



المدرسة الوطنية المتعددة الفنون
Ecole Nationale Polytechnique

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la
Recherche Scientifique

Ecole Nationale polytechnique (E.N.P)



المدرسة الوطنية المتعددة الفنون
Ecole Nationale Polytechnique

Mémoire de fin d'étude

pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en métallurgie.

Caractérisation microstructurale et mécanique de la soudure hétérogène des aciers inoxydables : Duplex-Austenitique.

Réalisé par :

LAADJEL Samir.

Proposé par :

Mr : BOUABDALLAH.

Codirigé par :

Mr : BOUDENIA Khelil.

Promotion 2005/2006.

Dédicaces

Je dédie ce travail

- *A mes parents qui me sont les plus chers au monde.*
- *A mes frères et mes sœurs surtout Fouad et Hacene et Affef.*
- *Au fils de ma sœur Walid.*
- *A toute ma famille surtout Lazhar et Hakim.*
- *A tous mes amis et surtout Ramdhane et Fateh.*
- *A tous mes collègues et surtout Lahcene et Hazmoune et Kahlouche et Guergour et Kellai.*
- *A tous ceux qui me sont chers.*
- *A la famille du Hamid SUISSI.*
- *A tous ceux qui m'ont aidé de loin et de près.*
- *A tous ceux qui travaillent au niveau de L'ENGTP de Hassi Messaoud.*
- *A tous ceux qui aiment l'ALGÉRIE, et qui sacrifient pour qu'elle reste toujours forte et solide.*

Samir.

Remerciements

Qu'il me soit permis de remercier et d'exprimer ma profonde gratitude en premier lieu à Dieu, mon créateur, de m'avoir donné toute la force nécessaire pour accomplir ce modeste travail ainsi mes parents et à Mr. BOUABEDALLAH mon promoteur, pour m'avoir confié un travail aussi intéressant et pour ses conseils, ses encouragements et son suivi attentif.

Je tiens également à remercier le chef de service de soudage et contrôle à l'ENGTP de Hassi Messaoud Mr. BOUDENIA ainsi que tous les ingénieurs en soudage du département de construction : Mr. HAMADA, Mr. YOUNECI, et WAHIL et l'ingénieur d'électricité Mr. IBRAHIM pour leur aide, ainsi que Mr. KAMEL du service de formation, Mr. BELHANICHE pour m'avoir beaucoup aidé.

Que Mr le président de jury, trouve ici mes remerciements pour m'avoir fait l'honneur de présider mon jury.

Que les membres du jury trouvent ici l'expression de ma profonde gratitude.

Et sans enfin oublier le chef du département de comptabilité de l'ENGTP Mr. BOUCHAKER qui a abordé mon orientation de mon travail.

Samir

Résumé :

Ce travail consiste à une caractérisation microstructurale et mécanique du soudage hétérogène des aciers inoxydables : duplex avec austénitique. La caractérisation structurale a pour but la mise en évidence de la structure Austéno-ferritique et la structure austénitique au niveau de la soudure, pour la caractérisation mécanique nous avons réalisé quelques essais mécaniques tels que : essai de traction, essai de pliage, essai de résilience et essai de microdureté, pour but d'étudier la résistance mécanique de chaque métal de base ainsi que la zone fondue.

Mots clés :

Les aciers inoxydables, austénitique, duplex, soudage hétérogène, procédé TIG.

Summary:

This work is a microstructure and mechanic characterization of the heterogeneous welding of stainless steels: duplex and austenitic. The structural characterization has as a goal to put in evidence the Austeno–ferritic structure and austenitic structure at the welding joint. For the mechanical characterization, we have realized some mechanical experiences such as: the traction essay; the folding essay; the resilience essay and the micro–hardness essay, for a goal of studying the mechanic resistance of each basis metal and the molten zone.

Key words:

Stainless steels; austenitic; duplex; heterogeneous welding; GTAW process.

المخلص :

هذا العمل يقتضي تشخيص البنية الجزئية و التشخيص الميكانيكي للتلحيم اللامتجانس للأصلا ب غير القابلة للصدأ: الأستينيت و الديلاكس. الهدف من التشخيص البنيوي هو توضيح البنية الأستينيتو-فيريتية و الفيريتية في خط اللحام. للتشخيص الميكانيكي نجرى عدة اختبارات منها : الشد، الطي، مقاومة الإنكسار، الصلابة، بهدف دراسة المقاومة الميكانيكية في كل معدن و في المنطقة الذائبة.
الكلمات المفاتيح:

الأصلا ب غير القابلة للأكسدة، الأستينيت، الديلاكس، التلحيم اللامتجانس، طريقة GTAW

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE :	1
-------------------------------	---

Partie 1- ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.

Chapitre 1 : LES ACIERS INOXYDABLES.

I.1. INTRODUCTION	6
I.2. ETUDE DES ACIERS INOXYDABLES	6
I.2.1. Etat structural	6
I.2.2. Diagramme d'équilibre de phases	7
I.2.3 Influence des éléments d'alliage	8
I.3. LES DIFFERENTS TYPES D'ACIERS INOXYDABLES	10
I.3.1. Aciers inoxydables martensitiques	10
I.3.2. Aciers inoxydables ferritiques :	11
I.3.3. Aciers inoxydables austénitiques	11
I.3.4. Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)	12
I.4. PROPRIETES MECANIQUES ET DES ACIERS INOXYDABLES	13

Chapitre 2 : LE SOUDAGE.

II.1. INTRODUCTION.....	15
II.2. LES DIFFERENTS PROCEDES DE SOUDAGE	15
II.2.1. 1 ^{ère} catégorie : soudage par pression.....	15
II.2.2. 2 ^{ème} catégorie : Soudage par fusion.....	15
II.3. LE SOUDAGE A L'ARC ELECTRIQUE	16
II.3.1. Les Caractéristiques des procédés de soudages à l'arc électrique	17

Chapitre 3 : METALLURGIE DU SOUDAGE.

III.1. PRESENTATION MACROGRAPHIQUE D'UNE SOUDURE SUR UN ACIER	19
III.1.1. Zone fondue	19
III.1.2. Zone de la liaison	19
III.1.3. Zone affectée thermiquement.....	19
III.2. PHENOMENES THERMIQUES DE SOUDAGE	19
III.2.1. Champ thermique de soudage.....	19
III.2.2. Les cycles thermiques de soudage.....	20
III.2.3. Répartition thermique	20
III.2.4. Soudage en plusieurs passes	21
III.2.5. Facteurs influencant des phénomènes thermiques.....	22

III.2.5.1. Influence de métal de base.....	22
III.2.5.2. Influence de la température initiale.....	22
III.2.5.3. Influence des conditions de soudage	22
III.3. PHENOMENES EN ETAT LIQUIDE.....	23
III.4. LA SOUDABILITE	23
Chapitre 4 : SOUDAGE DES ACIERS AUSTENITIQUES ET DUPLEX.	
IV.1. INTRODUCTION	25
IV.2.SOUDAGE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES	25
IV.2.1. Métallurgie du soudage des aciers austénitiques	26
IV.2.1.1. Traitements thermiques sur soudures.....	26
IV.2.1.2. Fissuration à chaud	27
IV.2.1.3.Fragilisation par formation de la phase sigma	27
IV.3.SOUDAGE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENO-FERRITIQUES.....	28
IV.3.1. Métallurgie du soudage des aciers austéno-ferritiques	29
IV.3.1.1. Traitements thermiques sur soudures.....	29
<u>Partie 2- PROCEDURE EXPERIMENTALE.</u>	
I. Présentation des matériaux utilisés	32
I.1. IDENTIFICATION DES METAUX DE BASE	32
I.1.1. Choix des métaux de base.....	32
I.1.2. Caractérisations des métaux de base.....	32
I.2. IDENTIFICATION DU METAL D'APPORT	32
I.2.1. Choix du métal d'apport	32
I.2.2. Caractérisation du métal d'apport.....	33
II. Soudage des tubes	33
II.1. CHOIX DU PROCEDE DE SOUDAGE.....	34
II.1.1. Procédé de soudage TIG pour les aciers inoxydables	34
II.2. FICHE TECHNIQUE DU SOUDAGE	35
III. <i>Caractérisation structurale</i>	37
III.1. EXAMEN METALLOGRAPHIQUE	37
III.1.1. Préparation de l'échantillon	37
III.1.2. Polissage	37
III.1.3. Examen macrographique	37
III.1.4. Examen micrographique	38
IV. <i>Caractérisation mécanique</i>	38

IV.1. ESSAI DE TRACTION	38
IV.1.1. Principe de l'essai de traction	38
IV.1.2. Localisation des éprouvettes de traction dans un joint soudé.....	39
IV.2. ESSAI DE PLIAGE	40
IV.2.1. Principe de l'essai de pliage.....	40
IV.2.2. Localisation des éprouvettes de pliage dans un joint soudé	40
IV.3. ESSAI DE RESILIENCE	41
IV.3.1. Principe de l'essai de résilience.....	41
IV.3.2. Localisation des éprouvettes de résilience dans un joint soudé	41
IV.4. ESSAI DE MICRODURETE	42
IV.4.1. Principe de l'essai de microdureté :	42
<u>Partie 3- RESULTATS ET INTERPRETATIONS.</u>	
<i>I. Résultats de l'examen métallographique</i>	<i>44</i>
I.1. EXAMEN MACROGRAPHIQUE.....	44
I.2. EXAMEN MICROGRAPHIQUE.....	44
<i>II. Interprétations de l'examen métallographique</i>	<i>47</i>
II.1. EXAMEN MACROGRAPHIQUE	447
II.1. EXAMEN MACROGRAPHIQUE	447
<i>III. Résultats des essais mécaniques</i>	<i>49</i>
III.1. L'ESSAI DE MICRODURETE	49
III.1. L'ESSAI DE TRACTION	50
III.1. L'ESSAI DE PLIAGE	50
III.1. L'ESSAI DE RESILIENCE.....	51
IV. Interprétations des essais mécaniques.....	51
IV.1. L'ESSAI DE MICRODURETE	51
IV.1. L'ESSAI DE TRACTION	52
IV.1. L'ESSAI DE PLIAGE	52
IV.1. INTERPRETATION DE L'ESSAI DE RESILIENCE.....	52
CONCLUSION :	53
Annexe A	54
Références bibliographiques.....	57

INTRODUCTION :

On estime aujourd'hui que 60 à 80% de la production mondiale de l'acier est destinée à la fabrication des produits soudés.

Le soudage est utilisé dans différents secteurs de l'industrie et en particulier dans le domaine pétrolier, en particulier, le raccordement des tuyauteries destinées au transport des fluides inflammables tels que le gaz ou le pétrole. L'acier le plus utilisé dans ce domaine c'est l'acier au carbone mais dans certains cas d'applications industrielles, on utilise des aciers spéciaux comme les aciers inoxydables grâce de leurs propriétés (mécaniques, résistance à la corrosion,...). Ces cas spéciaux peuvent présenter des problèmes, par exemple, le soudage hétérogène (soudage de deux aciers différents) comme le soudage d'un acier au carbone avec un acier inoxydable ou le soudage de deux aciers inoxydables différents (duplex avec l'austénitique par exemple) c'est le cas de notre travail.

En plus précisément, ce travail consiste à une caractérisation microstructurale et mécanique du soudage hétérogène des deux aciers inoxydables, duplex de type **A790** et austénitique de type **A 312 TP 304**, avec un métal d'apport de type **ER 2209**, par le procédé de soudage **TIG** (Tungsten Inert Gas).

La caractérisation structurale a pour but la mise en évidence de la structure Austéno-ferritique (duplex) et la structure austénitique au niveau de la soudure de notre échantillon.

Pour la caractérisation mécanique nous avons réalisé quelques essais mécaniques tels que : essai de traction, essai de pliage, essai de résilience et essai de microdureté, pour but d'étudier la résistance mécanique de chaque métal de base ainsi que la zone fondue.

Ce travail a été réalisé au niveau de l'ENGTP (Entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers) de Hassi Messouad.

L'ENTREPRISE GTP



A l'échelle nationale, GTP compte parmi les grandes entreprises de construction et est un chef de file des grandes réalisations dans secteurs de l'énergie et des hydrocarbures.

L'entreprise GTP assure des services de construction d'ouvrages destinés à la production, la transformation et la distribution des hydrocarbures, la pose de canalisation à grande distance, l'engineering, le procurement, la maintenance des installations industrielles, soudage, contrôle soudage et expertise.

GTP respecte des normes exceptionnellement élevées de qualité et sécurité et s'engage dans la protection de l'environnement et ce, à l'entière satisfaction de ses clients.

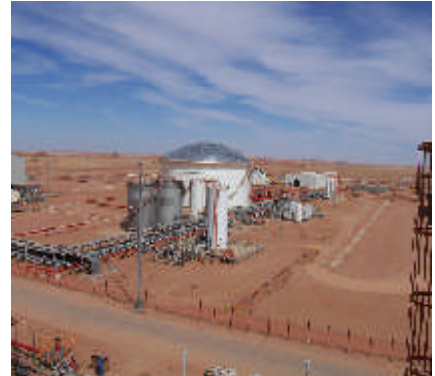
La stratégie d'affaire de GTP repose sur des piliers solides :

- Maximiser son expertise reconnue dans ses secteurs principaux (hydrocarbures et énergie).
- Se servir son expertise pour développer et acquérir des marchés dans le secteur de l'hydraulique offrant des perspectives prometteuses.



Missions de GTP :

- Etudes et réalisations des projets d'installation dans le domaine des hydrocarbures et des industries s'y rapportant.
- Engineering et contrôle de réalisation.
- Maintenance des équipements, des installations ou ensembles industriels.
- Expertise et contrôle dans le domaine du soudage.



Marchés :

- Secteur hydrocarbures.
- Secteur Chimie et pétrochimie.
- Secteur Energie électrique.
- Secteur Agro-alimentaire.
- Secteur Matériaux de construction.



Activités :

- Etudes, procurement, supervision, essais et mise en service d'installations industrielles.
- Génie civil et bâtiments industriels (terrassement massifs pour équipement).
- Génie mécanique (préfabrication et montage des structures métalliques, de tuyauterie, d'équipements statiques et dynamiques).
- Génie électrique (installation d'équipements électriques et d'instrumentation, étalonnage et montage des instruments).
- Canalisation (topographie, bardage de tubes, soudage et contrôle, tests hydrostatiques et protection cathodique).
- Soudage procédés SMAW, GTAW, GMAW, FCA, SAW.
- Contrôle (non destructif par rayons X, rayons Gamma et destructif par compression, traction, pliage, résilience et macrographie).
- Traitement thermique.
- Maintenance industrielle (intervention préventive et curative).

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.

Chapitre.

1

LES ACIERS INOXYDABLES.

I.1. Introduction :

Les aciers inoxydables sont des alliages Fe-Cr et Fe-Ni-Cr contenant éventuellement des éléments d'alliage soit de type interstitiel comme le carbone ou l'azote, soit de type métallique tels que le molybdène, le titane... Le qualificatif "inoxydable" est habituellement attribué lorsque l'alliage présente une concentration minimale d'environ 11 à 12% de chrome. Si l'on se réfère à une classification selon la composition chimique de l'alliage, les désignations d'aciers inoxydables au chrome, d'aciers inoxydables au chrome-nickel ou d'aciers inoxydables au chrome-nickel-molybdène sont employées. Cette classification est cependant un peu restrictive car l'addition d'éléments d'alliage leur confère une large variété de structures et donc de propriétés physiques, mécaniques et chimiques [1].

