

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de master en
génie des matériaux

***Etude comparative des propriétés mécaniques
de la soudure homogène (duplex / duplex) et
hétérogène (duplex / alliage de nickel)***

Réalisé par : - Abdeljalil DIHA

Sous la direction de M. Mohamed Lamine DJEGHLAL

Présenté et soutenu publiquement le (03/07/2017)

Composition du Jury :

Président	M. Kamel ABADLI	Docteur	ENP Alger
Rapporteur/ Promoteur	M. Mohamed Lamine DJEGHLAL	Professeur	ENP Alger
Examineur	M. Hamid YOUSFI	Docteur	ENP Alger

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie

Mémoire de master en
génie des matériaux

***Etude comparative des propriétés mécaniques
de la soudure homogène (duplex / duplex) et
hétérogène (duplex / alliage de nickel)***

Réalisé par : - Abdeljalil DIHA

Sous la direction de M. Mohamed Lamine DJEGHLAL

Présenté et soutenu publiquement le (03/07/2017)

Composition du Jury :

Président	M. Kamel ABADLI	Docteur	ENP Alger
Rapporteur/ Promoteur	M. Mohamed Lamine DJEGHLAL	Professeur	ENP Alger
Examineur	M. Hamid YOUSFI	Docteur	ENP Alger

Je dédie ce mémoire

- ✓ *A mes parents.*
 - ✓ *A mes frères et ma sœur.*
 - ✓ *A toute ma famille.*
 - ✓ *A tous mes amis.*
 - ✓ *A tous mes collègues.*
 - ✓ *A tous ceux qui me sont chers.*
 - ✓ *A tous ceux qui m'ont aidé de loin et de près.*
-

Abdeldjalil

Remerciements

Louange à **Allah** le tout puissant, pour nous avoir donné le courage et la patience nécessaires pour mener à bien ce modeste travail.

Je tiens également à remercier **M. DJEGHLAL Mohamed Lamine**, mon promoteur pour son acceptation d'encadrer ce travail, ses encouragements, son suivi attentif et ses précieux conseils.

Mes vifs remerciements vont à **M. ABADLI Kamel** qui m'a fait l'honneur de présider le jury, je tiens à la remercier également pour sa pédagogie, son sérieux et sa sincérité envers les étudiants pendant ces trois années de spécialisation.

Je voudrais remercier aussi mon enseignant **M. YOUSFI Hamid** d'avoir accepté de faire partie du jury.

Je tiens enfin à remercier toutes les personnes qui nous ont aidés, de près ou de loin, à réaliser notre travail.

Abdeldjalil

ملخص:

هذا العمل هو عبارة عن جزء من دراسة قابلية اللحام المتجانس (الفولاذ المقاوم للصدأ / الفولاذ المقاوم للصدأ) واللحام الغير متجانس (الفولاذ المقاوم للصدأ / مزيج النيكل)، عن طريق تحديد خصائص تلك اللحامات ودراسة سلوكها الميكانيكي عن طريق إجراء عدة اختبارات مثل: المد، مقاومة الصدمات، الصلابة وقابلية الطي، من أجل إجراء مقارنة بين مختلف أنواع اللحام.

الكلمات المفتاحية: الفولاذ المقاوم للصدأ، مزيج النيكل، اللحام.

Abstract:

The present work is part of weldability study of a homogeneous assembly (duplex stainless steel / duplex stainless steel) and heterogeneous assembly (duplex stainless steel /nickel alloy) and to characterize and identifying the characteristics of these welds by different methods, in particular to study the mechanical behavior of weld joints such as tensile, impact, hardness and bending in order to make a comparison between the deferent types of welded joints.

Key words: duplex stainless steel, nickel alloy, welding.

Résumé :

Ce présent travail entre dans le cadre d'étude de soudabilité sur un assemblage homogène (acier inoxydable duplex/ acier inoxydable duplex) et un assemblage hétérogène (acier inoxydable duplex / alliage de nickel), et de caractériser et d'identifier les caractéristiques de ces soudures par différentes méthodes, en particulier d'étudier le comportement mécanique des joints de soudures tels que la traction, la résilience, la dureté et le pliage dans le but de faire une comparaison entre ces différents types d'assemblages soudés .

