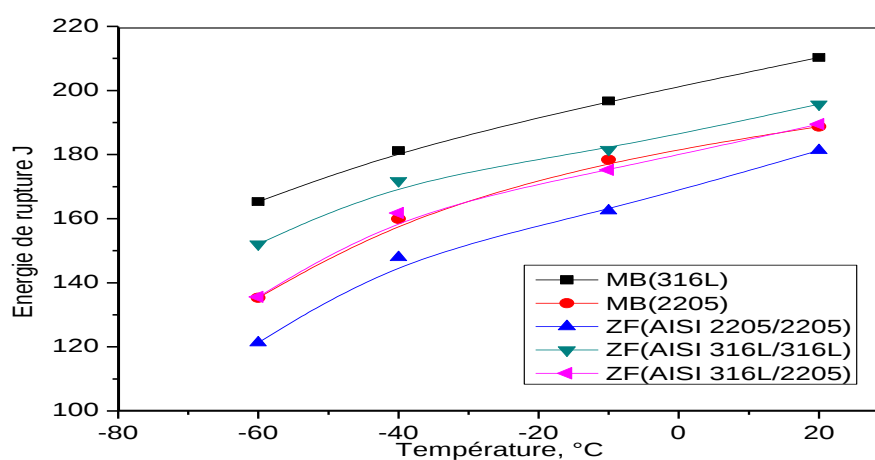


Figure IV-16 Courbe de résilience

Le Tableaux IV.2 ci-dessus, représente les valeurs de l'essai de résilience dans la zone ZF et MB. On constate que :

- le métal de base de l'acier inoxydable austénitique absorbe plus d'énergie par rapport au métal de base de l'acier inoxydable duplex à cause de sa structure austénitique qui est plus ductile.
- D'un autre coté la soudure homogène 316L/316L donne meilleurs résultats par rapport à la soudure homogène 2205/2205 et hétérogène 2205/316L.
- La soudure hétérogène donne des résultats de résilience comprise entre celles de la soudure homogène 316L/316L et homogène 2205/2205.
- La soudure hétérogène assure la bonne résilience à la température -10 (°C) (température de service).
- La soudure hétérogène AISI316L/2205 et homogène AISI316L/316L, présentent pratiquement le même comportement aux chocs.
- La faible résistance aux chocs de la soudure duplex est probablement due à la structure brute de solidification de la ZF. Et aussi, la présence de ferrite delta dans la zone fondue est probablement responsable de la diminution de résilience.
- La soudure hétérogène AISI316L/2205 et homogène AISI316L/316L, présentent pratiquement le même comportement aux chocs.
- La faible résistance aux chocs de la soudure duplex est probablement due à la structure brute de solidification de la ZF. Et aussi, la présence de ferrite delta dans la zone fondue est probablement responsable de la diminution de résilience.



Figure IV.17 éprouvettes de résilience après l'essai

IV.3.3 Essai de microdureté :

Les mesures de microdureté Vickers ont été réalisées sur des coupes transversales aux cordons de soudures, afin d'établir des filiations sur l'ensemble des zones de la soudure (métal de base, zone affectée par la chaleur et zone fondue). Cette ligne de filiation est située à moins de 2 mm de la surface. La charge utilisée est de 300g, appliquée pendant 15 secondes, et la distance entre les empreintes est de 0.5mm. Dans chaque zone, au moins trois empreintes différentes sont réalisées. La figure IV.15 montre la disposition des filiations pour un joint soudé.

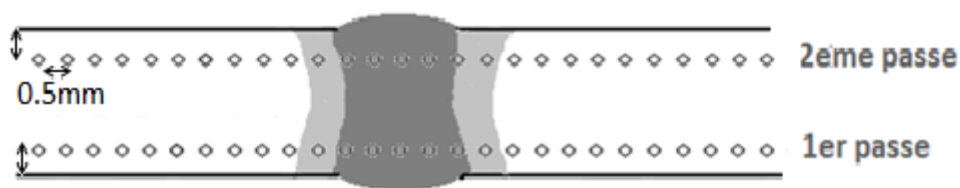


figure IV.18 Schéma de filiation de dureté appliqué

➤ Microdureté de la soudure 316L/316L :

Les valeurs de microdureté ainsi que les valeurs moyennes dans les différents joints sont reportées dans les tableaux ci-dessous (Tableaux IV.3,4,5). Les différents profils $HV = f(x)$ sont schématisés dans la figure IV.16.

Nous constatons que la valeur de la dureté mesurée dans le métal de base de l'acier austénite 316L est dans l'ordre de (195 HV) induite par la structure austénitique, on a aussi une augmentation de la dureté dans la ZAT (223.65 HV) induite par la structure grossière due au mode de solidification et conditions de refroidissement. La dureté atteint des valeurs max au niveau de la zone de liaison causée par les précipités de solidification. Finalement la zone fondue (ZF) caractérisée par des valeurs de l'ordre de 241 HV en moyenne, Ceci est dû à la structure brute de solidification qui est dendritique, ainsi que la forte proportion de ferrite δ .

Tableau IV.4 Résultats essai microdureté de la soudure 316L/316L.

	MB 316L			ZAT 316L		ZF 316L		
Passe1 (HV)	193.6	195.8	196.9	219.8	227.5	245.2	222	234
Passe 2 (HV)	201	195.4	189.7	214.7	232.1	264.6	238.4	245.9
Moyenne des 2 passes (HV)	197.3	195.6	193.3	217.25	229.8	254.9	230.2	239.95

➤ **Microdureté soudure 2205/2205 :**

- On constate une diminution de dureté des phases de la zone fondue comparé à celles du métal de base duplex, cela est due d'un côté à la légère différence des propriétés entre le métal de base et le métal d'apport induite à cause de la différence de la composition chimique (22.31% Cr, 6,51%Ni) pour le métal de base (22,84%Cr, 8,98%Ni) pour le métal d'apport, et d'un autre côté à cause du refroidissement lent provoqué par l'effet thermique des passes ultérieures (ce qui favorise la formation de l'austénite qui est réputée être une phase ductile).
- L'écart remarquable, due à la différence de morphologie et pourcentage des phases austénitiques et ferritiques, et à la composition chimique présentent dans la pièce soudée, précisément dans chaque phases.
- **Tableau IV.5** Résultats essai microdureté de la soudure 2205/2205

	MB 2205			ZAT 2205		ZF 2205		
Passe1 (HV)	308.7	280.9	270.5	243.9	254.5	194	192.5	193.6
Passe 2 (HV)	276.5	280.3	265.3	255.6	274.1	195.8	213	197.3
Moyenne des 2 passes (HV)	292.6	280.6	267.9	249.75	264.3	194.9	202.75	195.45

➤ **Microdureté soudure 2205/316L :**

Tableau IV.6 Résultats essai microdureté de la soudure 2205/316L.