Un acier est considéré comme inoxydable s'il possède les caractéristiques suivantes :

- Haute résistance contre des éléments chimiques agressifs.
- Bonne résistance à la corrosion (en milieu aqueux et au contact de l'air humide).
- Résistance aux tâches, aux rouilles et aux piqûres ainsi qu'à l'oxydation à chaud.

I.2. Etude des aciers inoxydables :

I.2.1. Etat structural :

Avant d'examiner les différents équilibres, il est utile de rappeler les variétés allotropiques du fer. Les aciers inoxydables présentent une grande variété de structures. L'une des principales raisons est le fait que l'élément majoritaire, le fer, présente deux variétés allotropiques de structures cristallines en fonction de la température :

- en dessous de 910 °C, le fer a une structure cubique centrée, c'est le fer α ou ferrite.
- de 910 °C à 1400 °C, le fer se transforme en fer γ ou austénite dont la structure est cubique à faces centrées.
- une nouvelle transformation intervient de 1400 °C à 1538 °C pour donner le fer δ dont la structure est à nouveau cubique centrée.

Ces transformations qui sont réversibles peuvent se résumer suivant le **tableau 1**.

Fer α (ferrite) ($T < 910 \text{ C}^\circ$)	Fer γ (austénite) ($910 \text{ C}^\circ < T < 1400 \text{ C}^\circ$)	Fer δ (forme haute température) ($T > 1400 \text{ C}^\circ$)
Structure cubique centrée	Structure cubique à faces centrées	Structure cubique centrée

Tableau 1 : variétés allotropiques du fer et structures correspondantes.

Cette structure sera notamment influencée par la nature et la teneur en élément d'alliage, ils sont classés en deux groupes :

- Eléments alphagènes :

Ils favorisent la formation d'une structure cristallographique cubique centrée (ferrite) comme le chrome, molybdène, silicium, titane, niobium, vanadium, tungstène, l'aluminium.

- Eléments gammagènes :

Ce sont les éléments qui favorisent la formation d'une structure cristallographique cubique à faces centrées (austénite) comme le nickel, carbone, azote, cobalt et le manganèse.

C'est sur ces bases que plusieurs diagrammes ont été proposés, les digrammes Fe-Cr et Fe-Cr-Ni nous renseignons sur la structure des aciers inoxydables.

I.2.2. Diagramme d'équilibre de phases :

- Système Fer-Chrome :

Le diagramme binaire complet à l'équilibre fer-chrome (fig-1-) montre que l'existence de la phase γ est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « boucle γ » ; cette situation étant due au chrome qui, compte tenu de sa structure cristallographique, favorise le développement du domaine α [6].

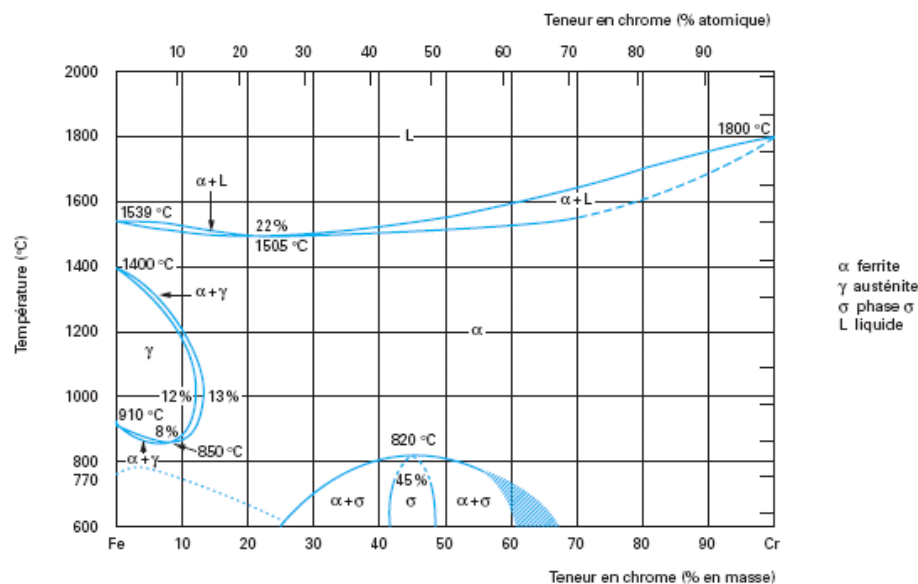


Figure -1- Diagramme d'équilibre de phases du système Fer-Chrome [6].

Au-delà de 13% de chrome, la phase (γ) disparaît. Par contre, si l'on ajoute des éléments gammagène, la boucle s'élargit.

- Système Fer-Chrome-Nickel :

En totalité ou au moins partiellement. La figure-2- montre une coupe verticale du diagramme Fe-Cr-Ni correspondant à 18% de chrome. On voit que l'importance de la transformation austénite \rightarrow ferrite varie avec la teneur en nickel. Mais il faut noter que la présence de nickel en fortes proportions engendre une hystérèse importante lors de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ à un point tel que l'austénite va rester parfaitement stable à la température ambiante, notamment lorsque la teneur en carbone de l'acier ne sera plus nulle.

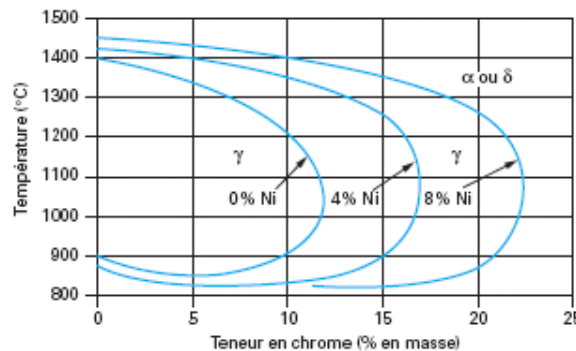


Figure -2- Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ [6].

L'effet gammagène du nickel est cependant beaucoup plus faible que celui du carbone. Si, par convention, l'effet gammagène du nickel est affecté d'un coefficient égal à l'unité, celui du carbone est généralement affecté d'un coefficient égal à 30 [6].

I.2.3 Influence des éléments d'alliage [2,6] :

Le Chrome :

C'est un élément stabilisateur de fer (α). Il est la cause de la passivation de l'acier et constitue, et augmente la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique), au delà de 12%, l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables.

Le molybdène :

C'est un élément formateur de fer (α). Il améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables en milieux réducteurs. En présence d'ions halogènes, il améliore en particulier la résistance à la corrosion par piqûres. De plus, il augmente la résistance du film passif et la résistance mécanique à chaud. L'alliage contenant 2 à 5% de molybdène, exposé à des températures de 500 à 1000°C pendant des durées allant de 1 à 1000 heures manifeste la formation de différents composés intermétalliques (altération de la résistance à la corrosion ainsi que les caractéristiques mécaniques).

Le silicium :

C'est un élément également formateur de fer (α). Il améliore les propriétés d'emploi à haute température (la résistance à l'oxydation à chaud) mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage. A teneurs élevées et dans certaines conditions, il augmente la résistance à la corrosion par exemple en milieux concentrés d'acide nitrique. Il possède un effet sigmagène.

Le vanadium :

Formateur de fer (α), intervient qu'en faible quantité dans les aciers martensitiques au chrome par formation de carbures pour rendre des aciers insensibles à la surchauffe. De plus il élève la résistance mécanique à chaud.

Le titane :

C'est un formateur de ferrite. Il se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec le carbone pour former un carbure de titane et avec l'azote pour former un nitrure de titane dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion intergranulaire.

Le niobium :

Il s'agit d'un formateur de ferrite. Il se combine également avec le carbone dans les aciers au Cr et au Cr-Ni et s'oppose à la corrosion intergranulaire.

Le nickel :

C'est un élément stabilisateur du fer (γ). Il élargit en effet le domaine d'existence de l'austénite en fonction de sa teneur jusqu'aux températures inférieures à 20°C. Il est avec le chrome un des plus importants éléments d'alliage des aciers inoxydables austénitiques. Le Ni améliore la résistance à la corrosion et renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension, et favorise la mise en œuvre par déformation plastique.

Le manganèse :

Il stabilise le fer (γ) et n'a pas d'influence reconnue sur la résistance à la corrosion, Classé comme élément gammagène mais il joue toutefois un rôle alphagène pour des teneurs supérieures à 7%.

Le cuivre :

Il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid.

Le carbone :

Il favorise le fer (γ). C'est l'élément essentiel non métallique de tous les aciers. Il élargit fortement le domaine austénitique. Son effet aux basses teneurs est d'environ 30 fois celui du nickel. Pour des raisons de corrosion chimique, la teneur en C est dans la plupart des cas maintenue très basse. Il provoque la formation de carbures de chrome $Cr_{23}C_6$ en diminuant la résistance à la corrosion intergranulaire.

L'azote :

Stabilisateur d'austénite. Il agit comme le carbone. La solubilité de l'azote augmente dans les aciers au Cr et au Cr-Ni avec l'accroissement de la teneur en Cr. Dans les aciers austénitiques l'azote accroît la stabilité de l'austénite et les caractéristiques mécaniques sans compromettre les valeurs de ténacité. Il retarde l'apparition de composés intermétalliques dans les aciers austéno-ferritiques.

Le soufre :

Il améliore l'usinabilité par enlèvement de copeaux. L'augmentation de la teneur en S conduit cependant à remettre en cause la résistance à la corrosion ce qui est à considérer lors du choix des aciers dans certaines conditions de sollicitations.

I.3. Les différents types d'aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables sont plus couramment classés selon leur structure micrographique. Ce type de classification a permis de mettre en évidence quatre grandes familles d'aciers inoxydables :

- Les aciers ferritiques (structure cubique centrée).
- Les aciers martensitiques (structure quadratique).
- Les aciers austénitiques (structure cubique à faces centrées).
- Les aciers austéno-ferritiques (duplex).

I.3.1. Aciers inoxydables martensitiques :

Ces aciers contiennent de 11.5 à 18% de chrome, la teneur en nickel peut aller jusqu'à 6% (amélioration de la ténacité) tandis que pour le molybdène, la teneur est limitée à 1.5% (amélioration de la résistance à la corrosion et la trempabilité). Les aciers martensitiques sont obtenus après trempe de la structure austénitique, ce qui confère à ces nuances une haute dureté ainsi que des valeurs de résistance mécaniques élevées (limite d'élasticité,...) [6].

I.3.2. Aciers inoxydables ferritiques :

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par le fait que leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température, c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$.

Aujourd'hui, pratiquement la teneur en Cr dans les aciers ferritiques est comprise entre 13 et 30% et le carbone est inférieur à 0.10%, Ils ne contiennent pas de nickel. On préfère additionner ceux qui stabilisent la ferrite comme par exemple le Mo pour améliorer la résistance à la corrosion. Pour des résistances à la corrosion élevées les aciers inoxydables ferritiques sont élaborés avec des teneurs en C et N extrêmement basses [2].

I.3.3. Aciers inoxydables austénitiques :

Les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent 80% du marché mondial. Les aciers inoxydables dits austénitiques, parce qu'ils conservent à température ordinaire la structure gamma, leur relative facilité de fabrication et de mise en œuvre, leur aptitude à la déformation et une grande résistance à la corrosion expliquent leur emploi dans des domaines d'applications très variés. La grande stabilité structurale des aciers inoxydables austénitiques dans un large domaine de température permet de les utiliser à la fois à basse température pour le stockage de gaz liquides et à haute température dans les échangeurs de chaleur.

Dans les aciers inoxydables austénitiques actuels, les limites des teneurs des éléments d'additions, s'inscrivent :

$$\text{Cr} : 16 \text{ à } 35\%, \quad \text{Ni} : 7 \text{ à } 26\%, \quad \text{C} \leq 0.12\% \text{ (\% en masse)}.$$

D'autres éléments d'alliage tels que Ti, Nb y sont ajoutés pour résister à certains types de corrosion comme la corrosion intergranulaire [2].

❖ Transformations structurales consécutives à un traitement thermique :

Les nuances austénitiques classiques n'ont pas de point de transformation au-dessus de la température ambiante. Au cours d'un réchauffage à haute température la taille de grain de l'austénite croît comme dans les aciers au carbone pour atteindre des valeurs de quelques centaines de μm à 1300°C. Cette croissance peut être plus ou moins inhibée par des particules de deuxième phase non mises en solution ou par des îlots de ferrite delta δ .

Si l'acier après hypertrempe est refroidi au-dessous de la température M_s une transformation partielle en martensite peut se produire. La martensite est toujours du type

martensite en lattes. Un maintien après hypertrempe stabilise la phase austénitique et inhibe donc en partie la transformation ultérieure en martensite.

En outre la phase austénitique peut dissoudre à chaud des quantités importantes de carbone (jusqu'à 0,35% en poids à 1200 °C) qui après hypertrempe à la température ambiante reste en sursaturation. Le carbone en sursaturation a tendance à précipiter sous forme de carbure dès que la température s'élève ou au cours de refroidissement si la trempe n'est pas suffisamment sévère [3].

I.3.4. Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) :

Les alliages biphasés dits « austéno-ferritiques » ont été découverts dans les années trente. Leurs propriétés mécaniques élevées permettent un allègement des structures et par leur tenue à la corrosion, ils présentent un rapport qualité/coût très attrayant pour de nombreux marchés spécifiques reconnus pour l'agressivité des milieux réactionnels (chimie, pétrochimie, eau de mer, dépollution, pâte à papier...) [3].

Les alliages austéno-ferritiques sont constitués d'un agrégat de grains ferritiques et de grains austénitiques. Les propriétés intrinsèques de ces nuances sont dues pour partie à leur structure biphasée $\alpha+\gamma$, les proportions recherchées sont 50% de ferrite (α) et 50% d'austénite (γ), ces fractions dépendent de la composition chimique (influence des éléments d'alliage) et du traitement thermique.

Généralement ces aciers contiennent 22 à 27% de chrome et environ 4 à 8% de nickel, ainsi que des additions de molybdène, de cuivre et d'azote. La variété des domaines d'application a conduit à une optimisation de la composition chimique en fonction des propriétés en service requises.

❖ Transformations structurales consécutives à un traitement thermique :

Les alliages austéno-ferritiques présentent de nombreuses évolutions structurales par traitements anisothermes ou isothermes. Ceux-ci concernent pour majeure partie la phase ferritique car celle-ci est connue pour présenter des vitesses de diffusion plus élevées que la phase austénitique de part sa faible compacité et d'autre part, comme nous l'avons vu, pour présenter un enrichissement en chrome et molybdène, éléments alphas, constituants privilégiés dans la formation de phases intermétalliques.

Nous regrouperons en trois catégories les évolutions structurales rencontrées dans les alliages austéno-ferritiques :

- celles se produisant au-dessus de 1050 °C (Cette transformation peut présenter une structure de type Widmanstätten ou ferrite aciculaire).
- celles se produisant dans l'intervalle 600-1050 °C (précipitation des carbures et des nitrures et formation des phases intermétalliques).
- celles se produisant en dessous de 600 °C (Les aciers austéno-ferritiques peuvent présenter un phénomène de fragilisation à température inférieure à 600 °C) [3].