Mots clés : acier inoxydable duplex, alliage de nickel, Soudage.

Table de matières

Liste des tableaux

Liste des figures

Introduction générale	9
Chapitre 1 : Généralités sur les aciers inoxydables	10
1.1 Introduction.....	11
1.2 Etude des aciers inoxydables	11
1.2.1 Etat structural	11
1.2.2 Diagrammes de phases.....	12
1.2.2.1 Système Fe-Cr.....	12
1.2.2.2 Système Fe-Cr-Ni	14
1.3 Influence des éléments d'addition sur les aciers inoxydables.....	15
1.3.1 Les éléments alphagènes.....	15
1.3.2 Les éléments gammagènes.....	16
1.4 Diagrammes de corrélation des différents éléments	17
1.4.1 Diagramme de Schaeffler.....	17
1.4.2 Diagramme de De Long.....	17
1.5 Les différents types d'aciers inoxydables	18
1.6 Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex).....	19
1.6.1 Transformations structurales.....	21
1.6.2 Précipitation de phase secondaire	21
1.7 La métallurgie de soudage des aciers inoxydables.....	23
1.7.1 Métallurgie du soudage des aciers inoxydables duplex	24
1.7.2 Les principaux procédés de soudages	24
1.7.2.1 Le soudage à arc avec électrode enrobée (SMAW).....	24
1.7.2.2 Le soudage TIG	25
1.7.3 Soudage multi passes	25
1.8 Conclusion	26
Chapitre 2 : Techniques expérimentales	27
2.1 Introduction.....	28
2.2 Matériaux utilisés	28
2.2.1 Métal de base	28
2.2.2 Métal d'apport.....	28
2.3 Préparation des éprouvettes pour l'opération de soudage	29
2.3.1 Procédés de soudage utilisés	29
2.3.2 Méthode de prélèvement.....	30
2.4 Caractérisation mécanique	31
2.4.1 Essai de traction	31
2.4.2 Essai de résilience	32
2.4.3 Essai de pliage.....	33
2.4.4 Essai de dureté	34
Chapitre 3 : Résultats et discussions	36
3.1 Introduction.....	37
3.2 Résultats des caractérisations mécaniques	37
3.2.1 Essai de traction	37
3.2.2 Essai de résilience	38
3.2.3 Essai de pliage.....	40
3.2.4 Essai de dureté	41
Conclusion générale	44

Références bibliographiques.....	45
Annexe 1 : Soudage	47
Annexe 2 : Métal de base.....	48
Annexe 3 : Métal d'apport (alliage de nickel).....	49
Annexe 4 : Métal d'apport (acier duplex)	50

Liste des tableaux

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers inoxydables

Tableau 1.1 : Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes	11
Tableau 1.2 : Les différentes classes des aciers inoxydables	19
Tableau 1.3 : Composition de base des aciers austénoferritiques	19

Chapitre 2 : Techniques expérimentales

Tableau 2.1 : Composition chimique du métal de base	28
Tableau 2.2 : Propriétés mécaniques de métal de base	28
Tableau 2.3 : Composition chimique du métal d'apport (alliage de nickel)	28
Tableau 2.4 : Composition chimique du métal d'apport (duplex)	28
Tableau 2.5 : Paramètres de soudage (ENiCrMo-4)	30
Tableau 2.6 : Paramètres de soudage (ER2594)	30
Tableau 2.7 : Dimensions des éprouvettes de traction pour la soudure (duplex / alliage de nickel).	32
Tableau 2.8 : Dimensions des éprouvettes de traction pour la soudure (duplex / duplex)	32
Tableau 2.9 : Conditions de travail de l'essai de dureté pour les deux soudures (duplex / alliage de nickel) et (duplex / duplex)	35