	MB 2205			ZAT Coté 2205		ZF soudure 2205/316L		
Passe 1 (HV)	289.1	298.4	300.4	249.7	253.78	233.45	235.4	220
Passe 2 (HV)	290	291.66	288.7	254.95	240	238.75	236.7	229
Moyenne des 2 passes (HV)	289.55	295.03	294.55	252.32	246.89	236.1	236.05	224.5

	Zat coté 316L		MB 316L		
Passe 1 (HV)	219.4	215.77	195.79	200.23	192.38
Passe 2 (HV)	221.32	219.11	190.48	199.33	197.58
Moyenne 2 passes (HV)	220.36	217.11	193.135	199.78	194.98

En générale, on constate que :

- les valeurs maximales de duretés sont enregistrées aux niveaux des zones affectées thermiquement et les valeurs les plus basses au niveaux des zones fondues pour la soudure homogène 316L/316L.
- les valeurs maximales de duretés sont enregistrées au niveaux de métal de base et les valeurs les plus basses au niveaux des zones fondues pour la soudure homogène 2205/2205.

Le graphe suivant met en évidence cette hétérogénéité dans les valeurs de HV. Dans toutes les soudures étudiées. Cependant, on constate que les valeurs maximales et minimales de HV sont relevées dans le cas de la soudure hétérogène.

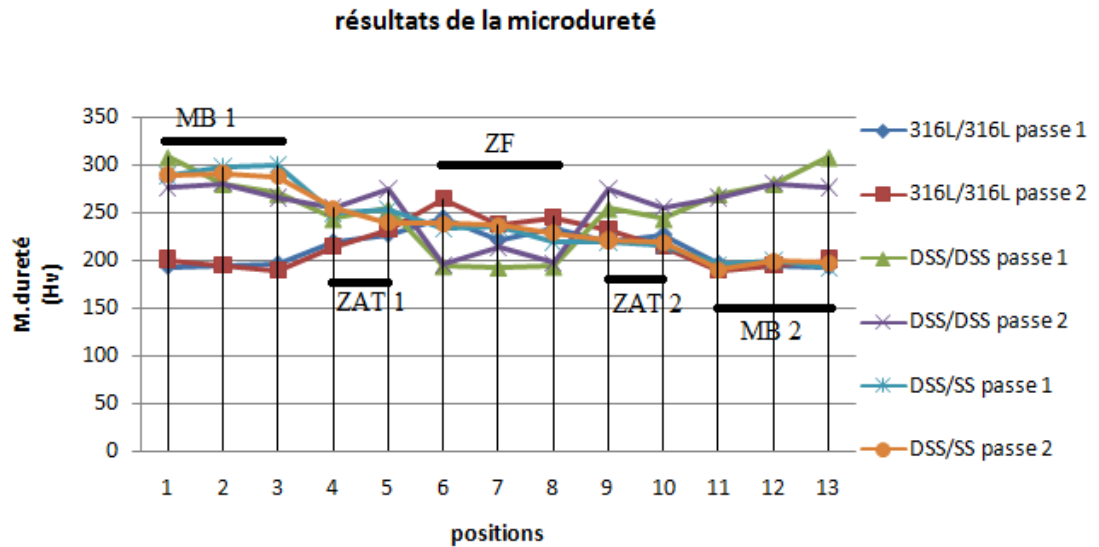


Figure IV.19 profile de microdureté à travers les soudures

IV.3.4 Essais d'indentation instrumentée :

Les essais d'indentation ont été réalisés sur les différentes zones des soudures homogènes (DSS/DSS et SS/SS) et hétérogène (DSS/SS), la charge d'indentation est de 2N. Nous avons effectué un profil de mesures allant du 1^{er} métal de base de la soudure jusqu'au 2^{ème} métal de base en passant par la ZAT, ZL et la zone fondu, avec un pas de 20 μ m (Figure IV.17). Le type d'essai est la dureté Martens, les mesures sont relevées avec les paramètres suivants :

Type de dureté	:	Dureté Martens
Type de détermination du point zéro	:	Polynôme 2ème classe
Point de charge	:	2 N
Temps d'attente sur point de charge	:	15 s
Vitesse du point de contact	:	0,5 mm/min
Vitesse de charge	:	0,5 mm/min
Vitesse de décharge	:	0,1 mm/min

IV.4.4.1 variation de la microdureté :

La mesure de la microdureté a été faite pour la confirmation des résultats obtenus par l'essai de la microdureté. les résultats sont représentés dans le tableau suivant :

- **Soudure homogène 316L/316L :**

Tableau IV.7 Résultats essai microdureté par indentation pour la soudure 316L/316L

	MB 316L			ZAT 316L		ZF 316L		
Passe1 (HV)	193.6	195.8	196.9	219.8	227.5	245.2	222	234
Passe 2 (HV)	201	195.4	189.7	214.7	232.1	264.6	238.4	245.9
Moyenne des 2 passes (HV)	197.3	195.6	193.3	217.25	229.8	254.9	230.2	239.95
Indentation (HV)	218.4	229.3	220.4	246.7	255.9	255.9	261.4	265.5

La figure suivante représente la variation de la microdureté par l'essai de microdureté et par l'essai de nanoindentation. **Figure IV**