I.4. Propriétés mécaniques et physique des aciers inoxydables :

Les propriétés mécaniques et physique des différentes familles d'acier inoxydable se trouvent dans le tableau suivant :

Type d'acier inoxydable	Limite d'élasticité Rp0.2 (N/mm ²)	Résistance à la rupture Rm (N/mm ²)	Allongement à la rupture A (%)	Magnétisme	Soudabilité
Ferritique	370	500	26	Ferromagnétique	**
Martensitique	-	-	-	Ferromagnétique	-
Austénitique	270	620	56	Amagnétique	**
Austéno-ferritique	620	840	30	Ferromagnétique	***

Tableau 2 : Propriétés mécaniques et physique des aciers inoxydables [10].

Chapitre.

2

LE SOUDAGE.

II.1. Introduction :

On estime aujourd'hui que 60 à 80% de la production mondiale de l'acier est destinée à la fabrication des produits soudés. Le soudage est utilisé dans les domaines de la fabrication et des assemblages métalliques à partir de la microélectronique jusqu'à la fabrication de grands corps de presses hydrauliques.

Le soudage est une opération qui consiste à réunir deux ou plusieurs parties constitutives d'un assemblage, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler ; soit par chauffage, soit par intervention de pression, soit par l'un et l'autre, avec ou sans métal d'apport dont la température de fusion est du même ordre de grandeur que celle du matériaux de base [7].

II.2. Les différents procédés de soudage [12] :

La classification des procédés de soudage se fait en considérant certaines caractéristiques telles que :

- Le type d'énergie mise en œuvre.
- Les paramètres physiques (température, pression, milieu extérieur).
- Le mode d'élaboration de la continuité de la matière (solidification depuis le liquide ou diffusion depuis le solide).
- La morphologie de la liaison qu'ils permettent de réaliser.

D'une manière très globale on classe les procédés de soudage sous deux importantes catégories :

II.2.1. 1^{ère} catégorie : soudage par pression :

Le soudage par pression consiste à amener le métal à l'état plastique par chauffage et de les réunir par pression ou par chocs sans avoir recours au métal d'apport. L'énergie dans ce type de procédé est mécanique. Dans ce cas la qualité des soudures dépend de la température à laquelle le métal est porté, ainsi que la force extérieure.

II.2.2. 2^{ème} catégorie : Soudage par fusion :

Dans cette classe l'assemblage se fait par la fusion locale du métal. Cette fusion est assurée par les différents types d'énergie électriques ou chimiques ...

Les principaux procédés contenus dans cette catégorie sont :

- Soudage à l'arc électrique.

- Soudage à l'arc sous gaz de protection.
- Soudage par jet de plasma.
- Soudage sous flux.
- Soudage par résistance.

II.3. Le soudage à l'arc électrique :

C'est un procédé de soudure par fusion où la chaleur est produite par un arc électrique, formé entre le métal de base et l'électrode, ou entre deux ou plusieurs électrodes. Le contact puis le léger éloignement de l'électrode par rapport aux pièces provoque l'arc électrique. L'électrode est constituée d'un métal dont les caractéristiques mécaniques, chimiques et physiques sont très proches du métal des deux pièces à souder.

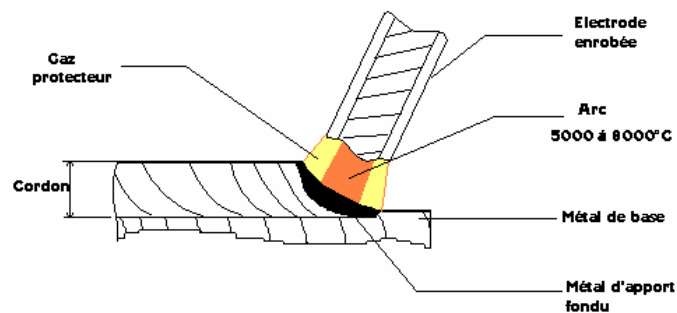


Figure -3- principe de soudage à l'arc électrique.

L'effet thermique provoque la fusion aussi bien de l'électrode que du métal de base, pour amorcer un arc il faut que le courant parcourt un circuit fermé d'une part la pièce et de l'autre l'électrode.

L'arc électrique est la source de chaleur à base de nombreux procédés de soudage, les raisons primordiales de ce choix sont :

- les effets thermiques aux électrodes : l'arc de soudage est un arc court entre une électrode formant ainsi l'outil, et les pièces à souder portées localement à la température de fusion.
- Les phénomènes de transport de matière qui s'instaurent naturellement et simultanément de l'électrode, lorsqu'elle est fusible, formant un dépôt se diluant avec les bords à souder pour constituer après refroidissement la liaison métallique recherchée. Il est à noter que pour le cas des électrodes réfractaires il n'y a pas de transfert entre l'électrode et la pièce.

Les procédés de soudage qui utilisent l'arc électrique comme source de fusion sont :

- Le soudage automatique sous flux.
- Le soudage avec électrodes enrobées.
- Le soudage semi-automatique sous protection gazeuse : MIG ou MAG.
- Le soudage avec électrodes réfractaires TIG [12].

II.3.1. Les Caractéristiques des procédés de soudages à l'arc électrique :

Le tableau 4 montre les différents facteurs et paramètres influents sur les procédés de soudage à l'arc électrique les plus connus dans l'industrie et spécialement au niveau de GTP.

Procédé	Caractéristiques
Electrode Enrobée	Procédé applicable à tous les métaux en toutes positions et d'un faible coût.
TIG	Soudures extrêmement bonnes en toutes positions. Requiert plus de préparations. Les faibles vitesses de dépôts limitent le procédé aux faibles épaisseurs, aux faibles diamètres et en première passe sur tuyauterie à haute sécurité.
Soudage semi-automatique	Domaine d'application diversifié. Les équipements sont plus coûteux, plus complexes et moins portables que ceux des électrodes enrobées. C'est un procédé propre avec des vitesses de soudage plus élevé qu'avec les électrodes enrobées.
Soudage automatique sous flux	Procédé à vitesses de soudage élevées et à pénétration élevée. Naturel pour le soudage des fortes épaisseurs.

Tableau 4 : Les principales Caractéristiques des procédés de soudages à l'arc électrique.

Chapitre.

3

METALLURGIE DU SOUDAGE.

III.1. Présentation macrographique d'une soudure sur un acier :

L'attaque chimique d'un échantillon pour macrographie fait apparaître, entre autres, les zones constitutives de la soudure, qui se manifestent par des intensités d'attaque ou des colorations différentes les unes des autres (fig-4-).

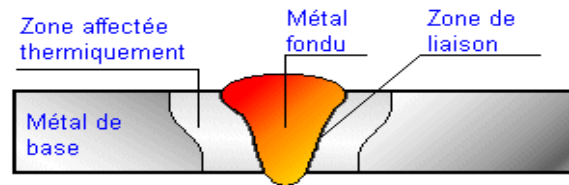


Figure-4- les zones constitutives de la soudure.

III.1.1. Zone fondue :

C'est la région qui fond effectivement pendant l'exécution de la soudure. Elle a été obtenue par la fusion du métal de base, avec la précipitation plus au moins importante d'un métal d'apport. Le métal qui constitue la soudure est appelé métal fondu. Le métal apporté à l'état liquide, c'est-à-dire avant dilution, est appelé métal déposé.

III.1.2. Zone de la liaison :

Cette zone correspond à la limite jusqu'à laquelle le métal de base a été porté à la fusion. Elle délimite ainsi la zone fondue et elle est mise en évidence par la différence de structure que l'on constate de part et d'autre.

III.1.3. Zone affectée thermiquement :

Le cycle thermique de soudage provoque au sein de cette zone, à partir de l'état initial, une ou plusieurs transformations à l'état solide intervenant à l'échauffement. Chaque transformation étant caractérisée par une température minimale. La limite extérieure de la zone affectée correspondante coïncide avec l'isotherme caractéristique de cette température.

III.2. Phénomènes thermiques de soudage :

III.2.1. Champ thermique de soudage :

Dans une soudure la zone affectée thermiquement (ZAT), peut être le siège de changement structural ou de constitution, entraînée par un cycle thermique à l'état solide, tels que grossissement du grain, précipitation, coalescence, etc.... Ces modifications étant fonction de la température maximale apportée, définissent un **champ thermique de soudage**.

III.2.2. Les cycles thermiques de soudage :

Pendant l'exécution d'une phase de soudage, si l'on mesure la température en un point bien déterminé, par sa distance à l'axe du joint et sans hauteur dans l'épaisseur des pièces, on relève en ce point l'évolution de la température en fonction du temps ($\theta = f(t)$). Autrement dit, on relève le cycle thermique appliqué à ce point lors du passage de la source de chaleur.

Le cycle thermique, par les renseignements qu'il apporte :

- La température maximale atteinte au point de mesure θ_m .
- Le temps de séjour à haute température t_s .
- L'allure de refroidissement V_r avec une phase de refroidissement.
- La phase de réchauffage.

donne le traitement thermique localement subi par le métal.

Les cycles thermiques dépendent des variables suivantes :

- Position et distance du point considéré par rapport à la ligne de soudure.
- Procédé de soudage et ses paramètres.
- Epaisseur des pièces et type de joint.
- Température initiale de la pièce.

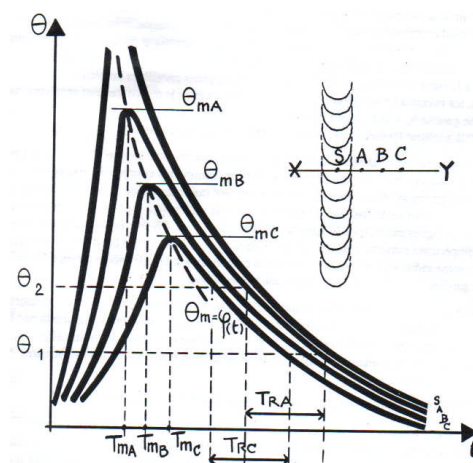


Figure -5- Faisceau de courbes de cycle thermique [11].

III.2.3. Répartition thermique :

Les phénomènes thermiques de soudage montrent que l'opération de soudage se distingue des opérations métallurgiques classiques par :

- Les vitesses de l'échauffement sont très élevées.
- Les températures maximales des différents points des pièces qui varient avec leurs distances au joint de soudure.
- Les durées de maintien de ces températures qui sont relativement faibles.

Si on effectue des mesures simultanément, en multiples points dispersés en des endroits de plus en plus éloignés de l'axe du cordon, on peut retracer l'histoire thermique de tous ces points et la représenter à une instante donnée (fig-6-).

Si nous voulons accéder à la répartition topographique aux alentours de la soudure, il faut connaître les courbes qui traduisent la répartition thermique et en particulier la courbe $\theta_M = f(x)$ donnant la variation de la température maximale θ_M atteinte en chaque point en fonction de la distance x grâce à la courbe $\theta_M = f(x)$, nous pouvons situer la limite extérieure de la zone où ce phénomène est susceptible de se produire [11].

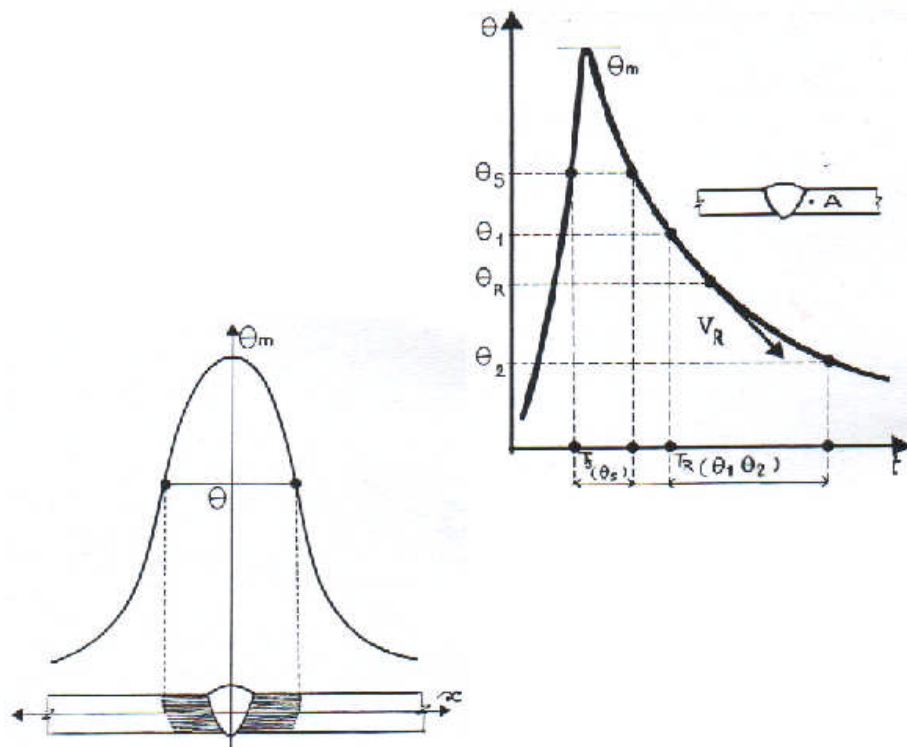


Figure -6- Courbe de répartition thermique [11].

III.2.4. Soudage en plusieurs passes :

La répartition thermique précédemment décrite ne s'applique qu'au cas d'un soudage en une seule passe ou alors la première d'une série. L'évolution de la température pour les passes qui suivent dépend des facteurs suivants :

- La température initiale.
- Le nombre, la position des passes et des conditions de soudage.
- L'intervalle de temps interpasses.
- La position par rapport à la soudure du point désigné pour étudier le variation de la température.

III.2.5. Facteurs influençant des phénomènes thermiques :

III.2.5.1. Influence de métal de base:

Il intervient par ses propriétés physiques (la conductibilité thermique et la capacité calorifique), la masse de métal, pratiquement représentée par son épaisseur intervient également. Il faut tenir compte de l'influence géométrique (épaisseur, position des pièces à souder, chanfreins).

III.2.5.2. Influence de la température initiale:

La température initiale de la pièce est également un facteur de grande influence sur le cycle thermique. Elle joue sur le temps de séjour à haute température, ainsi que sur la vitesse de refroidissement. Elle peut être contrôlée par un préchauffage ou postchauffage.

- Préchauffage :

Le préchauffage est utilisé pour éviter la formation de structures fragiles dans la ZAT, et pour permettre à l'hydrogène dissout dans les pièces de diffuser vers l'extérieur. Et le principal but du préchauffage est l'amélioration des conditions de refroidissement, en vue d'éviter la formation de constituants de trempe ou de semi-trempe (martensite).

III.2.5.3. Influence des conditions de soudage:

L'influence des conditions de soudage peut s'exprimer en fonction de l'énergie mise en jeu durant l'opération.

A chaque procédé de soudage est associé une énergie de plus au moins grande valeur. Cette valeur qui qualifie l'apport calorifique, intervient lors du processus physico-chimique du soudage en modifiant les caractéristiques du cycle thermique (température maximale, vitesse d'échauffement et de refroidissement).

. Calcul de l'énergie de soudage :

1- l'énergie nominale (En) : c'est l'énergie directement fournie par l'arc.

$$En = \frac{60 \times U \times I}{1000 \times V} \cdot [\text{Kj/cm}].$$

V : vitesse de soudage [cm/min].

2- l'énergie équivalente (E_{eq}) : elle résulte d'une correction de l'énergie nominale en fonction du coefficient k et du rendement de l'arc.

$$E_{eq} = E_n \times \eta.$$

η : En fonction du procédé de soudage, du type de courant, de l'épaisseur des pièces assemblées et de la nature des métaux.