Chapitre 3 : Résultats et discussions

Tableau 3.1 : Résultats de l'essai de traction monotone pour la soudure (duplex / alliage de nickel)	37
Tableau 3.2 : Résultats de l'essai de traction monotone pour la soudure (duplex / duplex).	37
Tableau 3.3 : Résultats de l'essai de résilience pour l'assemblage (duplex / alliage de nickel).	38
Tableau 3.4 : Résultats de l'essai de résilience pour l'assemblage (duplex / duplex).	39
Tableau 3.5 : Résultats de l'essai de pliage pour l'assemblage (duplex / alliage de nickel).	40
Tableau 3.6 : Résultats de l'essai de pliage (duplex / duplex).	40
Tableau 3.7 : Valeurs de dureté dans les différentes zones de l'assemblage (duplex /alliage de nickel)	41
Tableau 3.8 : Valeurs moyennes de la dureté sur les deux lignes de points (duplex /alliage de nickel)	41
Tableau 3.9 : Valeurs de dureté dans les différentes zones de l'assemblage (duplex / duplex).	42
Tableau 3.10 : Valeurs moyennes de la dureté sur les deux lignes de points (duplex / duplex).	43

Liste des figures

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers inoxydables

Figure 1.1 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires du système Fer-Chrome.....	12
Figure 1.2 : Description de la boucle d'austénite γ et de la zone biphasée ($\gamma+\alpha$) du diagramme Fe-Cr.....	13
Figure 1.3 : Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ	14
Figure 1.4 : Influence du nickel sur la structure à l'équilibre d'un acier à 18% Cr et à bas carbone ($C < 0.1\%$).....	14
Figure 1.5 : Diagramme de Schaeffler.....	17
Figure 1.6 : Diagramme de DeLong.....	18
Figure 1.7 : Les différentes classes des aciers inoxydables.....	18
Figure 1.8 : Microstructure d'un acier inoxydable duplex (α : ferrite / γ Austénite).....	19
Figure 1.9 : Diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni à 1100 °C.....	20
Figure 1.10 : Évolution de la teneur en ferrite en fonction de la température.....	20
Figure 1.11 : Diagramme TTT, précipitation possible dans les aciers inoxydables duplex.....	22
Figure 1.12 : Illustration schématique des différents stades de la décomposition de la ferrite formation des carbures.....	23
Figure 1.13 : Les effets thermiques du soudage en plusieurs passes, dans le cas d'une soudure sur bords chanfreinés en V, exécutée en trois passes sans préchauffage.....	25

Chapitre 2 : Techniques expérimentales

Figure 2.1 : Forme et dimensions du chanfrein préparé.....	29
Figure 2.2 : Représentation schématique du mode de prélèvement des échantillons à partir du tube soudé.....	31
Figure 2.3 : Géométrie d'éprouvettes de traction.....	32
Figure 2.4 : Différents types d'éprouvettes de résilience.....	32
Figure 2.5 : Zones de prélèvement d'éprouvettes.....	33
Figure 2.6 : Forme et dimensions de l'éprouvette de résilience utilisée pour la soudure (duplex / alliage de nickel).....	33
Figure 2.7 : Principe d'essai de pliage sur le côté.....	34
Figure 2.8 : Principe d'essai de pliage sur le côté droit et envers: (a) droit et (b) envers.....	34
Figure 2.9 : Représentation schématique des points d'essai de dureté.....	35

Chapitre 3 : Résultats et discussions

Figure 3.1 : Energie absorbée lors de l'essai de résilience de l'assemblage (duplex / alliage de nickel).....	38
Figure 3.2 : Energie absorbée lors de l'essai de résilience de l'assemblage (duplex / duplex).....	39
Figure 3.3 : Comparaison d'énergie absorbée lors de l'essai de résilience des deux assemblages.....	39
Figure 3.4 : Représentation schématique des points de dureté.....	41
Figure 3.5 : Les valeurs moyennes de la dureté des deux lignes (duplex / alliage de nickel)....	42
Figure 3.6 : Les valeurs moyennes de la dureté des deux lignes (duplex / duplex).....	43

Introduction générale

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques « duplex » sont des alliages biphasés à base d'acier constitués d'environ 50% d'austénite γ et 50% de ferrite δ . Leur utilisation est en expansion permanente.