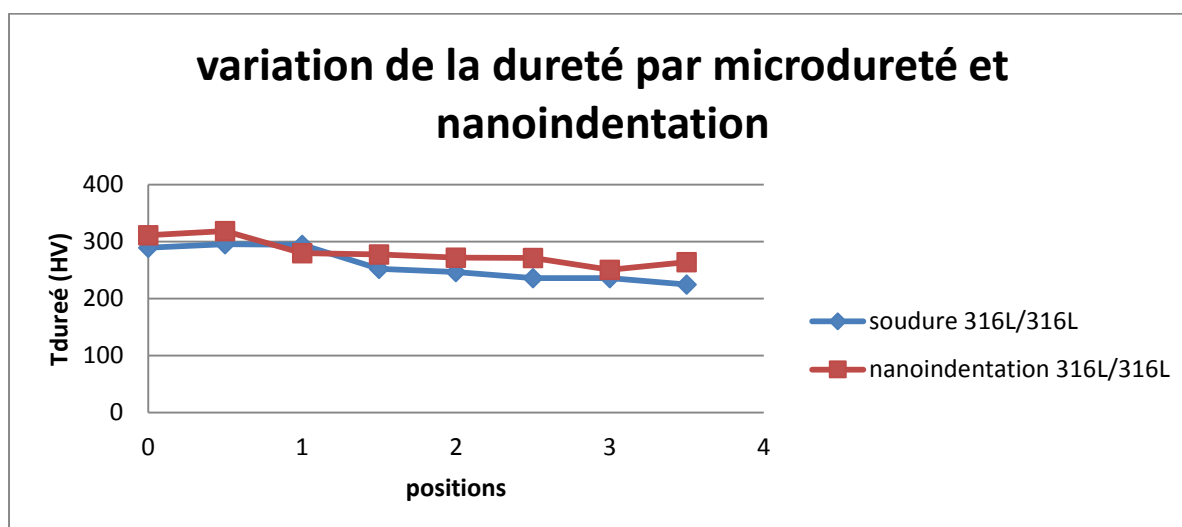


Figure IV.20 variation de microdureté par essai de microdureté et par nanoindentation de la soudure homogène 316L/316L

- **Soudure homogène 2205/2205 :**

Tableau IV.8 Résultats essai de microdureté par indentation pour la soudure 2205/2205

	MB 2205			ZAT 2205		ZF 2205		
Passe1 (HV)	308.7	280.9	270.5	243.9	254.5	194	192.5	193.6
Passe 2 (HV)	276.5	280.3	265.3	255.6	274.1	195.8	213	197.3
Moyenne des 2 passes (HV)	292.6	280.6	267.9	249.75	264.3	194.9	202.75	195.45
Indentation (HV)	300.9	314.2	273.4	245.2	216.4	220	231.3	210

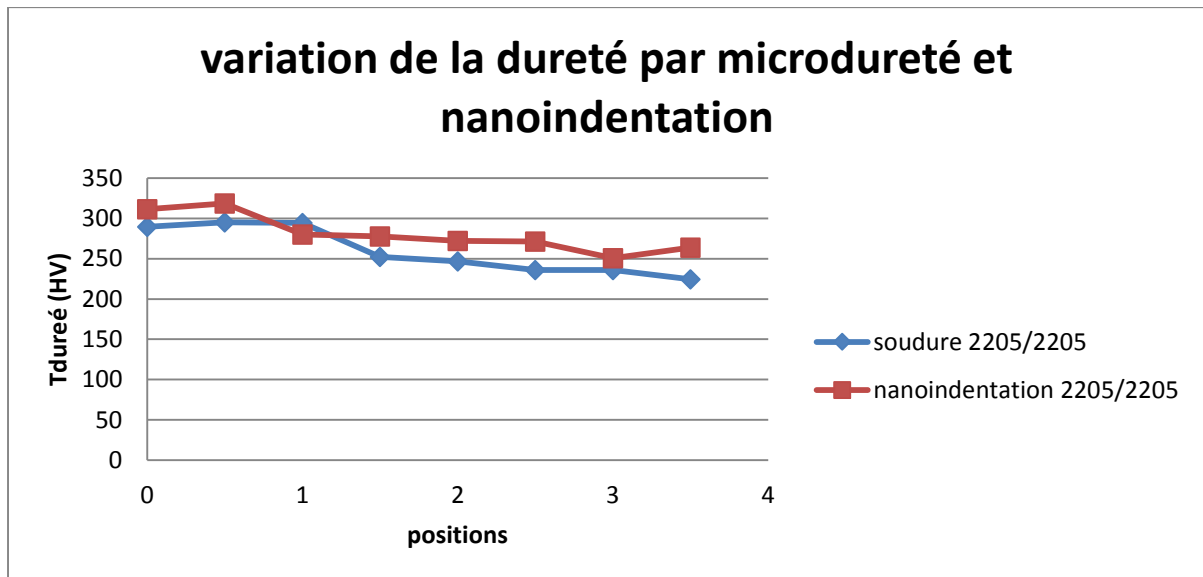


Figure IV.21 variation de microdureté par essai de microdureté et par nanoindentation de la soudure homogène 2205/2205

- Soudure hétérogène 2205/316L :

Tableau IV.9 Résultats essai de microdureté par indentation pour la soudure 2205/316L

	MB 2205			ZAT Coté 2205		ZF soudure 2205/316L		
Passe 1 (HV)	289.1	298.4	300.4	249.7	253.78	233.45	235.4	220
Passe 2 (HV)	290	291.66	288.7	254.95	240	238.75	236.7	229
Moyenne des 2 passes (HV)	289.55	295.03	294.55	252.32	246.89	236.1	236.05	224.5
Indentation (HV)	311.05	318.65	279.93	277.61	272	271.5	250.56	263.89

	Zat coté 316L		MB 316L		
Passe 1 (HV)	219.4	215.77	195.79	200.23	192.38
Passe 2 (HV)	221.32	219.11	190.48	199.33	197.58
Moyenne des 2 passes (HV)	220.36	217.11	193.135	199.78	194.98
Indentation (HV)	256.47	210.04	226.92	238.24	218.6