III.3. Phénomènes en état liquide :

- **La dilution :**

Le métal fondu peut être obtenu uniquement par fusion du métal de base et on parle alors de « soudage sans métal d'apport ». Mais une certaine proportion du métal fondu peut provenir d'un apport extérieur ; on parle alors de « soudage avec métal d'apport ». On appelle alors dilution, la proportion (en volume) de métal de base entrant dans la constitution du métal fondu :

$$dilution = \frac{\text{volume } v \text{ de métal de base fondu}}{\text{volume } V \text{ de métal fondu}} \times 100.$$

En l'absence de métal d'apport, cette dilution, bien entendu, égale à 100%.

II.4. La soudabilité :

On considère qu'un matériau métallique à un degré donné par un procédé donné et pour un type d'application donné, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui par leurs caractéristiques locales et les conséquences de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement.

Comme on peut le remarquer, la soudabilité n'est pas mesurable et dépend de nombreux facteurs dont les principaux sont :

- La nuance de l'acier (notamment la composition chimique réelle et complète, les caractéristiques mécaniques).
- Les caractéristiques dimensionnelles (notamment l'épaisseur à souder, les formes et les masses des pièces).
- Le mode opératoire de soudage (notamment le procédé de soudage).
- Le traitement thermique éventuel du joint soudé.
- Les conditions de service.

Chapitre.

4

***SOUDEGE DES ACIERS AUSTENITIQUES
ET DUPLEX.***

IV.1. Introduction :

Pour le soudage des aciers inoxydables on peut utiliser presque tous les procédés connus de soudage. Par conséquent en raison de la forte dilatation thermique et de la faible diffusivité de la chaleur de ces aciers inoxydables on recherchera de préférence les procédés de soudage dégageant la plus petite énergie thermique, la plus faible localisation, les plus courts temps d'échauffement et de refroidissement possibles. Pour le soudage par fusion des plus grosses sections on procède par l'édification du cordon de soudure par petites passes successives. Afin d'empêcher la perte par oxydation des principaux éléments d'alliages tous les procédés de soudage par fusion assurent en outre une excellente protection contre l'oxydation de l'air des bains de soudure.

Le procédé le plus utilisé pour souder les aciers inoxydables austénitiques et duplex est le soudage **TIG**.

IV.2.Soudage des aciers inoxydables austénitiques :

L'addition d'éléments d'alliage au système Fe-Cr-Ni va modifier :

- le domaine de stabilité de l'austénite à haute température. Les éléments gammagènes (comme équivalente), déplacer le domaine F + A vers la gauche et les éléments alphagènes (comme équivalent), déplacer le domaine F + A vers la droite [10].

Le diagramme de DELONG (fig-7-) qui définit la structure des aciers à haute température (~1 150 °C) à partir de deux données, l'équivalent chrome et l'équivalent Nickel :

Équivalent chrome : % Cr + % Mo + 1,5 (% Si) + 0,5 (% Nb).

Équivalent nickel : % Ni + 30 (% C) + 30 (% N) + 0,5 (% Mn).

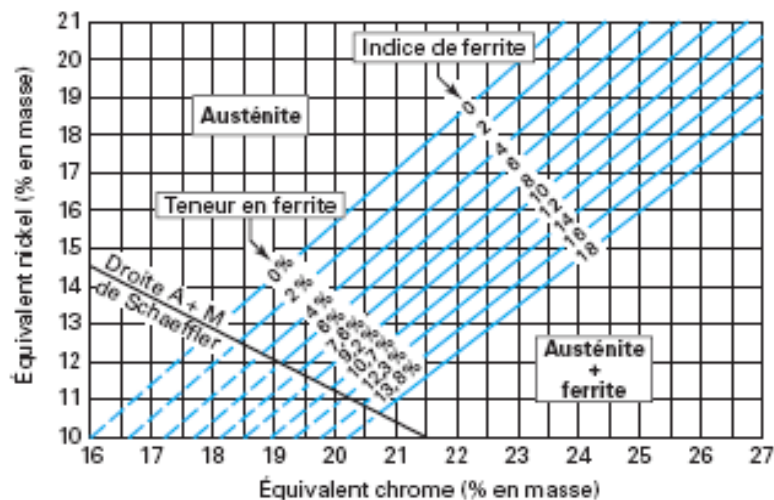


Figure -7- Diagramme de constitution des aciers inoxydables à l'état brut de soudage, d'après

Delong [6].

- La stabilité de l'austénite à basse température. Pratiquement, tous les éléments ajoutés en solution solide dans l'austénite vont diminuer sa tendance à se transformer en martensite à basse température en abaissant le point M_s , mais aussi en augmentant l'hystérèse de la transformation $\gamma \longrightarrow \alpha$ [10].

En général, la composition chimique de ces aciers est établie pour qu'à l'équilibre, leur structure soit austénitique à haute température inférieure à 1 100 °C environ. A plus haute température, la structure peut être mixte Austéno-ferritique, voir totalement Ferritique (δ).

Si les conditions thermiques le permettent (refroidissement lent, maintiens aux températures convenables), le carbone va précipiter sous forme de carbures du type $M_{23}C_6$ (M pouvant être du chrome seul ou du fer et du chrome ou encore du fer, du chrome et du molybdène par exemple, mais le chrome reste l'élément principal), cette précipitation, qui se fait tout d'abord dans les joints des grains et ultérieurement, dans les grains eux-mêmes, appauvrit en chrome l'austénite qui est voisine, la rendant ainsi sensible à la corrosion qui prend une forme intergranulaire.

Les éléments d'alliages contenus dans un acier austénitique vont intervenir dans le développement de cette précipitation :

- Le nickel et le silicium, en diminuant la solubilité du carbone, vont favoriser la précipitation des carbures $M_{23}C_6$.
- Le chrome, le molybdène et l'azote par contre vont limiter cette précipitation [10].

IV.2.1. Métallurgie du soudage des aciers austénitiques :

IV.2.1.1. Traitements thermiques sur soudures [10] :

Au cours d'un cycle thermique de soudage, un acier inoxydable austénitique ne subira une transformation structurale que si sa température a dépassé 1 150 °C environ. Mais alors, compte tenu de la rapidité des cycles thermiques engendrés par le soudage, les transformations seront généralement incomplètes. Il faut noter par ailleurs que si la température atteinte au cours du cycle thermique est comprise entre 500 et 850 °C environ, le métal pourra être le siège d'une précipitation intergranulaire de carbures de chrome.

Une soudure d'acier inoxydable austénitique pourra, après son retour à la température ambiante, se présenter comme suit :

* **Métal fondu** : il se solidifie à l'état Austéno-ferritique ou totalement Ferritique et sa transformation ferrite (δ) \longrightarrow austénite n'est généralement pas complète par suite de la rapidité du refroidissement. Il subsiste donc à la température ambiante une certaine proportion

de ferrite (δ) d'autant plus élevée que le refroidissement à haute température ($> 1\ 250\ ^\circ\text{C}$) a été plus rapide.

* **La ZAT** : dans la Zone affectée thermiquement, on peut distinguer :

- Au voisinage du métal fondu, une partie dont la température a dépassé $1\ 100\ ^\circ\text{C}$ et dont le métal a subi plus ou moins partiellement la transformation austénite \longrightarrow ferrite (δ) (la quantité de ferrite (δ) restant néanmoins toujours faible). La rapidité du refroidissement peut faire que subsiste dans cette zone une certaine proportion de ferrite (δ). Il faut noter que l'existence d'une structure bi-phasée à haute température limite très sensiblement le grossissement des grains.
- Une partie qui suit la précédente et dont la température atteinte au cours du cycle se situe entre $1\ 100$ et $850\ ^\circ\text{C}$. Dans cette zone, le métal a subi un nouveau traitement d'hypertrempe et subsiste donc un métal austénitique comparable à celui du métal de base.
- Une partie enfin dont la température maximale a été comprise entre 500 et $850\ ^\circ\text{C}$ et dans laquelle des carbures de chrome ont pu précipiter aux joints des grains d'austénite.

IV.2.1.2. Fissuration à chaud :

Ce type de fissuration se produit à haute température ($> 1\ 100$ - $1\ 200\ ^\circ\text{C}$) au cours du refroidissement. Les fissures sont interdendritiques et suivent les joints de solidification dans le cordon de soudure, parfois cependant (nuances stabilisées au Nb) elles affectent le métal de base au voisinage du cordon de soudure. Les mécanismes proposés admettent que ce phénomène est dû à des ségrégations au cours de la solidification conduisant à un enrichissement des joints en structures à bas point de fusion avec élargissement de l'intervalle de solidification. Les éléments néfastes sont P, S, Nb, Si, B...etc.

En effet ces éléments forment souvent des eutectiques à bas point de fusion entraînant la décohésion des grains sous l'influence des contraintes de retrait.

En plus de la solution analytique visant à diminuer la teneur en éléments néfastes. Cette fissuration à chaud peut également s'étendre, pour les mêmes raisons, dans les joints de grains de la ZAT au voisinage immédiat du métal fondu [13].

IV.2.1.3. Fragilisation par formation de la phase sigma :

La présence de la ferrite dans un acier austénitique peut toutefois engendrer un processus de fragilisation si le métal est maintenu longtemps à une température comprise entre 650 et $900\ ^\circ\text{C}$. En effet, la ferrite peut alors être le siège d'une précipitation de composés intermétalliques formés de fer et de chrome (et éventuellement d'autres éléments

présents dans le métal) désignés sous le terme général de phase sigma. Cette phase sigma dure, fragile et non magnétique, est responsable d'un léger durcissement mais surtout d'une fragilisation importante et d'une diminution de la résistance à la corrosion dans les milieux très oxydants. La formation de cette phase sigma fait intervenir la diffusion du chrome et de ce fait elle exige des teneurs en chrome élevées. Certains éléments d'alliages tels que Mo, Si, Ti, augmentent le risque d'apparition de phase sigma.

Lorsqu'une précipitation de phase sigma est constatée, il est possible de la faire disparaître par un chauffage à température supérieure à 1 000 °C.

IV.3.Soudage des aciers inoxydables austéno-ferritiques :

Les aciers Duplex ont une bonne soudabilité à condition de respecter certaines règles métallurgiques. En effet, l'obtention d'un métal déposé Duplex est due à l'association d'un cycle thermique de soudage et d'une analyse du métal déposé spécifiques.

Un acier duplex se solidifie en phase ferrite (α) puis s'opère la transformation partielle ferrite (α) en austénite (γ). A analyse chimique égale à celle du métal de base, le cycle thermique de soudage est trop rapide pour permettre la formation d'une quantité suffisante d'austénite (γ) et ainsi une bonne résistance à la corrosion et des caractéristiques mécaniques élevées. Ceci explique qu'en règle générale, les produits consommables sont enrichis en élément favorisant la phase austénitique (Ni, N₂).

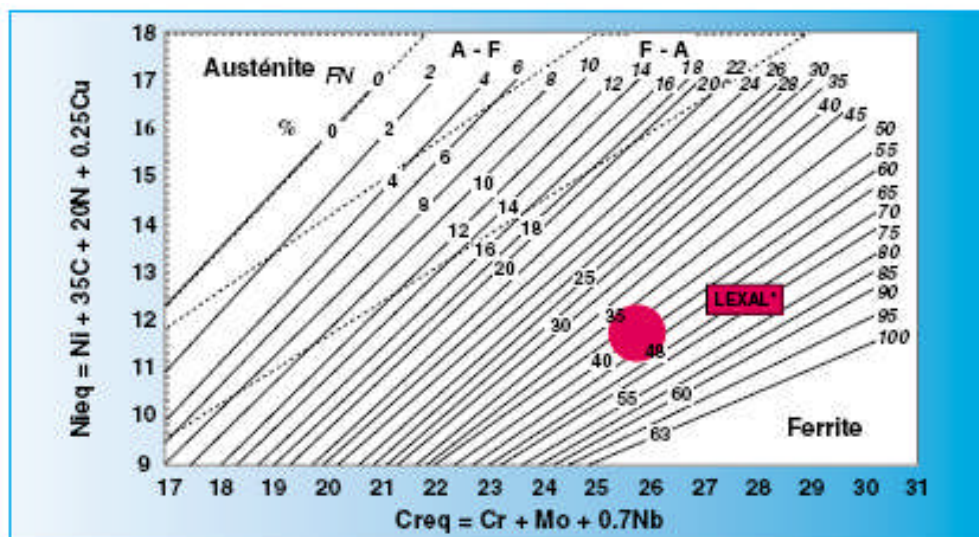


Figure -8- Diagramme WRC 1992.

IV.3.1. Métallurgie du soudage des aciers austéno-ferritiques :

IV.3.1.1. Traitements thermiques sur soudures [10] :

* **Métal fondu** : nous regrouperons en trois catégories les évolutions structurales rencontrées dans la zone fondue dans les alliages austéno-ferritiques :

1- **Transformations à température supérieure à 1 000 °C** : Les nuances austéno-ferritiques se solidifient entièrement en mode δ (ferrite). ce n'est qu'au cours du refroidissement que la transformation peut présenter, en particulier sur métal refondu par procédé TIG, une structure de type widmanstätten ou ferrite aciculaire (on devrait parler ici d'austénite aciculaire car c'est la transformation $\alpha \longrightarrow \gamma$ qui prend place au refroidissement). La transformation $\alpha \longrightarrow \gamma$ peut être également incomplète si la vitesse de refroidissement est grande.

La modification en fractions volumiques par traitement thermique des phases δ et γ s'accompagne d'une évolution de la composition chimique de chacune des phases. La ferrite en particulier, en fraction volumique supérieure après traitement à 1200°C, contient proportionnellement moins de molybdène et de chrome tandis que probablement simultanément l'austénite s'enrichit en azote. Toutefois soulignons, dès à présent, l'intérêt des additions d'azote qui en reportant vers les plus hautes températures de transformation γ δ (ferrite), permettent de limiter cet enrichissement en ferrite en ZAT et dès lors d'y conserver des structures alpha/gamma en fonction volumiques et compositions chimiques analogues à celles du métal de base.

2- Transformation à température comprise entre 1 000 et 600 °C :

- **Précipitation de carbures et de nitrures** : Pour des nuances avec des additions maîtrisées d'azote, une précipitation de nitrures de chrome (CrN) peut survenir. Les précipités Cr_2N ont une structure hexagonale et une enthalpie de formation vers 900°C voisine de celle des carbures Cr_{23}C_6 , ce qui rend la simultanéité de leur formation possible. Les précipités apparaissent d'abord sur les joints α/γ et α/α . Des précipitations intergranulaires, principalement en ZAT fortement ferritique, ont également été observées.

- **Formation de composés intermétalliques** : Entre 600 et 1000°C ; suivant la composition chimique de l'alliage et la nature du traitement thermique, peuvent apparaître différents composés intermétalliques dans la ferrite.

3- Transformation intervenant entre 600°C et la température ambiante :

- **Transformation $\alpha \longrightarrow \alpha'$** : Comme les aciers ferritiques dont la teneur en chrome est élevée, les aciers austéno-ferritiques peuvent présenter un phénomène de fragilisation à température inférieure à 600°C. Celui-ci s'accompagne d'un durcissement important de la ferrite résultant pour partie de la formation de phase α' . Dans ce cas la phase ferritique est le siège de formation alternée de plages très enrichies ou appauvries en chrome. La teneur locale en chrome peut atteindre 80%.

* **La ZAT**: les ZAT de soudure Austéno-Ferritique peuvent subir deux types de modifications structurales :

1- Un accroissement de la teneur en ferrite consécutive au cycle thermique de soudage dont la vitesse de refroidissement est trop rapide pour une rétransformation complète en austénite de ferrite formée au chauffage (ne pas utiliser des énergies de soudage trop élevées).