De nos jours, ils sont largement répandus dans l'industrie grâce à leurs propriétés mécaniques et leur grande résistance à la corrosion dans de nombreux domaines combinant des milieux agressifs et des sollicitations mécaniques élevées. Leur composition a progressivement évolué, notamment avec l'apparition d'alliage avec des teneurs en azote plus élevées conférant au matériau plus de stabilité et de résistance à la corrosion par piqûres.

Le soudage trouve des applications dans des secteurs d'activité très diversifiés comme la production, la construction, la réparation et la maintenance. Il constitue un moyen d'assemblage privilégié pour toute construction faisant intervenir des matériaux métalliques.

Pour de nombreuses applications industrielles, il est nécessaire d'assembler par soudage des matériaux dissemblables (aciers ferritiques avec des aciers inoxydables austénitiques, ou alliages à base nickel...etc.).

Les matériaux qui ont des caractéristiques particulières rendant leur soudage direct difficile, ils nécessitent le recours au soudage hétérogène par l'utilisation d'un matériau d'apport de nature innovante ou bien l'utilisation des nouveaux paramètres de soudage.

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, pour le raccordement des tuyauteries destinées au transport des fluides inflammables tels que le gaz ou le pétrole.

L'objectif de ce travail est de réaliser une étude de caractérisation mécanique des joints de soudures effectués d'une combinaison d'acier austéno-ferritique (duplex) de type **A790-S32750** avec deux matériaux d'apports de nuances différentes, l'un étant un acier duplex (**ER 2594**) et l'autre étant un alliage de nickel (**ENiCrMo-4**) par les procédés de soudage **GTAW (TIG)** et **SMAW**. Le soudage a été réalisé au niveau de l'entreprise de **GTP (Grandes Travaux Pétrolières)** qui se situe à Réghaia Alger.

Pour cela on a procédé à la caractérisation mécanique qui est basée sur la réalisation de quelques essais mécaniques tels que : essai de traction, essai de pliage, essai de résilience et essai de dureté afin d'étudier la qualité du cordon de soudure.

***Chapitre 1 : Généralités sur les aciers
inoxydables***

1.1 Introduction

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer, plus exactement à base d'acier, qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel et, dans une moindre mesure, le molybdène [1].

Le chrome est l'élément « magique » qui transforme l'acier en inox. La résistance à la corrosion de ces aciers repose sur le phénomène de passivité. Il est dû à la formation d'un film protecteur très mince (la couche passive) sur la surface d'un acier contenant au moins 10,5% de chrome. Son épaisseur ne dépasse pas quelques nanomètres. Elle est invisible à l'œil nu et se comporte comme une véritable barrière entre l'alliage et le milieu extérieur [2,3].

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 [4].

On dit qu'un acier est considéré comme inoxydable s'il possède les caractéristiques suivantes :

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

1.2 Etude des aciers inoxydables

1.2.1 Etat structural

Avant d'examiner les différents diagrammes d'équilibre, il est utile de rappeler les variétés allotropiques du fer. Le fer, présente deux variétés allotropiques de structures cristallines en fonction de la température :

- Aux basses températures et jusqu'à 910 °C, le fer a une structure cubique centrée, c'est le fer α .
- A partir de 910 °C, il se transforme en fer γ dont la structure est cubique à faces centrées.
- Une nouvelle transformation intervient à 1400 °C pour donner le fer δ dont la structure est cubique centrée.

Ces transformations qui sont réversibles peuvent se résumer suivant le tableau 1.1 [5].

Tableau 1.1 : Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes [5].

Fer α (ferrite) (T < 910 C°)	Fer γ (austénite) (910 C° < T < 1400 C°)	Fer δ (forme haute température) (T > 1400 C°)
Structure cubique centrée	Structure cubique à faces centrées	Structure cubique Centrée

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 diagrammes Fe-Cr et Fe-Cr-Ni nous renseignons sur la structure des aciers inoxydables [5].

1.2.2 Diagrammes de phases

Les aciers inoxydables sont essentiellement des alliages Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni à teneur en carbone variant de 0,02% à 1% selon les nuances. Bien qu'un certain nombre d'autres éléments tels que Mo, Cu, Si, Ti, Nb...etc., soient ajoutés pour améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques, l'essentiel des propriétés des aciers inoxydables est lié à la connaissance des diagrammes de phases. Les diagrammes d'équilibre peuvent être utilisés pour décrire les transformations de phases et leurs stabilités dans les aciers inoxydables [6].