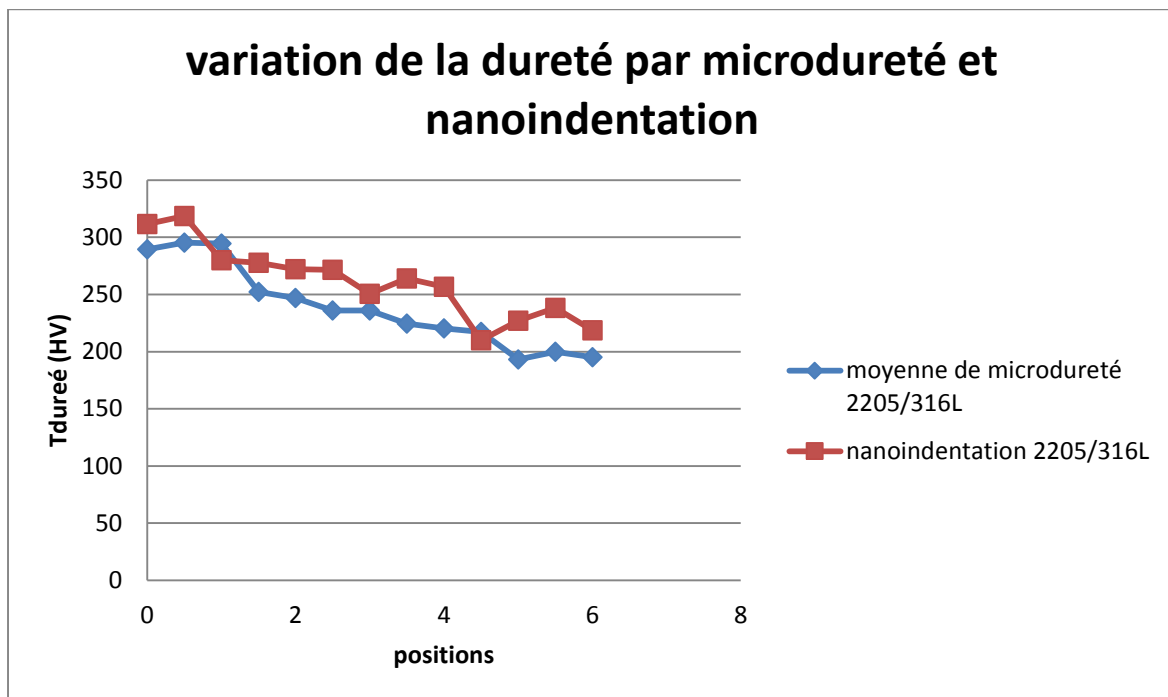


Figure IV.20 variation de microdureté par essai de microdureté et par nanoindentation de la soudure hétérogène 2205/316L

IV.4.4.2 variation du module de Young :

Le tableau suivant donne la variation du module d'Young à travers la soudure.

Tableau IV.10 Résultats variation de module de Young par nanoindentation

positions	Métal de base			ZAT		Zone Fondu		
EIT (GPa) 316L/316L	152.94	140.07	159.63	163.98	166.57	170.38	186.73	187.7
	151			165.3		182		
EIT (GPa) 2205/2205	201.99	208.4	209.48	186.93	184.99	186.9	186.13	187.7
	210			186		187		
EIT(GPa) 2205/316	222.11	223.68	213.77	215.40	210.75	216.85	213.09	210.84
	210.24	212.63	211.79	207.86	208.26			
	220/238			213/208		214		

- On observe une augmentation du module de Young dans la soudure homogène 316L/316L en allant vers la zone fondu qu'elle marque la valeur max de E.

- On observe le contraire dans la soudure homogène 2205/2205 qu'elle marque la valeur maximale de E dans le métal de base.
- Par contre on remarque une stabilité du module E dans toute la soudure hétérogène 2205/316L.
- On constate que la soudure hétérogène donne les meilleurs résultats de la variation de module de Young.

Conclusion générale

- Le travail réalisé nous a fourni les caractéristiques essentielles des soudures entre Acier Inoxydable biphasé 2205 et aciers inoxydables austénitiques 316L. On note que le choix du métal d'apport à savoir Le fil "ER 2209" plus les conditions de soudage choisis sont adéquats pour ce type d'assemblage et ceci a été conforté par les essais mécaniques, et l'aspect microstructural jusqu'à un certain degré.
- L'expertise métallographique a démontré qu'une hétérogénéité subsiste n'affectant en rien la Qualité du joint, ainsi une soudure sans zone affectée thermiquement (très convoitée) a été obtenue ce que montre clairement le cliché micrographique de la ZAT.
- La structure brute de soudage est adéquate et saine et ceci a été clairement démontré par le Diagramme de Schaeffler à travers le positionnement du point figuratif du joint soudé et du taux de ferrite correspondant puisque ce point se situe dans la zone dépourvue de risques métallurgiques.
- L'assemblage hétérogène a une très bonne résistance à la rupture ainsi qu'un très bon module d'élasticité, ce qui est clairement mis en évidence par l'essai de traction.
- La zone fondue et le métal de base présentent un très bon comportement aux basses températures ce qui est clairement mis en évidence par l'essai de résilience. Ceci montre clairement que le cordon de soudure en général présente un bon comportement aux basses températures ainsi qu'une ductilité très appréciable et assure la bonne résilience à la température de service des aciers inoxydables utilisés.
- Le cordon présente également une dureté appréciable.
- Les résultats de la dureté ont été confirmés par l'essai de la nano indentation.
- La variation du module d'élasticité montre une stabilité et homogénéité dans les différentes zones de la soudure.