2- Une transformation partielle de la ferrite en phase intermétallique accompagnant ou non une précipitation de carbures et/ou des nitrures, en particulier en présence de réaffectation thermique (ne pas utiliser des énergies de soudage trop élevées).

PROCEDURE EXPERIMENTALE.

I. Présentation des matériaux utilisés :

I.1. Identification des métaux de base :

I.1.1. Choix des métaux de base : Les métaux de base sont les aciers inoxydables duplex et austénitiques, qui possèdent une bonne soudabilité.

I.1.2. Caractérisations des métaux de base :

- Métal de base N° 1 : **Acier duplex (Austéno-ferritique).**
 - Classification : **A 790.**
 - Composition chimique :

Eléments	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si	P	S
Teneur	22,25	6,2	3,0	0,14	0,025	1,86	0,95	0,02	0,01

- Propriétés mécaniques:

Propriétés	Résistance à la rupture Rm (N/mm ²)	Limite d'élasticité Rp0.2 (N/mm ²)	Allongement à la rupture A (%)
Métal de base N° 1	620	450	25

- Métal de base N° 2 : **Acier austénitique.**
 - Classification : **A312 TP 304.**
 - Composition chimique :

Eléments	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si	P	S
teneur	18,8	8.95	-	-	0,08	2,00	1,00	0,045	0,03

- Propriétés mécaniques :

Propriétés	Résistance à la rupture Rm (N/mm ²)	Limite d'élasticité Rp0.2 (N/mm ²)	Allongement à la rupture A (%)
Métal de base N° 2	515	205	54

I.2. Identification du métal d'apport :

I.2.1. Choix du métal d'apport :

Le choix du métal d'apport s'est fait certains :

- La nuance et caractéristiques des deux métaux de base (doit avoir une composition chimique plus proche que les deux métaux de base soudés pour l'obtention d'une homogénéité au niveau des joints soudés).
- Le métal d'apport possède des meilleurs propriétés spécifiques (résistance à la corrosion, tenue à la chaleur, haute limite d'élasticité, grande ductilité, etc....) que les deux métaux de base
- Le métal déposé doit satisfaire à certains Cahiers des charges ou normes.

Pour le soudage TIG des aciers inoxydables duplex avec austénitiques, le métal d'apport le mieux adapté est le **ER 2209 (voir Annexe)** de nuance plus proche que le duplex et sous forme de tige.

I.2.2. Caractérisation du métal d'apport :

- **Classification :** AWS A5.9-95 ER 2209.

- **Composition chimique :**

Eléments	Cr	Ni	Mo	N	C	Si	Mn	P	S
Teneurs	22,5	9,0	3,0	0,15	0,015	0,4	1,7	0,02	0,005

- **Propriétés mécaniques:**

Propriétés	Résistance à la rupture Rm (N/mm ²)	Limite d'élasticité Rp0.2 (N/mm ²)	Allongement à la rupture A (%)
Métal d'apport	750	580	30

II. Soudage des tubes :

Les tubes utilisés ont les dimensions suivantes :

- Un diamètre de **2" (2x 2,24 cm)**.
- Une épaisseur de **5,54mm**.

Après l'usinage d'un chanfrein sur un tour parallèle sur chaque bord du tube (le chanfrein choisi est en forme de demi V avec une ouverture d'angle de 37°). Puis un nettoyage mécanique (par un brossage) s'impose avant l'exécution de la soudure afin d'éviter la contamination du bain fondu par les poussières ou les grains présents sur les tubes et plus précisément sur les bords à souder.

II.1. Choix du procédé de soudage :

On a utilisé dans notre cas le soudage TIG manuel pour la première passe, ce choix est justifié par la bonne qualité des cordons qui sont exempts de défauts en surface, de même que d'excellentes propriétés mécaniques des joints soudés.

Le soudage a été complété par une passe par le même procédé de soudage TIG à cause de la faible épaisseur des tubes.

II.1.1. Procédé de soudage TIG pour les aciers inoxydables :

II.1.1.1. Principe du procédé:

Le soudage est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre l'électrode infusible de tungstène (de \varnothing 1,0 mm à \varnothing 8,0 mm) et la pièce à souder. Le métal d'apport (baguette de fil dressé de \varnothing 1,2 mm à \varnothing 4,0 mm) est amené manuellement dans le bain de fusion. Le bain de fusion est protégé de l'atmosphère externe par un cône invisible d'inertage de gaz de protection (99,99% d'argon). Un générateur électrique fournit le courant continu ou alternatif avec une intensité variant de 75 à 180 ampères en fonction de différents paramètres comme le diamètre du fil, la position de soudage, le type d'assemblage, le type de la torche (torche sèche –refroidissement à l'air- et torche humide –refroidissement à l'eau-), la dimension et la nuance des pièces à assembler. La polarité de l'électrode est toujours négative en courant continu (polarité directe).

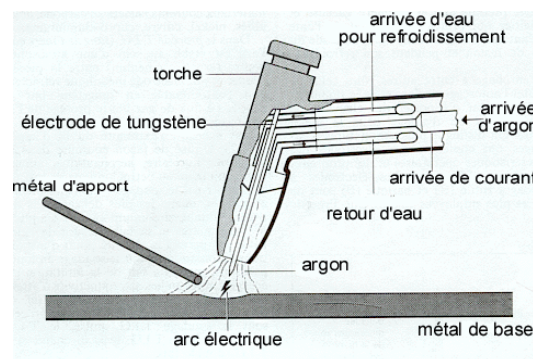



Figure -9- principe du procédé TIG.

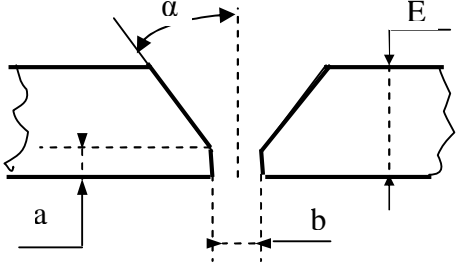
Exemples d'applications :


Ce procédé est très utilisé dans l'industrie, car son procédé de fusion entraîne moins de déformations que le chalumeau. Il est employé dans la construction mécano-soudée, la chaudronnerie, les charpentes métalliques, les chantiers navals, l'industrie automobile, le nucléaire, l'aérospatiale.

II.2. Fiche technique du soudage :

Cette fiche nous renseigne sur les paramètres utilisés lors de l'exécution de la soudure de nos tubes ainsi que les conditions avec lesquelles s'est déroulée l'opération, les spécifications concernant les conditions de soudage.

	Spécification de Soudage Projet : PFE "Soudage hétérogène duplex-austénitique"	WPS - 001/06
		Date : 23/04/06
		Page : 1 sur 3.

Titre :		PROCEDURE DE SOUDAGE HETEROGENE				
Procédés de soudage						
GTAW (TIG)						
Métal de base :						
Nuance	Grade	Ø (")		Ep.(mm)		P Nbr
		Min.	Max.	Min.	Max.	
A790	S31803			1,6	11	10H.1
AVEC						
A312	TP304			1,6	11	8.1
Autres : Pipeline accessoires/Accessoires de Canalisation						
Métal d'apport : (AWS – ASTM / Class).						
Passe	Pénétration	Bourrage	Finition			
Type	ER 2209	ER 2209	ER 2209			
AWS-SFA	5.9	5.9	5.9			
F n°	6	6	6			
A n°	8	8	8			
Ø (mm)	2,0 - 2,4	2,4	2,4			
Flux : AWS Class.						
Autres :						
Conception du joint:						
						
Type de chanfrein : V Angle : $\alpha = 37,5^\circ \pm 2,5^\circ$. Talon : $a = 1,6 \pm 0,8$. Ecartement : $b = 2,6 \pm 1,6$. Nature supp : Envers. Forme : Dimensions : Préparation : Les bords à souder sont préparés d'origine ou par découpage ou chanfreinage et meulage. Ils sont débarrassés de tout excès d'oxyde, rouille, graisse ou peinture. Les dispositions exactes des passes dépendent des paramètres de soudage choisis.						
Gaz de protection :						
Composition : Ar 99,99%.						
Débit (l/min) : 10 – 20.						
Protection envers composition : Ar 99,99%.						
Débit envers (l/min) : 8,0 - 12,0.						
Autres : Protection envers jusqu'a réalisation de deux passes min						
Mode : Par clamp extérieur ou par pointage.						
Durée : Jusqu'à réalisation 50% de la passe de pénétration.						

	Spécification de Soudage Projet: PFE " Soudage hétérogène duplex-austénitique"	WPS - 001/06
		Date : 23/04/06
		Page : 2 sur 3.

Position de Soudage : <table border="1" style="width: 100%; text-align: center;"> <thead> <tr> <th>Passes</th> <th>Pénétration</th> <th>Bourrage</th> <th>Finition</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>ASME Position</td> <td>Toutes</td> <td>Toutes</td> <td>Toutes</td> </tr> <tr> <td>Rot ou fix</td> <td>Fixe</td> <td>Fixe</td> <td>Fixe</td> </tr> <tr> <td>Progression</td> <td>Mont</td> <td>Mont</td> <td>Mont</td> </tr> </tbody> </table> Sens de rotation : Autres :	Passes	Pénétration	Bourrage	Finition	ASME Position	Toutes	Toutes	Toutes	Rot ou fix	Fixe	Fixe	Fixe	Progression	Mont	Mont	Mont	Préchauffage: B.W.R.A. méthode. <table border="1" style="width: 100%;"> <thead> <tr> <th>Métal de base</th> <th>Epaisseur Parois</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Toutes</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Φ Métal d'apport 1^{ère} passe (mm)</td> <td></td> </tr> </tbody> </table> Méthode : Contrôle : Autres :	Métal de base	Epaisseur Parois	Toutes		Φ Métal d'apport 1^{ère} passe (mm)	
Passes	Pénétration	Bourrage	Finition																				
ASME Position	Toutes	Toutes	Toutes																				
Rot ou fix	Fixe	Fixe	Fixe																				
Progression	Mont	Mont	Mont																				
Métal de base	Epaisseur Parois																						
Toutes																							
Φ Métal d'apport 1^{ère} passe (mm)																							

Technique d'exécution du joint et caractéristiques électriques :

Passes	Pénétration	Bourrage	Finition
/Procédé de soudage	GTAW (TIG)	GTAW (TIG)	GTAW (TIG)
Position de Soudage	Toutes	Toutes	toutes
Courant & Polarité	DC (-)	DC (-)	DC (-)
Métal d'apport	ER 2209	ER 2209	ER 2209
Φ Electrode (mm)	2,0 - 2,4	2,0 - 2,4	2,0 - 2,4
Φ Fil (mm)	2,0 - 2,4	2,0 - 2,4	2,0 - 2,4
Gamme d'intensités (A)	80 - 110	100 - 130	80 - 140
Gamme de tension (V)	10 - 14	10 - 14	10 - 14
V soudage (Cm/mn)	3	2	2
Gaz de protection	Ar 99,9 %	Ar 99,9 %	Ar 99,9 %
Débit (l / min)	10 - 20	10 - 20	10 - 20

- Le nombre de passes en bourrage et finition dépend de l'épaisseur à souder.

- En bourrage et finition, les passes peuvent être faites par cordons juxtaposés.

Autres:

Refroidissement entre passes : Entre passe de pénétration et 2^{ème} passe : Température : 177°C maxi. Temps : 5mn.	Traitement thermique après soudage: Régime de mise en T° : Régime de refroidissement : Température/Temps de maintien :
--	---

Essais et interprétation des résultats:

Les essais d'homologation de la procédure et de qualification des soudeurs seront réalisés conformément au code :

ASME IX standard.

La qualification des soudeurs sur joints bout à bout se fera par examen radiographique.

Autres :

III. Caractérisation structurale :

III.1. Examen métallographique :

Cet examen a pour but la mise en évidence de la structure Austéno-ferritique et la structure austénitique au niveau de la soudure de notre échantillon, ainsi que les inclusions non métalliques qui existent au sein du matériaux, et ce par une observation au microscope optique.

III.1.1. Préparation de l'échantillon :

La coupe est réalisée, généralement dans le sens traversé la soudure, avec une meule sous eau pour éviter les échauffements. Un usinage de la surface est nécessaire, dans le cas d'une découpe avec un lapidaire sans système de refroidissement de la pièce, pour éliminer la zone surchauffée de la découpe.

III.1.2. Polissage :

Le pré-polissage de la surface à examiner est réalisé avec un touret sous eau et des disques abrasifs de granulométrie d'environ P240 – P400 – P800 – P1000 – P1200. La vitesse de rotation est comprise entre 150 et 300 tours/minutes environ. L'échantillon subit une rotation à 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les raies précédentes de polissage. La durée de polissage est d'environ 2 minutes par granulométrie. Puis on fait le polissage de finition, cette opération permet d'améliorer davantage notre surface en utilisant des feutres imbibés de suspensions d'alumine diluées ; ces grains avaient la taille 0,05 μm avec une vitesse de rotation variant entre 50 et 100 tours/mn.

Après le polissage, la surface de nos échantillons a un aspect miroir. On l'a soigneusement séchée, ils sont donc prêts à l'attaque chimique.

III.1.3. Examen macrographique :

- Principe de l'essai :

L'examen macroscopique (examen à l'œil nu) ou macrographique (examen avec un optique comme une binoculaire) permet de révéler la structure métallographique homogène ou hétérogène d'une coupe transversale d'une éprouvette soudée. Le réactif chimique appliqué sur la surface polie de l'éprouvette révèle, par dissolution à vitesse inégale, les hétérogénéités chimiques de la surface métallique examinée. Dans notre travail

on a suivi une méthode classique qui nous a permis de prendre la photo de la soudure en utilisant un scanner.

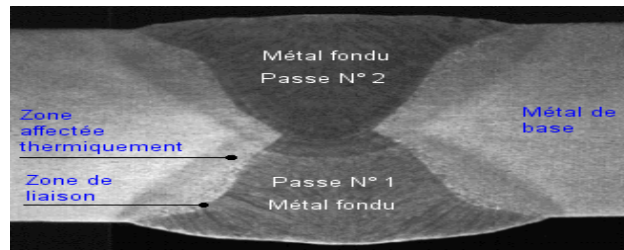


Figure -10- Exemple typique d'un examen macrographique.

- Attaque chimique de l'éprouvette d'examen :

L'éprouvette est immergée dans le bain d'attaque à l'aide d'une pince de manipulation en inox. L'opérateur averti doit surveiller l'évolution de l'attaque chimique et l'arrêter par neutralisation lorsqu'elle lui semble satisfaisante. Le réactif est une solution de KOH.

- Observation de l'éprouvette d'examen :

Les différentes zones révélées par l'attaque chimique sont observées.

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

La macrographie permet de vérifier la compacité de la coupe de la soudure, de définir le nombre de passes réalisées, la disposition des passes et la géométrie des cordons.

III.1.4. Examen micrographique :

Les micrographies ont été prises avec un microscope optique de marque ZEISS Axio Plan, les métallographies des différentes zones ont été reproduites avec un grossissement de 200. les observations s'étant faites essentiellement au niveau de la 1^{ère} passe.