1.2.2.1 Système Fe-Cr

Le diagramme binaire complet à l'équilibre fer-chrome (figure 1.1) 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 [5].

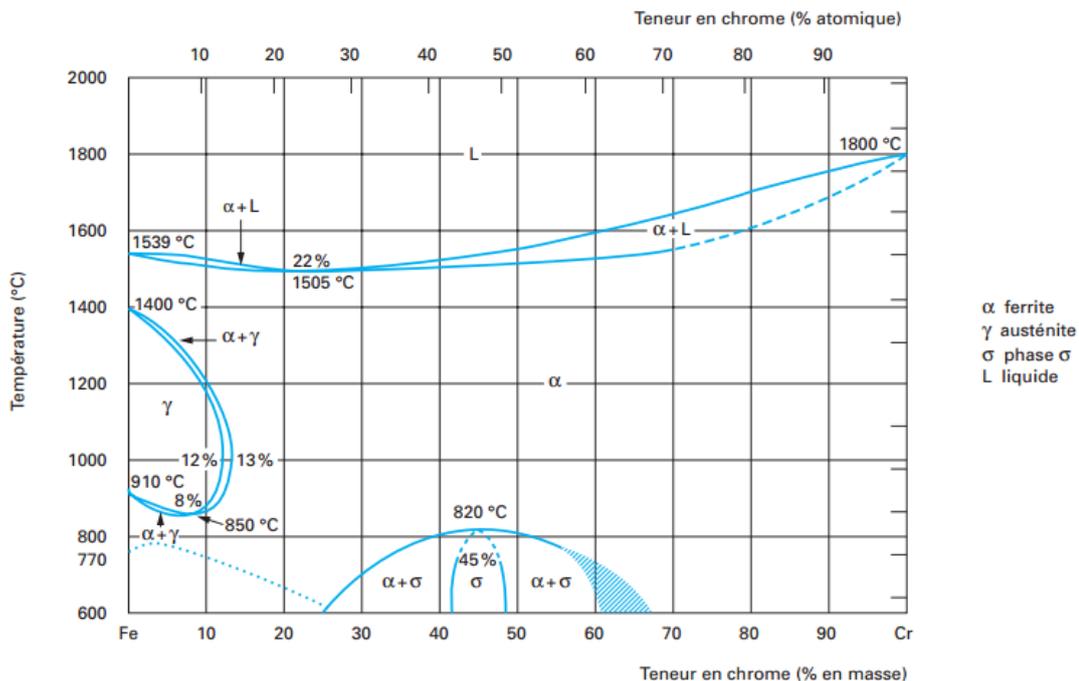


Figure 1.1 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires du système Fer-Chrome [5].

Le détail de la boucle γ est le suivant :

➤ **Teneurs en chrome inférieures à 10.5 %**

L'alliage Fe-Cr subit au chauffage une transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ et inversement au refroidissement.

➤ **Teneurs en chrome comprises entre 10.5 et 11.5 %**

Les deux phases α et γ coexistent sous la forme d'une structure biphasée $\alpha+\gamma$.

➤ **Teneurs en chrome supérieures à 11.5 %**

Seul le domaine α a existé. L'alliage ne subit aucun changement de phase et reste donc ferritique ; cependant pour des teneurs suffisantes en chrome, il y a possibilité d'apparition d'une phase intermédiaire, dure et fragile, dite phase σ .

L'étendue du domaine γ est fortement influencée par d'autres éléments d'addition dont certains sont alphagènes (Mo, Si, Ti, Nb, V, W, Al) et d'autres sont gammagènes élargissant le domaine austénitique (Ni, C, N, Co, Mn, Cu) [5].