ANNEXES

Annexe I :

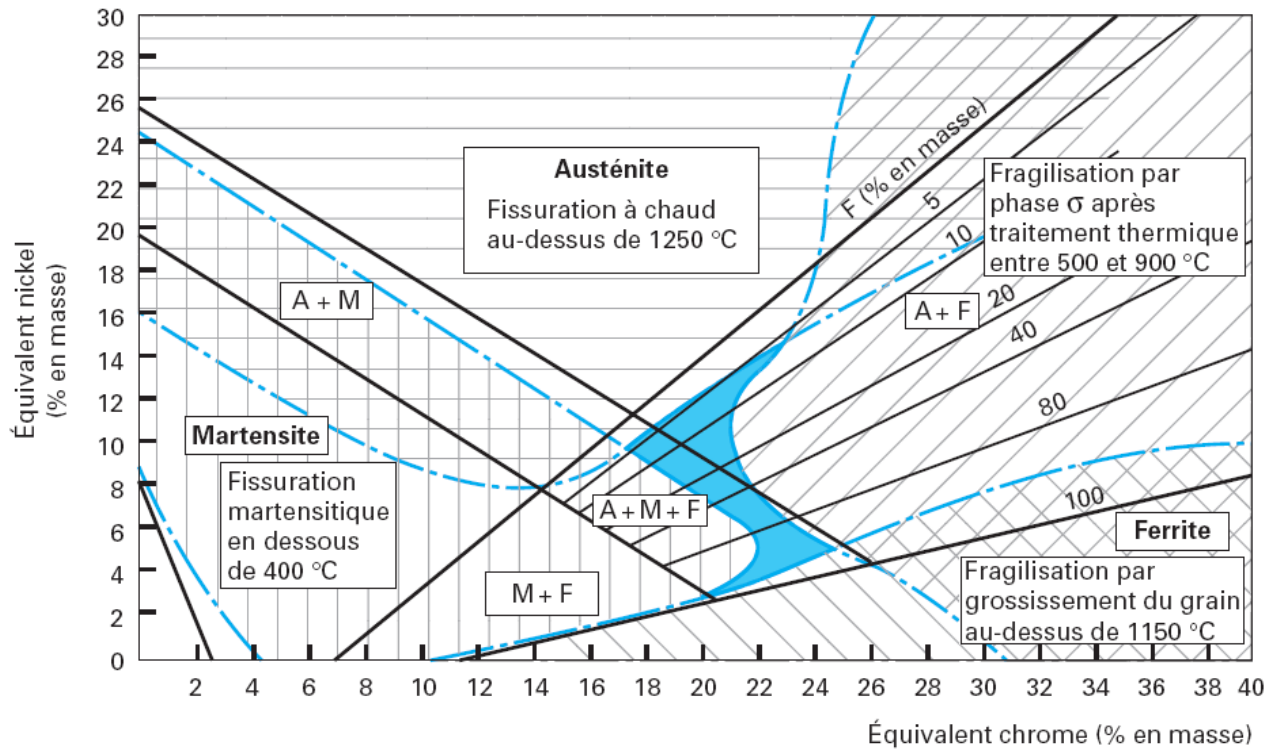


Figure 1 DIAGRAMME DE SCHAEFFLER

$$\text{Nickel Equivalent} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0.25 \times \%Cu$$

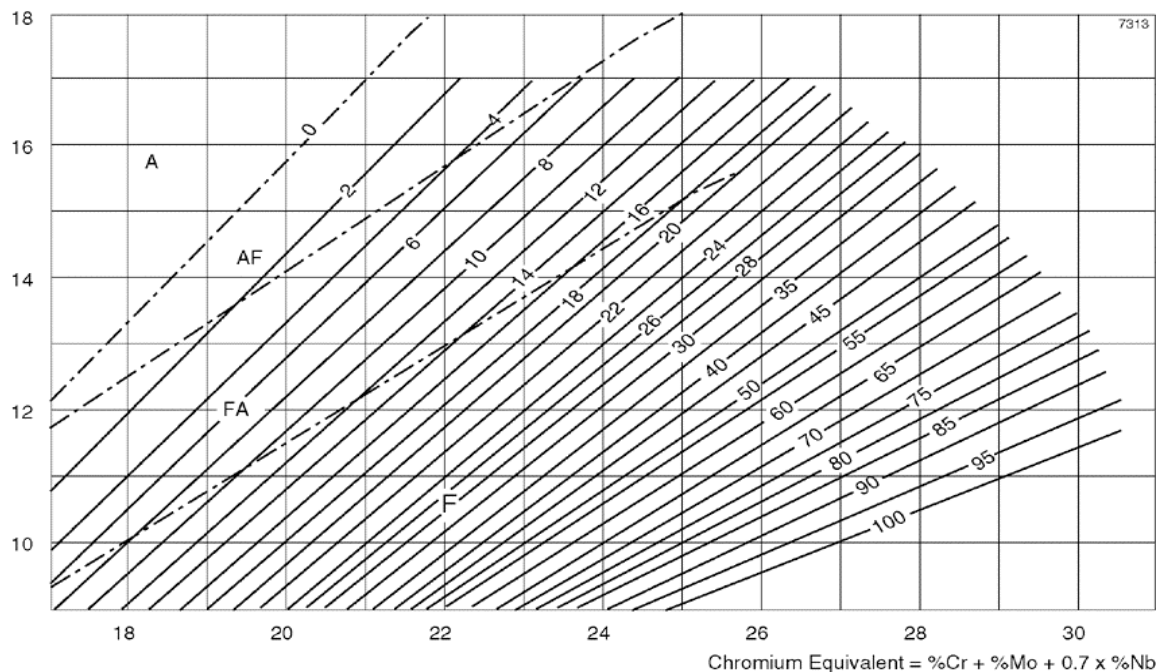


Figure 2 DIAGRAMME WRC92.