IV. Caractérisation mécanique :

IV.1. Essai de traction :

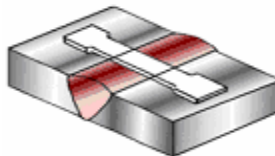
IV.1.1. Principe de l'essai de traction :

L'essai de traction consiste à soumettre une éprouvette de section ou prismatique à un effort progressif et croissant jusqu'à la rupture de la pièce d'essai. Cet essai est réalisé sur une

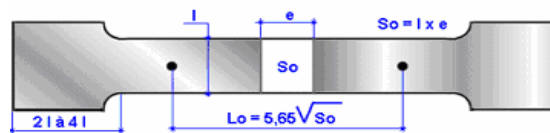
machine spéciale qui enregistre les efforts. L'essai permet de caractériser les propriétés mécaniques d'un matériau ductile. Pour cela on a effectué l'essai sur deux éprouvettes différentes prélevées aux mêmes endroits, et ce, pour veiller à la reproductibilité des résultats.

IV.1.2. Localisation des éprouvettes de traction dans un joint soudé :

Type d'éprouvettes de traction :



Les dimensions d'éprouvette de traction : Eprouvette de traction prismatique.



Le diagramme conventionnel de traction :

- La **phase élastique** est représentée par la ligne **OB**.
 - La **phase plastique** est représentée par la ligne **BC**.
- Les déformations de l'éprouvette sont permanentes et irréversibles.
- La **phase de striction** est représentée par la courbe entre **Fm** et **D**.

La **rupture** de l'éprouvette est représentée par la lettre **D**.

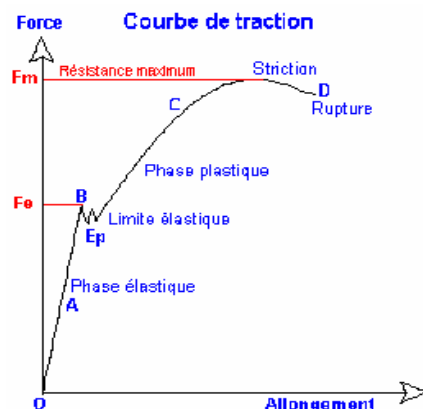


Figure -11- Diagramme conventionnel de traction.

Les caractéristiques mécaniques de la traction :

Caractéristiques de traction	Formules de calculs
Limite élastique apparente R_e	$R_e \text{ (N/mm}^2\text{)} = F_e \text{ (MPa ou N)} / S_0 \text{ (mm}^2\text{)}.$
Résistance à la rupture R_m	$R_m \text{ (N/mm}^2\text{)} = F_m \text{ (MPa ou N)} / S_0 \text{ (mm}^2\text{)}.$
Allongement en % : A %	$A \text{ (\%)} = ((L_u - L_0) / L_0) \times 100.$
Striction en % : Z %	$Z \text{ (\%)} = ((S_0 - S_u) / S_0) \times 100.$

IV.2. Essai de pliage :

IV.2.1. Principe de l'essai de pliage :

L'essai consiste à exercer sur une éprouvette, à température ambiante, une déformation plastique par pliage. L'éprouvette est prélevée transversalement à l'assemblage soudé. Une seule face de l'éprouvette est mise en extension (endroit, envers). Le pliage est réalisé jusqu'à ce que l'une des branches de l'éprouvette fasse un angle α déterminé avec le prolongement de l'autre branche. Pour cela on a effectué l'essai sur deux éprouvettes différentes prélevées aux mêmes endroits, et ce, pour veiller à la reproductibilité des résultats.

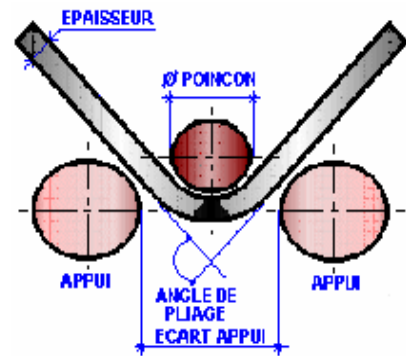


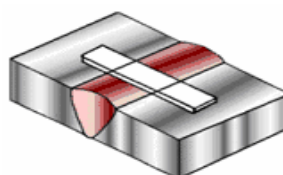
Figure -12- Principe de l'essai de pliage.

IV.2.2. Localisation des éprouvettes de pliage dans un joint soudé :

Les différents types de pliages :

Type d'éprouvette	Observation
	<p>Pliage transversal endroit</p> <p>La finition du cordon est en extension</p> <ul style="list-style-type: none"> - Epaisseur de la pièce = 3,91 mm. - Diamètre du poinçon $4 \times e$ (acier) = 10 mm. - Angle de pliage 120° à 180° (acier).
	<p>Pliage transversal envers</p> <p>La racine du cordon est en extension</p> <ul style="list-style-type: none"> - Epaisseur de la pièce $\leq 3,91$ mm. - Diamètre du poinçon $4 \times e$ (acier) = 10 mm. - Angle de pliage 120° à 180° (acier).

La position d'éprouvettes de pliage : (Pliage transversal)



IV.3. Essai de résilience :

IV.3.1. Principe de l'essai de résilience :

L'essai de résilience consiste à mesurer le travail nécessaire pour rompre, à l'aide d'une masse pendulaire, un barreau usiné de forme carré de $0,3 \text{ cm}^2$ de section, entaillé en son milieu par une encoche et reposant sur deux appuis. Cet essai est réalisé sur une machine spéciale appelée mouton pendule rotatif qui enregistre l'énergie absorbée par la rupture. L'essai permet de caractériser les propriétés de résistance d'un matériau aux chocs.

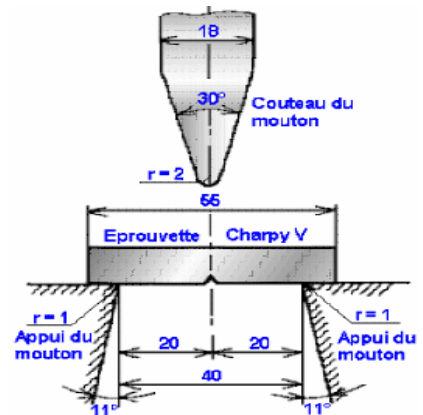
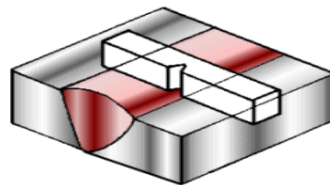


Figure -13- Principe de l'essai de résilience.

IV.3.2. Localisation des éprouvettes de résilience dans un joint soudé :

Position d'éprouvettes de résilience :



Type d'éprouvettes de résilience :

Type d'éprouvette	Observations
<p>Eprouvette Charpy V</p>	<p>CHARPY - Entaille en V</p> <p>Profondeur d'entaille = 1 mm.</p> <p>Angle du Vé = 45°.</p> <p>Rayon du fond entaille = 0,25 mm.</p>

Les températures d'essais des résiliences :

L'essai de résiliences est réalisé à la température ambiante et à température inférieure à 0° celsius . (De -73° C). Afin d'étudier l'influence de la température sur la ductilité ainsi que la fragilité de la zone fondue.

IV.4. Essai de microdureté :

IV.4.1. Principe de l'essai de microdureté :

L'essai consiste à appliquer sur une éprouvette à mesurer un pénétrateur sous une charge d'appui donnée. La dureté est mesurée par rapport aux dimensions des empreintes laissées par le pénétrateur sur la surface du matériau contrôlé. Ces empreintes sont d'autant plus importantes que le métal est qualifié de mou, en d'autres termes, la dureté peut être définie comme la résistance à la pénétration.

- Essai de microdureté Vickers :

Dans le cas de la dureté Vickers le pénétrateur a la forme d'une pyramide droite à base carrée et d'angle de 36° au sommet. La charge de l'essai est généralement de 49,2 N soit 5 Kgf (HV5 utilisée dans notre étude) ou 98,07 N ou 10 Kgf (HV10). Cette charge est appliquée d'une manière progressive et constante jusqu'à ce que la charge choisie soit atteinte, elle est ainsi maintenue pour une période de temps variant entre 10 et 15 s. enfin, l'essai de dureté se déroule à la température ambiante.

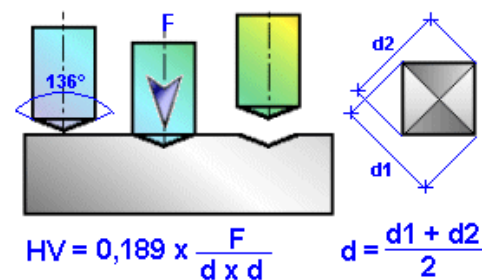


Figure -14- Dimensions de l'empreinte et formule de calcul de la dureté selon Vickers.

Notre essai a été réalisé sur un échantillon prélevé de manière perpendiculaire à l'axe du cordon de soudure de tubes soudés. Il est été poli à l'aide d'une polisseuse et du papier abrasif, l'état de surface est alors bon.

La mesure de la dureté dans notre cas à été effectuée par un balayage ce qui a pour objectif d'étudier l'évolution de la dureté dans les différentes zones d'un assemblage hétérogène par soudage : les métaux de base et les deux ZAT des métaux de base et la zone fondue.

A cet effet, les mesures ont été faites selon 2 profils parallèles aux bords de l'éprouvette, le premier distant de 2 mm du bas, et le second de 2 mm du haut (c'est-à-dire le premier à la première passe et le second à la deuxième passe). Le choix de cette méthode est motivé par la soudure en 2 passes en TIG.



Figure-15- Schéma du balayage pour la mesure de la dureté sur le long d'un échantillon.

RESULTATS ET INTERPRETATIO.

I. Résultat de l'examen métallographique :

I.1. Examen macrographique :

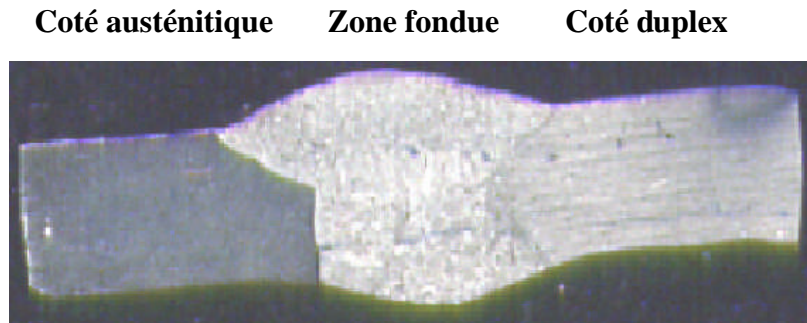


Figure N° 1- L'examen macrographique.

I.2. Examen micrographique :

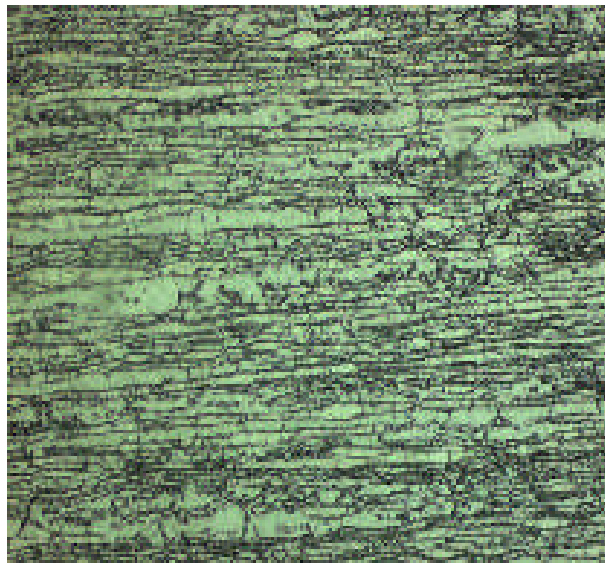


Figure N° 2- (X 200) Métal de base duplex.

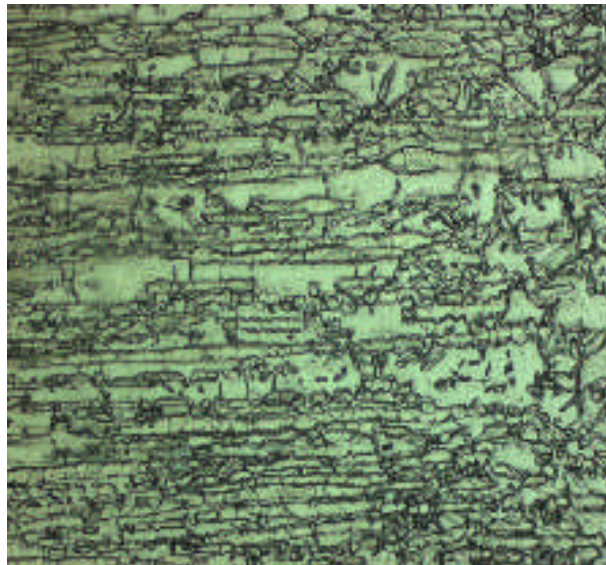


Figure N° 3- (X 200) La ZAT du coté duplex.

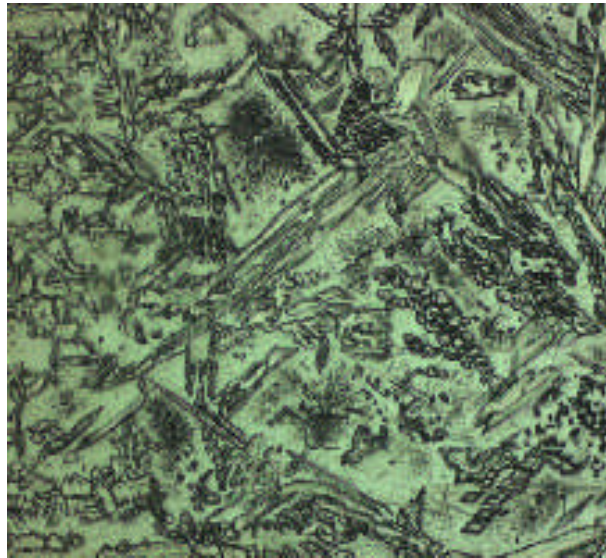


Figure N° 4- (X 200) La zone de liaison entre le métal de base duplex et la zone fondue.

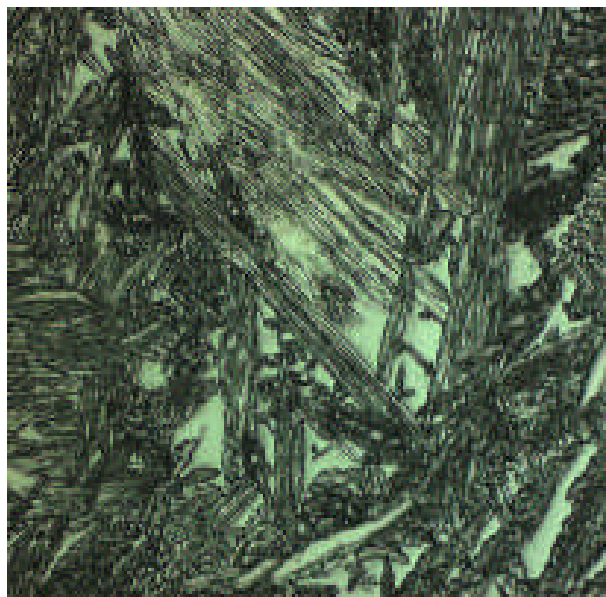


Figure N° 5- (X 200) La zone fondue dans le milieu.