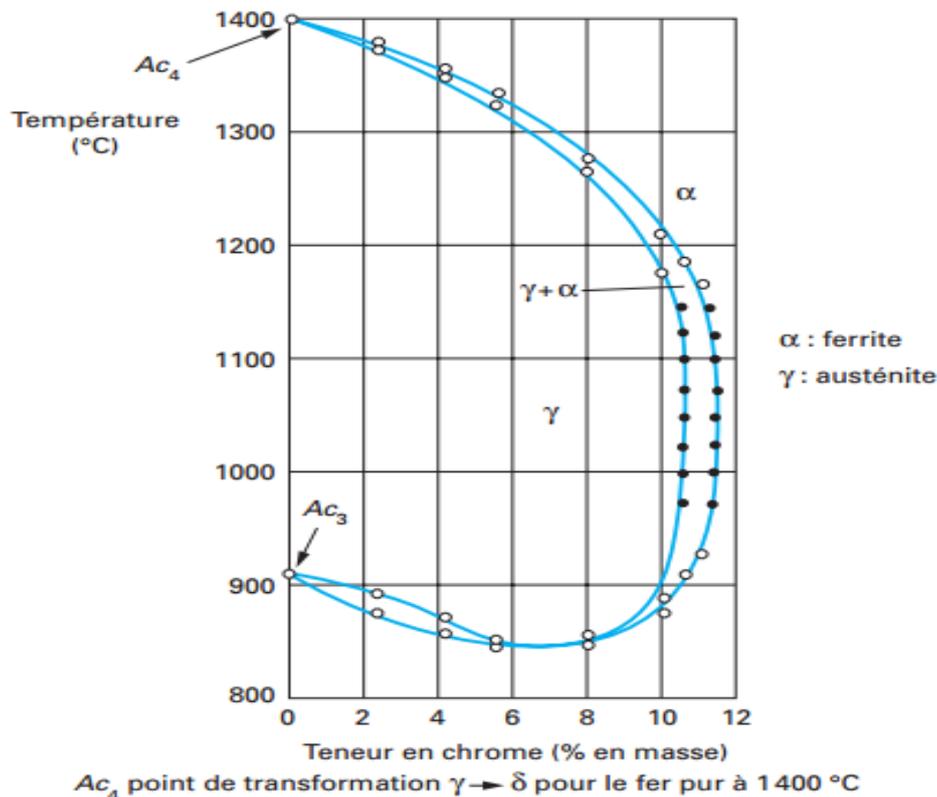


Figure 1.2 : Description de la boucle d'austénite γ et de la zone biphasée ($\gamma+\alpha$) du diagramme Fe-Cr [5].

Pour être complet, il faut noter que les alliages fer-chrome peuvent former une phase intermétallique dite « phase σ » qui se développe en dessous de 820 °C (figure 1.1). Les alliages à très haute teneur en chrome ($Cr > 30\%$) sont particulièrement sensibles à ce phénomène. Cependant, son domaine d'existence peut également être rencontré dans des nuances à 17 % de chrome ayant subi un long maintien en température dans l'intervalle 550 à 850 °C. Cette situation est rare et elle ne peut se présenter que, soit lors du refroidissement de pièces moulées présentant une très grande inertie thermique, soit lors du soudage multi passe à l'arc d'assemblages de forte section.

1.2.2.2 Système Fe-Cr-Ni

Le nickel est un élément gammagène qui fait élargir le domaine d'existence de la phase austénitique. La figure 1.3 qui est une coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni montre le déplacement de la boucle γ vers les teneurs élevées en chrome lorsqu'on augmente la teneur en nickel.

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 [5].