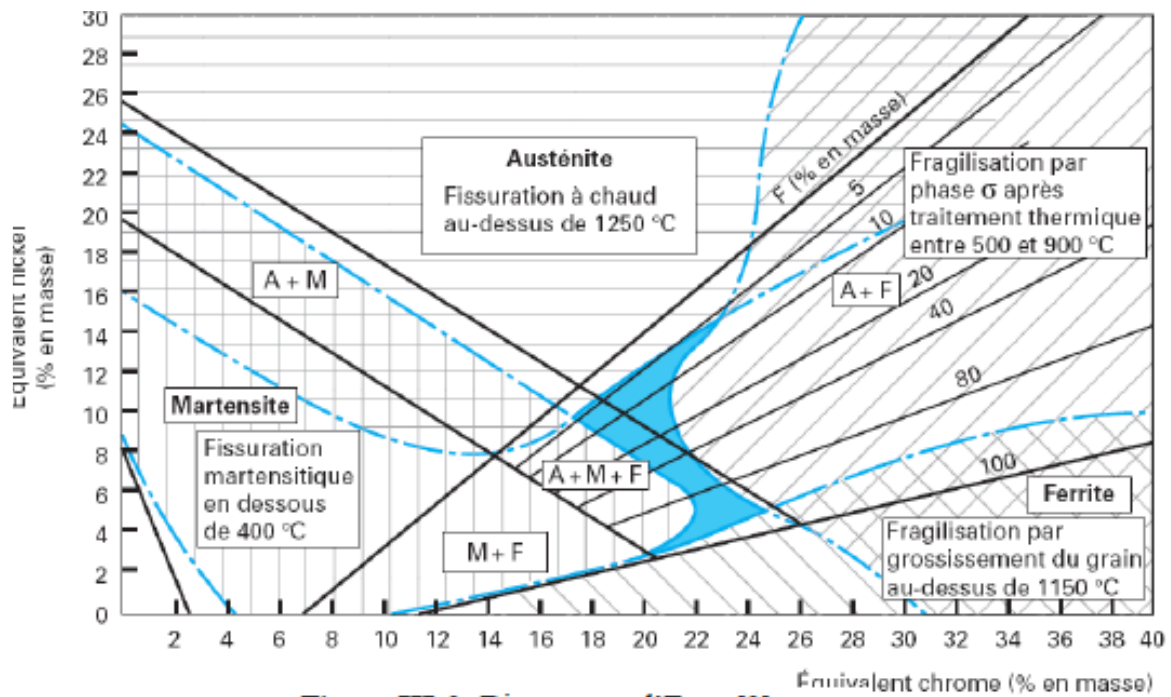


Figure 3 Diagramme D'Espy.

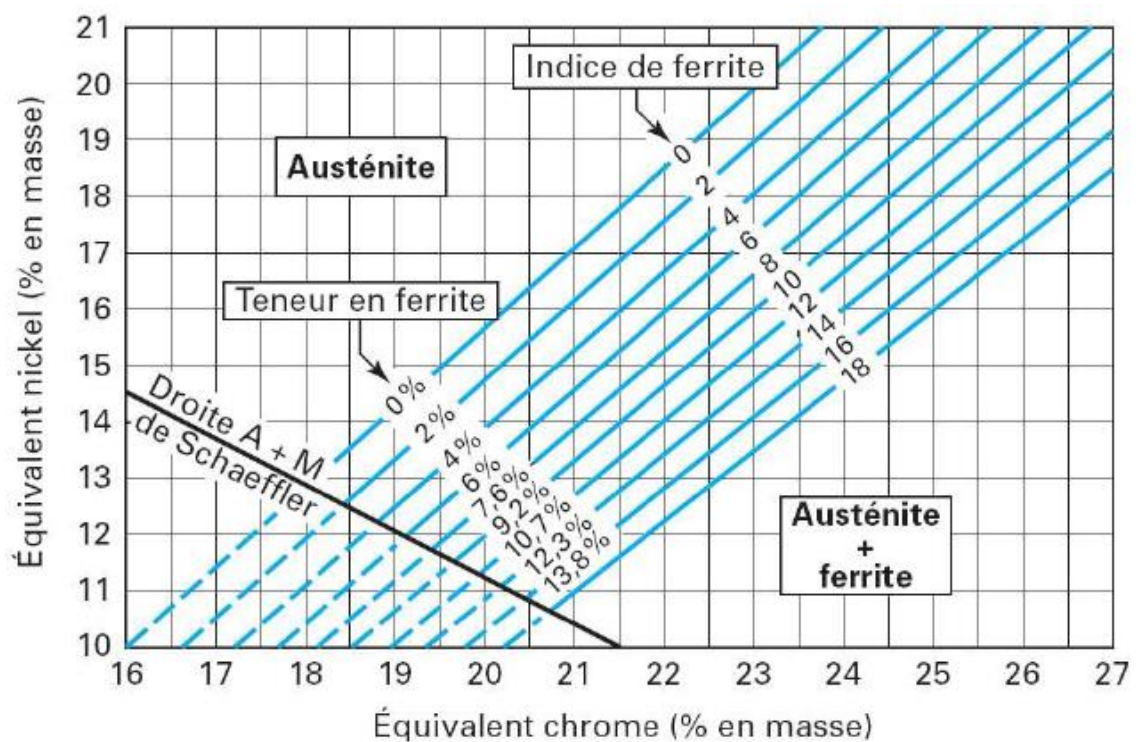
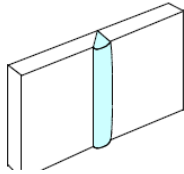


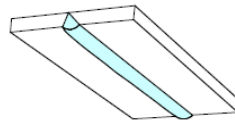
Figure 4 DIAGRAMME DELONG.

Annexe II :

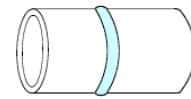
3G (PF) - bout à bout verticale



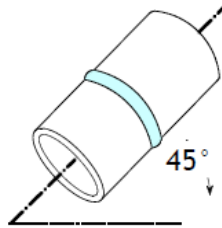
4G (PE) - bout à bout plafond



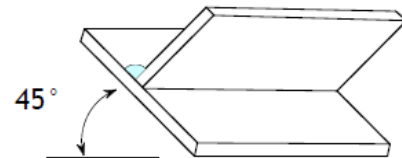
5G (PF) - bout à bout position



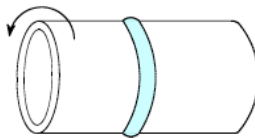
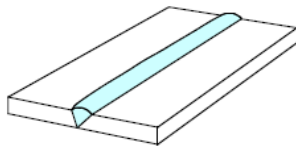
6G (H-LO45) - bout à bout tube incliné



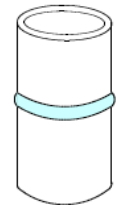
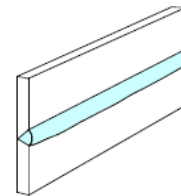
1F (PA) - angle gouttière