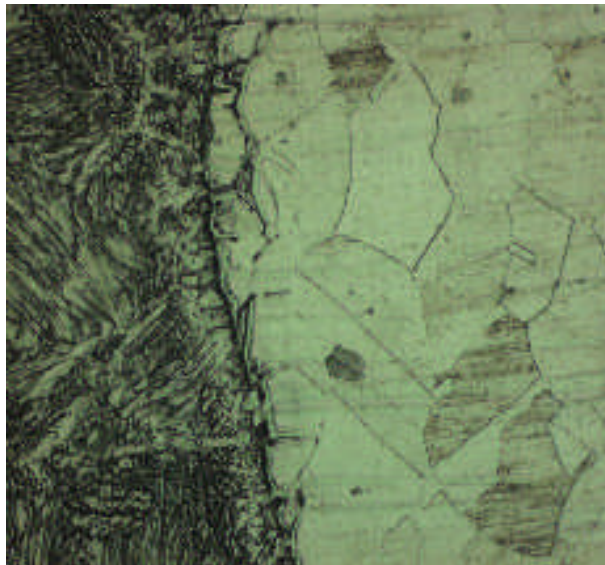


Figure N° 6- (X 200) La zone de liaison entre la zone fondue et le métal de base austénitique.

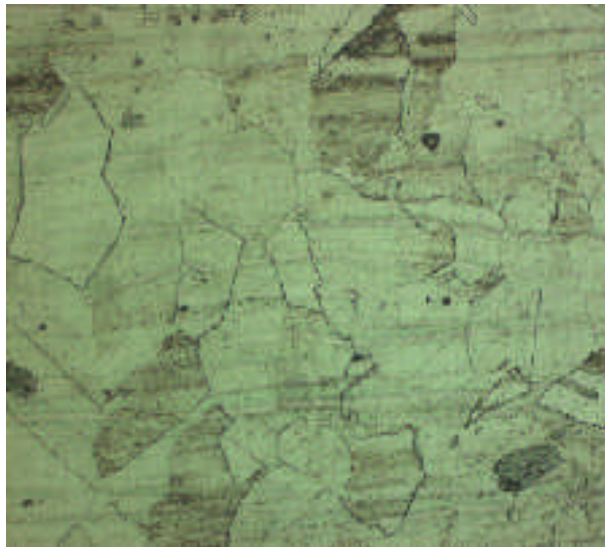


Figure N° 7- (X 200) La ZAT du métal de base austénitique.

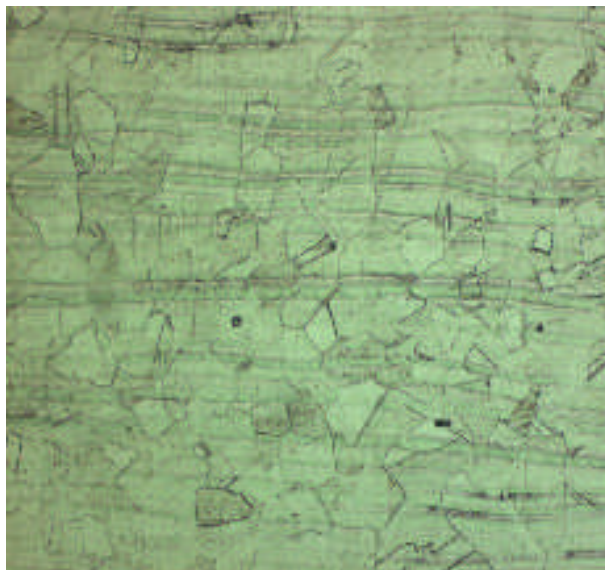


Figure N° 8- (X 200) Le métal de base austénitique.

II. Interprétations de l'examen métallographique :

II.1. Examen macrographique (Figure N° 1) :

L'examen macrographique n'a révélé aucun défaut susceptible d'engendrer la rupture ou la fissuration du cordon de soudure, elle montre aussi l'homogénéité du métal d'apport avec le métal de base duplex (les deux métaux de même nuance) et l'hétérogénéité de celui-ci du côté métal de base austénitique (les deux métaux sont différents en terme de nuance).

On peut clairement constater qu'il y a une différence morphologique entre la zone fondue et les deux métaux de base au fait que la zone fondue est obtenue par coulée lors du soudage alors que les métaux de base sont obtenus par laminage.

II.2. Examen micrographique :

- Métal de base duplex (Figure N° 2) :

On observe dans cette figure une microstructure qui est composée de 2 phases cristallographiques du fer, la ferrite et l'austénite dans des proportions proches de 50/50% en volume. Cet équilibre est obtenu par l'analyse de l'acier. (Les grains ferritiques en noir et les grains austénitiques en blanc) et une orientation des grains allongée au fait du laminage de cet acier au cours de sa production.

- La ZAT du côté duplex (figure N° 3) :

On observe dans cette figure :

- un grossissement des deux phases (ferrite et austénite), mais le grossissement des grains de ferrite est plus important que celui de l'austénite à cause de : Diffusion des éléments d'alliage dans la ferrite à chaque température est 10^2 à 10^3 fois plus rapide que de l'austénite [2].
- le taux de ferrite moins important que celui de l'austénite à cause de : Conditions de soudage (le temps interpasses est court et la vitesse de refroidissement est lente à cause de la chaleur provenue de la 2^{ème} passe).

Par contre on a le taux de l'austénite dans la 2^{ème} passe est moins important que celui de la ferrite à cause de refroidissement rapide –refroidissement à l'air de la 2^{ème} passe-

- on observe juste à l'extrémité de cette photo un changement de la morphologie des grains austénitiques et ferritiques (deviennent granulaires), ce dernier explique le début de la zone de liaison entre le métal de base duplex et la zone fondue et toujours ce changement est à cause de la température.

- la zone de liaison entre le métal de base duplex et la zone fondue (figure N° 4) :

On observe dans cette figure deux zones différentes :

- La zone gauche, c'est la suite de la photo précédente c'est-à-dire la zone de liaison.
- La zone droite, c'est le début de la zone fondue.

Cette différence remarquable s'explique par l'état de fusion, au fait que la zone de liaison n'a pas atteint l'état de fusion mais elle peut atteindre un état triphasé ($\delta + \gamma + L$) au contraire de la zone fondue.

- On observe également une faible augmentation de la ferrite dans la zone fondue à cause de la transformation incomplète de la ferrite delta vers gamma au cours du refroidissement moins rapide, par contre dans la deuxième passe, le taux de ferrite serait plus important que celui de la première passe à cause du refroidissement rapide (refroidissement à l'air).

- La zone fondue dans le milieu (figure N° 5) :

Cette figure représente la zone fondue dans le milieu. On raisonne de la même façon que pour la photo précédente pour l'augmentation du taux de ferrite mais dans ce présent cas cette augmentation est beaucoup plus importante à cause du phénomène de la répartition thermique expliqué par la courbe $\theta = f(x)$.

- La zone de liaison entre la zone fondue et le métal de base austénitique (figure N° 6) :

Dans cette présente photo la zone de liaison est très claire à cause de l'hétérogénéité structurale entre le métal fondu et le métal de base austénitique.

On remarque que le taux de ferrite diminue un peu à cause du rapprochement vers le côté austénitique.

- La ZAT du métal de base austénitique (figure N° 7) :

Il est clair qu'il y ait un grossissement des grains par ce qu'on est dans la ZAT, au niveau de laquelle l'élévation de la température provoque le grossissement des grains, on remarque aussi qu'il y a une faible présence de la ferrite causée évidemment par l'affectation thermique.

- Le métal de base austénitique (figure N° 8) :

Dans cette photo on n'observe que de l'austénite. Cette microstructure est caractérisée par le phénomène de maillage.

III. Résultats et interprétations des essais mécaniques :

III.1. L'essai de microdureté :

- La microdureté de la 1^{ère} passe :

Position	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
La dureté (HV5)	181,3	182,6	180,1	166,6	244,7	243,1	241,9	248,7	245,9	259,2	251,6	257,1	262,7

Tableau N°1- Microdureté d'échantillon de la 1^{ère} passe.

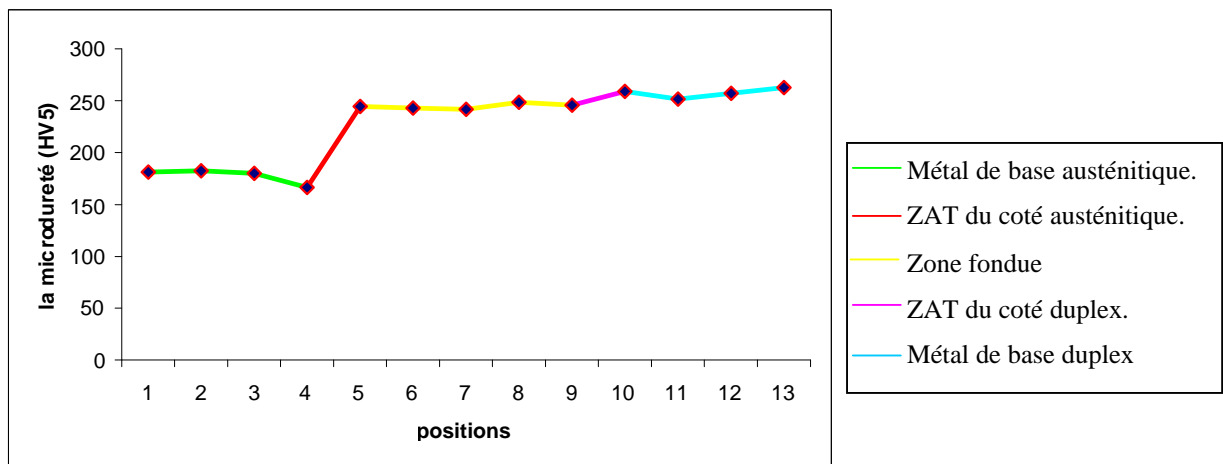


Figure N° 1- La microdureté de la 1^{ère} passe.

- La microdureté de la 2^{ème} passe :

Position	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
La dureté (HV5)	170,0	174,2	167,9	176,0	273,7	276,5	278,0	265,9	272,3	279,4	262,7	262,3	261,0

Tableau N°2- Microdureté d'échantillon de la 2^{ème} passe.

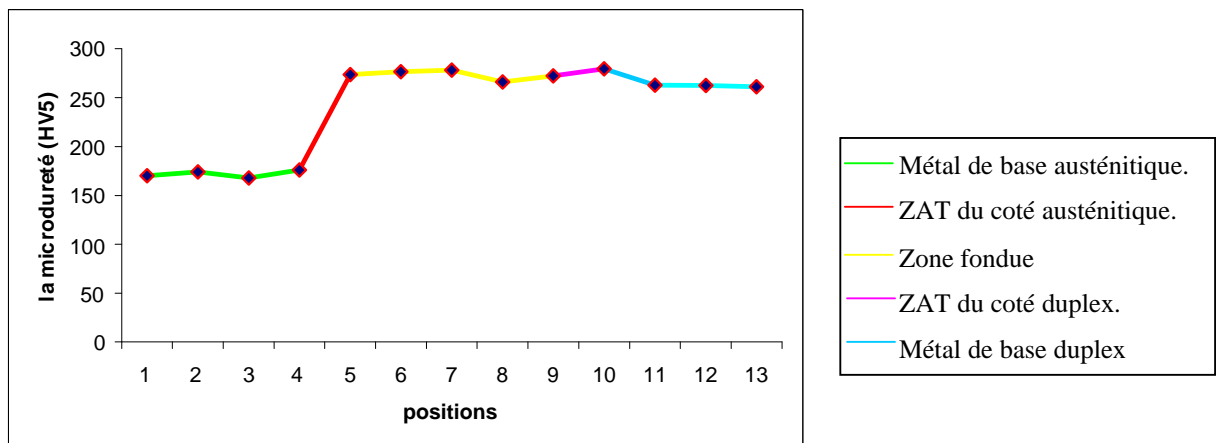


Figure N° 2- La microdureté de la 2^{ème} passe.

III.3. L'essai de traction :

Repère	Dimensions éprouvette			Domaine élastique		Domaine plastique		Observations
	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm ²)	Fe (N)	Re (MPa)	Fm (N)	Rm (MPa)	
Eprouvette 1	12,71	3,72	47,28	15989,9	338,19	34451,01	728,64	Rupture hors soudure (coté d'austénite)
Eprouvette 2	12,8	3,6	46,08	15455,7	335,41	33114,63	718,63	Rupture hors soudure (coté d'austénite)

Tableau N°3- Résultats de l'essai de traction pour les deux éprouvettes.

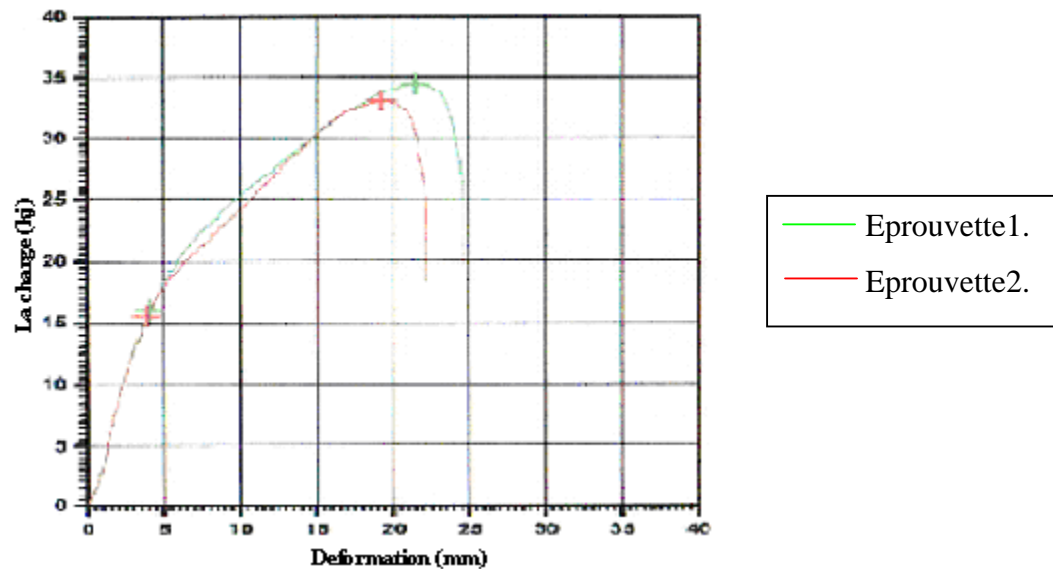


Figure N° 3- Diagramme conventionnel de traction pour les deux éprouvettes.

III.4. L'essai de pliage :

Repère	Dimensions éprouvette		Diamètre du poinçon (mm)	Nature du pliage			observations
	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)		Envers	Endroit	Coté	
Eprouvette 1	10	3,91	10	X	X	-	Rien à signaler
Eprouvette 2	10	3,91	10	X	X	-	Rien à signaler

Tableau N°4- Résultats de l'essai de pliage pour les deux éprouvettes.

III.4. L'essai de résilience :

Repère	Eprouvette		T° (°C)	Energie de rupture (daj)	Type de rupture	Moyenne des mesures	Observations
	Type	Situation de l'entaille					
ZF 1	3X10X55	Zone fondue	- 73	42,2	-	47,77	Rien à signaler
ZF2				51,3	-		Rien à signaler
ZF3				49,8	-		Rien à signaler
ZF1	3X10X55	Zone fondue	Ambiante	52,7	-	50,17	Rien à signaler
ZF2				49,2	-		Rien à signaler
ZF3				48,6	-		Rien à signaler

Tableau N°5- Résultats de l'essai de résilience pour les deux zones fondues des deux éprouvettes.