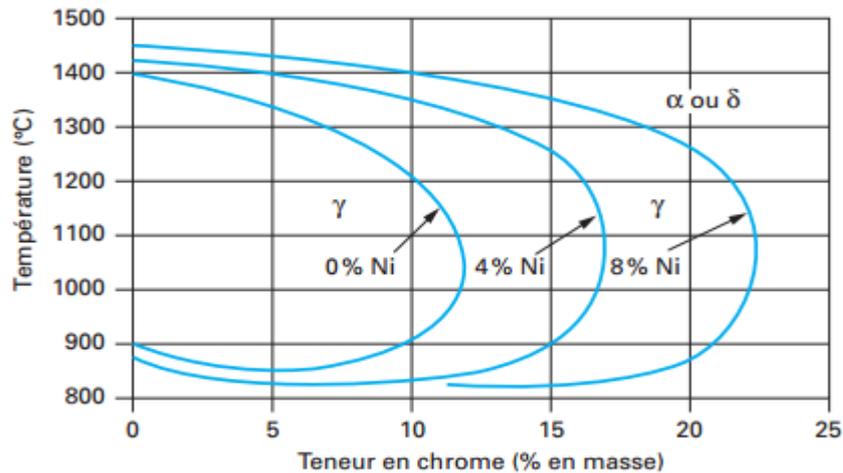


Figure 1.3 : Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ [5].

Pour un alliage contenant 18 % de chrome (le plus représentatif des nuances austénitiques), on constate, d'après la figure 1.4, ce qui suit :

- ✓ % Ni < 2 % : la structure demeure ferritique dans tout l'intervalle de température.
- ✓ % Ni > 2 % : apparition d'une structure biphasée $\alpha+\gamma$ dite austénoferritique.
- ✓ % Ni > 4 % : le domaine austénitique s'élargit depuis la température de fusion jusqu'à environ 500 °C pour des teneurs en nickel de 8 à 10 % [5].

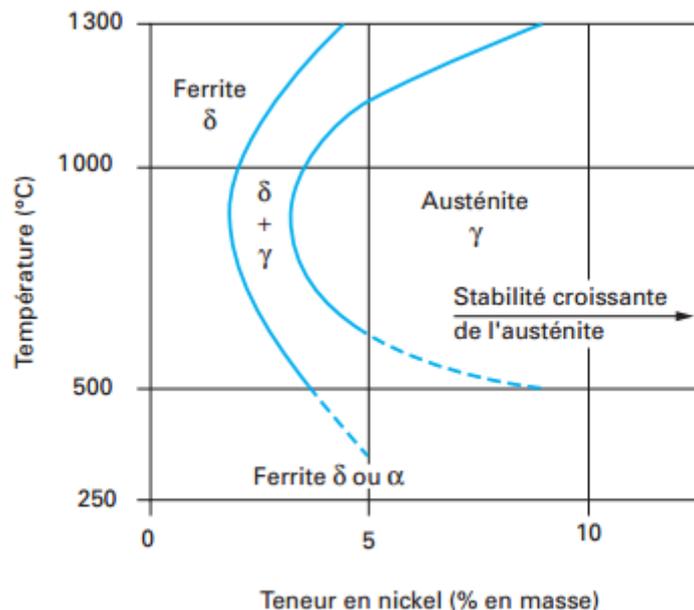


Figure 1.4 : Influence du nickel sur la structure à l'équilibre d'un acier à 18% Cr et à bas carbone ($C < 0.1\%$) [5].

1.3 Influence des éléments d'addition sur les aciers inoxydables

1.3.1 Les éléments alphagènes

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 tungstène :

Le tungstène est ajouté aux aciers inoxydables duplex, pour améliorer la résistance à la corrosion par piqûres. Le tungstène favorise la formation des phases intermétalliques dans l'intervalle de température entre 700 et 1000 °C, et encourage la formation de l'austénite secondaire dans les structures soudées. Concernant la formation de la phase sigma, le tungstène est thermodynamiquement équivalent mais cinétiquement non équivalent au Molybdène. Des additions en tungstène entre 1% et 3% permettent de limiter la formation de la phase sigma.

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 [7].

1.3.2 Les éléments gammagènes**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 [7].

Le cuivre améliore la résistance à la corrosion en milieu acide grâce à la formation, à la surface de la couche passive, d'un film métallique obtenu à partir des cations Cu^+ et Cu^{2+} passés en solution [8].

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 [7].

1.4 Diagrammes de corrélation des différents éléments

Plusieurs diagrammes ont été proposés pour déterminer la structure de ces alliages métalliques en fonction d'un nickel équivalent (effet pondéré des principaux éléments gammagènes) et d'un chrome équivalent (effet pondéré des principaux éléments alphagènes).