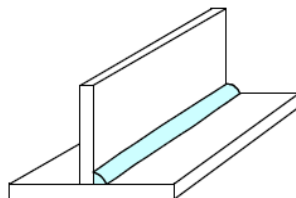
1G (PA) - bout à bout / à plat



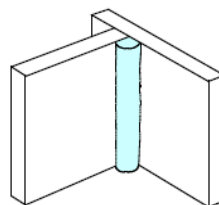
2G (PC) - bout à bout corniche



2F (PB) - angle à plat



3F (PF) - angle vertical



4F (PD) - angle plafond

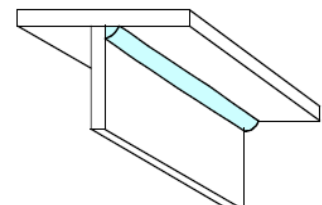


Figure 5 POSITIONS DE SOUDAGE

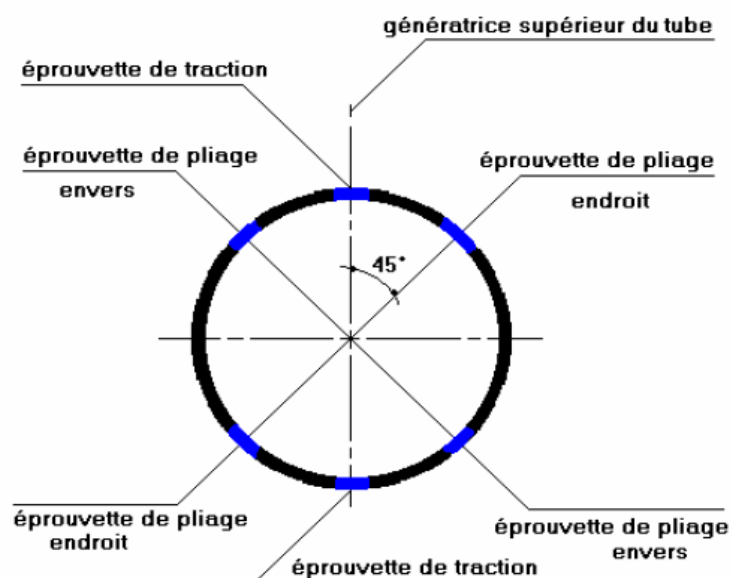


Figure 6 Méthode de prélèvement des éprouvettes sur des tubes soudés.

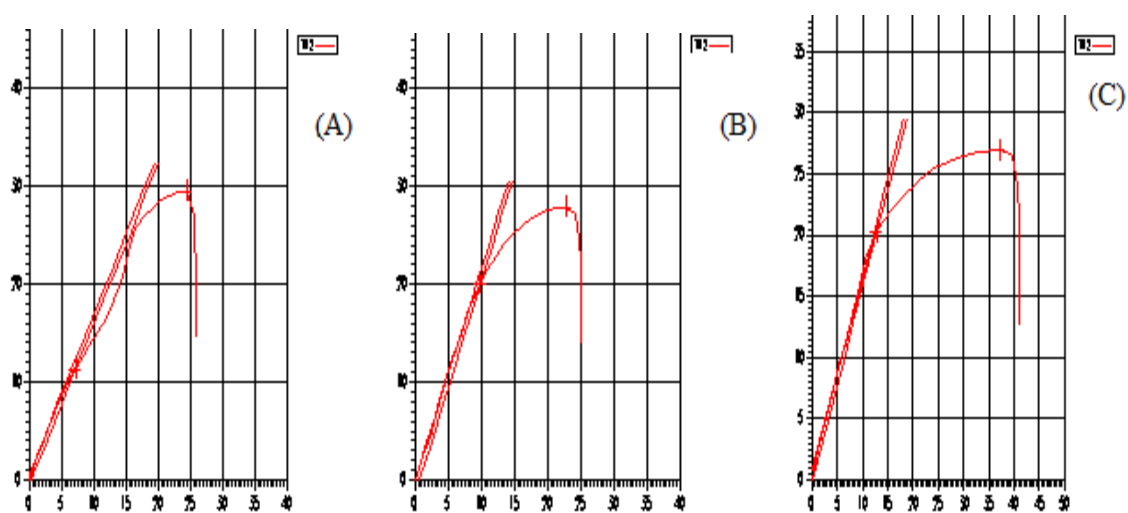


Figure 7 courbe de traction obtenues par l'essai de traction (A DSS/DSS)(B DSS/SS) (C SS/SS)



Welding Procedure Specification spécification de soudage

Sheet: 2/4
Feuille :

Nbr: ISG-SF 17 Rév: 1
N°:

Welding Position:

Position de Soudage:

Layers/Passes	Root&Hot	Fill/Bour.	Cap/Fini.
ASME Position			
Rot. Or/ou fix.	Fixe	Fixe	Fixe
Prog./Progrection	Up hill/Mont.	Up hill/Mont.	Up hill/Mont.

Rotation direction: N/A
Sens de rotation

Other : N/A
Autres:

PreHeat:

Préchauffage:

Base metal	Wall Thickness /Epaisseur Parois
Métal de base	All / Toutes
All / Tous	10°C Min
Root pass Filler métal Diam. (mm)	2.4
Diam. Métal d'apport passe de péné.	

Method: Propane Torche
Méthode: Torche propane
Inspection: Thermochrome Pens
Contrôle: Crayons thermochromes
Other: Pyrometre
Autres: Pyromètre

Electrical characteristics & Welding Technique:

Technique d'exécution du joint et caractéristiques électriques

Layers / Passes	Root / Pénétration	Hot / Chaude	Fill / Bourrage	Cap / Finition
Welding Process /Procédé de soudage	GTAW	GTAW	GTAW	GTAW
Welding Position /Position de Soudage	All Position for Site			
Current & polarity /Courant & Polarité	DC (-)	DC (-)	DC (-)	DC (-)
Filler métal / Métal d'apport	ER 316L	ER 316L	ER 316L	ER 316L
Φ Electrode / Electrode (mm)	WT 20 Φ2.4	WT 20 Φ2.4	WT 20 Φ2.4	WT 20 Φ2.4
Φ Rod / Fil (mm)	2 - 2.4	2 - 2.4	2 - 2.4	2 - 2.4
Amp. Range / Gamme d'intensités (A)	70 - 90	70 - 90	70 - 90	70 - 90
Volt. Range / Gamme de tension (V)	9 - 11	9 - 11	9 - 11	9 - 11
Max Heat input / Energie Max (kj/cm)	22.33	11.31	9.90	9.27
Gas / Gaz	Ar 99.99%	Ar 99.99%	Ar 99.99%	Ar 99.99%
Flow Rate / Débit (l / min)	10 - 20	10 - 20	10 - 20	10 - 20

Max Heat Input : 22,33 kj/cm

Figure 8 paramètres de soudages des soudures réalisées par métal d'apport ER316L



Welding Procedure Specification

spécification de soudage

Sheet: 2/3
Feuille :

Nbr:
N°:

ISG-SF 19

Rév: 1

Welding Position:

Position de Soudage:

Layers/Passes	Root&Hot	Fill/Bour.	Cap/Fini.
ASME Position		5G	6G
Rot. Or/ou fix.	Fixe	Fixe	Fixe
Prog./Progrection	Up hill/Mont.	Up hill/Mont.	Up hill/Mont.