IV. Interprétations des essais mécaniques :

IV.1. L'essai de microdureté :

- La microdureté de la 1^{ère} passe :

Le graphe a été pris pour la première passe, et on sait que le métal de base est pratiquement de même nuance et mêmes caractéristiques mécaniques que le métal déposé avant le soudage, alors qu'après le soudage il y aurait une fusion causée par l'arc électrique suivie d'un refroidissement lent imposé par la deuxième passe, ce qui explique la faible diminution de la dureté des phases de la zone fondue par rapport au métal de base duplex et on remarque également que la dureté de la phase austénitique est plus basse que celle du métal de base (quantifié théoriquement) et de la zone fondue (métal duplex déposé).

- La microdureté de la 2^{ème} passe :

Le graphe montre, il n'y a pas un changement de la dureté des phases des deux métaux de base, mais il y a une faible élévation de la dureté des phases au sein de la zone fondue, la cause de cette faible élévation est le refroidissement rapide (refroidissement à l'air) puisque il s'agit de la dernière passe.

IV.2. L'essai de traction :

La première chose à remarquer c'est que la rupture s'est produite dans le côté austénitique à cause de :

- L'hétérogénéité du métal de base austénitique avec le métal d'apport et grâce à l'homogénéité du métal de base duplex avec le métal d'apport utilisé.
- Le métal de base duplex et la zone fondue (austéno-ferritique) ont de meilleures propriétés mécaniques (résistance à la rupture, limite d'élasticité et allongement à la rupture) que le métal de base austénitique.
- la résistance à la traction réelle est nettement supérieure à celle requise par le standard.

IV.3. L'essai de pliage :

L'essai de pliage n'a révélé aucune fissure dans le cordon de soudure. Donc, on conclut que :

La zone fondue a une bonne ductilité du fait qu'elle présente une structure austéno-ferritiques (elle a des bonnes propriétés mécaniques y compris la ductilité).

IV.4. L'essai de résilience :

D'Après le tableau, on remarque que plus la température est basse plus l'énergie de rupture de la zone fondue diminue c'est-à-dire la ductilité de cette dernière diminue et par conséquent la fragilité de la zone fondue. L'explication métallurgique de ce phénomène est comme suit :

Plus on diminue la température plus le volume des mailles cristallines se réduit (contraction) ce qui pourrait engendrer une réduction du domaine plastique et une rupture immédiate.

CONCLUSION :

L'objectif principal de notre travail se base sur la confirmation du choix du métal d'apport du type ER2209 pour souder l'acier inoxydable duplex du type A790 et l'acier inoxydable austénitique du type A312 TP304, tout en sachant que ce choix se conforme avec la théorie de soudage, du fait qu'il a une nuance pratiquement similaire à celle des deux aciers que nous voulons souder. Dans le cadre de notre travail, nous avons étudié la soudure de ces aciers du côté microstructural et mécanique, ce qui nous a permis de confirmer la faisabilité de telles soudures hétérogènes, et nous a également permis de tirer les points suivants :

- Le soudage peut engendrer des changements structuraux dans la soudure et par conséquent les propriétés mécaniques des pièces assemblées, ces changements varient le long des zones de la soudure et sont causés essentiellement par l'effet de la température au cours de soudage qui :
 - Augmente le taux de ferrite dans les soudures.
 - Augmentation de la taille des grains dans la zone affectée thermiquement
 - Diminution des valeurs de dureté.
- La qualification du procédé que nous avons suivi et nous permet donc de le réaliser sur terrain avec garantie et dans les différents domaines d'applications industrielles avec une bonne efficacité économique.

Les résultats expérimentaux aux quels nous avons abouti étaient insuffisants pour effectuer une étude englobant de toutes les caractéristiques structurales et mécaniques de la soudure.

Annexe

SPECIFICATION FOR BARE STAINLESS STEEL WELDING ELECTRODES AND RODS



SFA-5.9



(Identical with AWS Specification A5.9-93)

1. Scope

This specification prescribes requirements for the classification of bare stainless steel wire, strip, composite metal cored, and stranded welding electrodes and rods. The chromium content of these filler metals is not less than 10.5 percent and the iron content exceeds that of any other element.¹ For purposes of classification, the iron content shall be derived as the balance element when all other elements are considered to be at their minimum specified values.

PART A — GENERAL REQUIREMENTS

2. Classification

2.1 The welding materials covered by this specification are classified according to chemical composition (see Table 1).

2.2 Materials may be classified under more than one classification provided they meet all the requirements of those classifications as specified in Table 1.

3. Acceptance

Acceptance² of the material shall be in accordance with the provisions of ANSI/AWS A5.01, *Filler Metal Procurement Guidelines*.³

¹This revision still contains information on ER502, ER505, EC502, and EC505 classifications. These classifications also will be included in the next revision of ANSI/AWS A5.28, *Specification for Low Alloy Steel Electrodes for Gas Metal Arc Welding*. These four classifications will be deleted from the first revision of ANSI/AWS A5.9 following the publication of the revised ANSI/AWS A5.28 specification.

²See A3, Acceptance (in the Appendix) for further information concerning acceptance, testing of the material shipped, and ANSI/AWS A5.01, *Filler Metal Procurement Guidelines*.

³AWS standards can be obtained from the American Welding Society, 550 N.W. LeJeune Road, P.O. Box 351040, Miami, Florida 33135.

4. Certification

By affixing the AWS specification and classification designations to the packaging, or the classification to the product, the manufacturer certifies that the product meets the requirements of this specification.⁴

5. Units of Measure and Rounding-Off Procedure

5.1 U.S. customary units are the standard units of measure in this specification. The SI units are given as equivalent values to the U.S. customary units. The standard sizes and dimensions in the two systems are not identical and, for this reason, conversion from a standard size or dimension in one system will not always coincide with a standard size or dimension in the other. Suitable conversions, encompassing standard sizes of both can be made, however, if appropriate tolerances are applied in each case.

5.2 For the purpose of determining conformance with this specification, an observed or calculated value shall be rounded to the "nearest unit" in the last right-hand place of figures used in expressing the limiting value in accordance with the rounding-off method given in ASTM E29, *Standard Practice for Using Significant Digits in Test Data to Determine Conformance with Specifications*.⁵

⁴See A4, Certification (in the Appendix) for further information concerning certification and the testing called for to meet this requirement.

⁵ASTM standards can be obtained from the American Society for Testing and Materials, 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, PA 19428-2959.

TABLE 1
CHEMICAL COMPOSITION REQUIREMENTS

AWS Classification ^{c,d}	UNS Number ^e	Composition, Wt % ^{a,b}											Other Elements	
		C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Cu	Element	Amount	
ER209	S20980	0.05	20.5-24.0	9.5-12.0	1.5-3.0	4.0-7.0	0.90	0.03	0.03	0.10-0.30	0.75	V	0.10-0.30	
ER218	S21880	0.10	16.0-18.0	8.0-9.0	0.75	7.0-9.0	3.4-4.5	0.03	0.03	0.08-0.18	0.75	—	—	
ER219	S21980	0.05	19.0-21.5	5.5-7.0	0.75	8.0-10.0	1.00	0.03	0.03	0.10-0.30	0.75	—	—	
ER240	S24080	0.05	17.0-19.0	4.0-6.0	0.75	10.5-13.5	1.00	0.03	0.03	0.10-0.30	0.75	—	—	
ER307	S30780	0.04-0.14	19.5-22.0	8.0-10.7	0.5-1.5	3.3-4.75	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER308	S30880	0.08	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER308H	S30880	0.04-0.08	19.5-22.0	9.0-11.0	0.50	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER308L	S30883	0.03	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER308Mo	S30882	0.08	18.0-21.0	9.0-12.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER30LMo	S30886	0.04	18.0-21.0	9.0-12.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER308Si	S30881	0.08	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	1.0-2.5	0.65-1.00	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER308LSi	S30888	0.03	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	1.0-2.5	0.65-1.00	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER309	S30980	0.12	23.0-25.0	12.0-14.0	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER309L	S30983	0.03	23.0-25.0	12.0-14.0	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER309Mo	S30982	0.12	23.0-25.0	12.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER309LMo	S30986	0.03	23.0-25.0	12.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER309Si	S30981	0.12	23.0-25.0	12.0-14.0	0.75	1.0-2.5	0.65-1.00	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER309LSi	S30988	0.03	23.0-25.0	12.0-14.0	0.75	1.0-2.5	0.65-1.00	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER310	S31080	0.08-0.15	25.0-28.0	20.0-22.5	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER312	S31380	0.15	28.0-32.0	8.0-10.5	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER316	S31680	0.08	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER316H	S31680	0.04-0.08	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER316L	S31683	0.03	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER316Si	S31681	0.08	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.65-1.00	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER316LSi	S31688	0.03	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.65-1.00	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER317	S31780	0.08	18.5-20.5	13.0-15.0	3.0-4.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER317L	S31783	0.03	18.5-20.5	13.0-15.0	3.0-4.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER318	S31980	0.08	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER320	N08021	0.07	19.0-21.0	32.0-36.0	2.0-3.0	2.5	0.60	0.03	0.03	—	0.75	Cb ⁹	8 † C min/1.0 max	
E320LR	N08022	0.025	19.0-21.0	32.0-36.0	2.0-3.0	1.5-2.0	0.15	0.015	0.02	—	0.75	Cb ⁹	8 † C min/1.0 max	
ER321	S32180	0.08	18.5-20.5	9.0-10.5	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	Cb ⁹	8 † C min/0.40 max	
ER330	N08331	0.18-0.25	15.0-17.0	34.0-37.0	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	Ti	9 † C min/1.0 max	
ER347	S34780	0.08	19.0-21.5	9.0-11.0	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	
ER347Si	S34788	0.08	19.0-21.5	9.0-11.0	0.75	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	Cb ⁹	10 † C min/1.0 max	
ER383	N08028	0.025	26.5-28.5	30.0-33.0	3.2-4.2	1.0-2.5	0.65-1.00	0.03	0.03	—	0.75	Cb ⁹	10 † C min/1.0 max	
ER385	N08904	0.025	19.5-21.5	24.0-26.0	4.2-5.2	1.0-2.5	0.50	0.02	0.03	—	0.70-1.5	—	—	
ER409	S40900	0.08	10.5-13.5	0.6	0.50	0.8	0.8	0.03	0.03	—	1.2-2.0	—	—	
ER409Cb	S40940	0.08	10.5-13.5	0.6	0.50	0.8	1.0	0.04	0.03	—	0.75	Ti	10 † C min/1.5 max	
ER410	S41080	0.12	11.5-13.5	0.6	0.75	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	Cb ⁹	10 † C min/0.75 max	
ER410NiMo	S41086	0.06	11.0-12.5	4.0-5.0	0.4-0.7	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	—	—	

(Continued)

PART C — SPECIFICATIONS FOR WELDING RODS,
ELECTRODES, AND FILLER METALSTABLE 1 (CONT'D)
CHEMICAL COMPOSITION REQUIREMENTS

AWS Classification ^{c,d}	UNS Number ^e	Composition, Wt % ^{a,b}													Other Elements	
		C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Cu	Element	Amount			
ER420	S42080	0.25-0.40	12.0-14.0	0.6	0.75	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	—	—	—		
ER430	S43080	0.10	15.5-17.0	0.6	0.75	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	—	—	—		
ER446LMo	S44687	0.015	25.0-27.5	f	0.75-1.50	0.4	0.4	0.02	0.02	0.015	f	—	—	—		
ER502 ^h	S50280	0.10	4.6-6.0	0.6	0.45-0.65	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	—	—	—		
ER505 ^h	S50480	0.10	8.0-10.5	0.5	0.8-1.2	0.6	0.5	0.03	0.03	—	0.75	—	—	—		
ER630	S17480	0.05	16.0-16.75	4.5-5.0	0.75	0.25-0.75	0.75	0.03	0.03	—	3.25-4.00	—	—	0.15-0.30		
ER19-10H	S30480	0.04-0.08	18.5-20.0	9.0-11.0	0.25	1.0-2.0	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	0.05		
ER16-8-2	S16880	0.10	14.5-16.5	7.5-9.5	1.0-2.0	1.0-2.0	0.30-0.65	0.03	0.03	—	0.75	—	—	0.05		
ER2209	S39209	0.03	21.5-23.5	7.5-9.5	2.5-3.5	0.50-2.0	0.90	0.03	0.03	0.08-0.20	0.75	—	—	—		
ER2553	S39553	0.04	24.0-27.0	4.5-6.5	2.9-3.9	1.5	1.0	0.04	0.03	0.10-0.25	1.5-2.5	—	—	—		
ER3556	R30556	0.05-0.15	21.0-23.0	19.0-22.5	2.5-4.0	0.50-2.00	0.20-0.80	0.04	0.015	0.10-0.30	—	Co	16.0-21.0	—		
												W	2.0-3.5	—		
												Cb	0.30	—		
												Ta	0.30-1.25	—		
												Al	0.10-0.50	—		
												Zr	0.001-0.10	—		
												La	0.005-0.10	—		
												B	0.02	—		

NOTES:

- Analysis shall be made for the elements for which specific values are shown in this table. If the presence of other elements is indicated in the course of this work, the amount of those elements shall be determined to ensure that their total, excluding iron, does not exceed 0.50 percent.
- Single values shown are maximum percentages.
- In the designator for composite, stranded, and strip electrodes, the "R" shall be deleted. A designator "C" shall be used for composite and stranded electrodes and a designator "Q" shall be used for strip electrodes. For example, ERXXX designates a solid wire and EQXXX designates a strip electrode of the same general analysis, and the same UNS number. However, ECXXX designates a composite metal cored or stranded electrode and may not have the same UNS number. Consult ASTM/SAE Uniform Numbering System for the proper UNS Number.
- For special applications, electrodes and rods may be purchased with less than the specified silicon content.
- ASTM/SAE Unified Numbering System for Metals and Alloys.
- Nickel + copper equals 0.5 percent maximum.
- Cb(Nb) may be reported as Cb(Nb) + Ta.
- These classifications also will be included in the next revision of ANSI/AWS A5.28, *Specification for Low Alloy Steel Filler Metals for Gas Shielded Metal Arc Welding*. They will be deleted from ANSI/AWS A5.9 in the first revision following publication of the revised ANSI/AWS A5.28 document.

Références bibliographiques :

- [1] Nathalie LE BOZEC, Thèse (Spécialité Chimie Fine), Université de Bretagne Occidentale, 2000.
- [2] Guy David, Les Aciers Inoxydables, 1990.
- [3] L.COLOMBIER, J.HOCHMANN, Les Aciers Inoxydables.
- [4] Roland CAZES, Soudage à l'arc, Techniques de l'Ingénieur, B7730-1.
- [5] Document : catalogue général volume3 « LA SOUDURE AUTOGENE FRANCOISE SAF ».
- [6] Pierre-Jean CUNAT, Aciers inoxydables, Techniques de l'Ingénieur, M4540-1.
- [7] S. BENISSAAD, Le soudage TEC 340, 1991.
- [8] E. VEREINIGUNG, V. DEUTSCHER, V. EISENHUTTELEUTE, Les Aciers Inoxydables, 2000.
- [9] P.J.CUNAT, Techniques de l'Ingénieur, M 4541, pp 24-31.
- [10] Collection ATS OTUA, Conseils pour le Soudage des Aciers Inoxydables.
- [11] H. GRANJON, Bases Métallurgiques du Soudage, 1989.
- [12] R. BAUS, W.CHAPRAU, Application du soudage aux constructions, 1979.
- [13] BARALIS, Précis de métallurgie, AFNOR, 6^{ème} édition, 1996.
- [14] WWW. Soudeur2000.com