Rotation direction:

Sens de rotation

N/A

Other :

Autres:

N/A

PreHeat:

Préchauffage:

Base metal	Wall Thickness /Epaisseur Parois
Métal de base	All / Toutes
All / Tous	15°C Min
Root pass Filler métal Diam. (mm) Diam. Métal d'apport passe de péné.	

Method: Propane Torche

Méthode: Torche propane

Inspection Thermochrome Pens

Contrôle : Crayons thermochromes

Other : Pyrometre

Autres: Pyromètre

Electrical characteristics & Welding Technique:

Technique d'exécution du joint et caractéristiques électriques

Layers / Passes	Root / Pénétration	Hot / Chaude	Fill / Bourrage	Cap / Finition
Welding Process /Procédé de soudage	GTAW	GTAW	GTAW	GTAW
Welding Position /Position de Soudage	All Position for Site			
Current & polarity /Courant & Polarité	DC (-)	DC (-)	DC (-)	DC (-)
Filler métal / Métal d'apport	ER-W- 259A-NL	ER2209	ER2209	ER2209
trade name	SANDVIK TIGROD 25.10.4.L	ESAB OK TIGROD 16.86	ESAB OK TIGROD 16.86	ESAB OK TIGROD 16.86
Φ Electrode / Electrode (mm)	WT 20 Φ2.4	WT 20 Φ2.4	WT 20 Φ2.4	WT 20 Φ2.4
Φ Rod / Fil (mm)	2.0 - 2.4	2.0 - 2.4	2.0 - 2.4	2.0 - 2.4
Amp. Range / Gamme d'intensités (A)	75 - 90	110 - 130	120 - 125	100 - 125
Volt. Range / Gamme de tension (V)	9 - 11	10 - 12	11 - 12	10 - 13
Heat input / Energie (kJ/cm)	12.62 - 18.50	8.56 - 12.14	8.39 - 9.53	8.73 - 12.37
Gas / Gaz	Ar 99.99%	Ar 99.99%	Ar 99.99%	Ar 99.99%
Flow Rate / Débit (l / min)	10 - 20	10 - 20	10 - 20	10 - 20

Figure 9 paramètres de soudages des soudures réalisées par métal d'apport ER2205

Référence bibliographiques :

- [1] **Jean-Louis MOIRON** avec le concours Bernad BONNEFOIS et Pierre-Jean CUNAT
Livre « Souder les aciers inoxydables »
- [2] **Badji riad** Influence des traitements thermiques à haute température sur l'évolution de la texture et de la microstructure des soudures d'acier inoxydable duplex 2205, these Phd 2008
- [3.4] Guide pratique pour le travail des aciers inoxydables duplex, première édition.
- [5] **M. Colombie et coll** Matériaux métalliques, DUNOD Paris, 2000.
- [6]**A. Desestret, J. Charles.** « Les aciers inoxydables austéno-ferritiques », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [7] **El Bartali, A.;** Apport des mesures de champs cinématiques à l'étude des micro mécanismes d'endommagement en fatigue plastique d'un acier inoxydable duplex., these Phd 2007
- [8]**C. W. Kovach.** « High Performance StainlessSteels ». Technical Marketing Resources, Inc, Pittsburgh, PA, USA, consultant au Nickel Development Institute, 2004.
- [9]**B. Barroux.** « Les aciers inoxydables ferritiques à 17% Cr », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [9]**O. Bletton.** « Les aciers inoxydables martensitiques », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [11]**Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, M 4
- [12]**S. Belakowsky.** « Soudage et collage ». DUNOD. Paris. 1990.
- [13]**R. Varissellaz.** « Soudage et éléments de conception ». DUNOD.Paris. 1998.
- [14]**D. Seferian.** « Métallurgie de la Soudure ». FUNOT. 1982.
- [15] **A.Zahia** ,Caractérisation de l'acier inoxydable X5CrNi18-10 et étude de son oxydation à température. UNIVERSITÉ MOULOUD MAMMERI DE TIZI-OUZOU (2013).
- [16] **Moussavi Torshizi S.E.** Ecouissage cyclique d'aciers inoxydables austénitique, ferritiques et austéno-ferritique : influence de l'histoire de chargement. Thèse de doctorat, Université de Lille1, 1997.
- [17]**Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, M 4
- [18] **R.Cazes.** Soudage à l'arc. Techniques de l'ingénieur, B7730, Août 1995.
- [19] **Jean-Yves Maetz**, Evolution de la microstructure d'un acier inoxydable lean duplex lors du vieillissement, these Phd
- [20] **G. Beranger, G. Henry, G. Sanz.** " livre de l'acier", Ed. SOLLAC, 1996.

[21] R. Castro, J.J. Cadenet

Métallurgie du soudage des aciers inoxydables et résistants à chaud, Dunod, Paris (1968).

[22] P.J. Cnat, Aciers inoxydables : Critères de choix et structure, Techniques de l'ingénieur, M 4540, 2000.

[23]BROOKS, J.A. et **THOMPSON, A.W.** Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds *International Materials Reviews*. 1991, Vol. 36, n° 1, p. 16-44.

[24] RAJASEKHAR, K. Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color metallographic and electron microprobe analysis study. *Materials Characterization*. 1997, Vol. 38, n° 2, p. 53-65.