1.4.1 Diagramme de Schaeffler

Le plus connu de ces diagrammes est le diagramme de Schaeffler (figure 1.5). Il permet de prévoir, à température ambiante, la structure de joints soudés à l'état brut de soudage c'est-à-dire directement après solidification rapide ; les équivalents chrome et nickel sont :

- $Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1.5 (\% Si) + 0.5 (\% Nb)$
- $Ni_{eq} = \% Ni + 30 (\% C) + 0.5 (\% Mn)$

Il est particulièrement utilisé dans le cas d'un soudage hétérogène (les deux métaux de base et le métal d'apport sont de nature différente) et donne une bonne approximation de la structure dans le cordon de soudure. Ce diagramme est de plus en plus remplacé par des diagrammes plus récents [9].

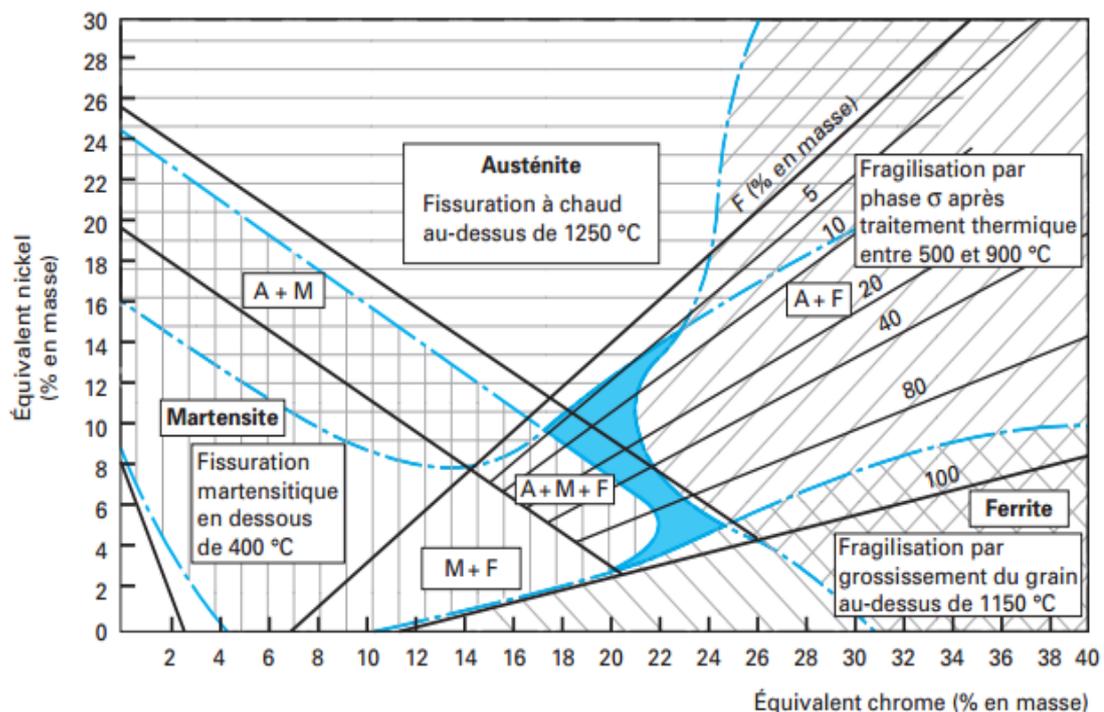


Figure 1.5 : Diagramme de Schaeffler [5].

1.4.2 Diagramme de De Long

Le diagramme de DeLong (figure 1.6) constitue un détail du diagramme de Schaeffler et indique, à la température ambiante, la teneur en ferrite, en tenant compte de la teneur en azote (puissant élément gammagène) [9].

Le diagramme de DeLong permet de calculer un indice de ferrite présentant une assez bonne corrélation avec la teneur en ferrite δ mesurée, à la température ambiante, à l'aide d'un capteur magnétique. Il permet ainsi de prévoir le risque de fissuration à chaud d'une structure obtenue par soudage [5].

L'équivalent chrome reste inchangé tandis que l'équivalent nickel devient [9] :

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30 (\% C) + 30 (\% N) + 0.5 (\% Mn)$$

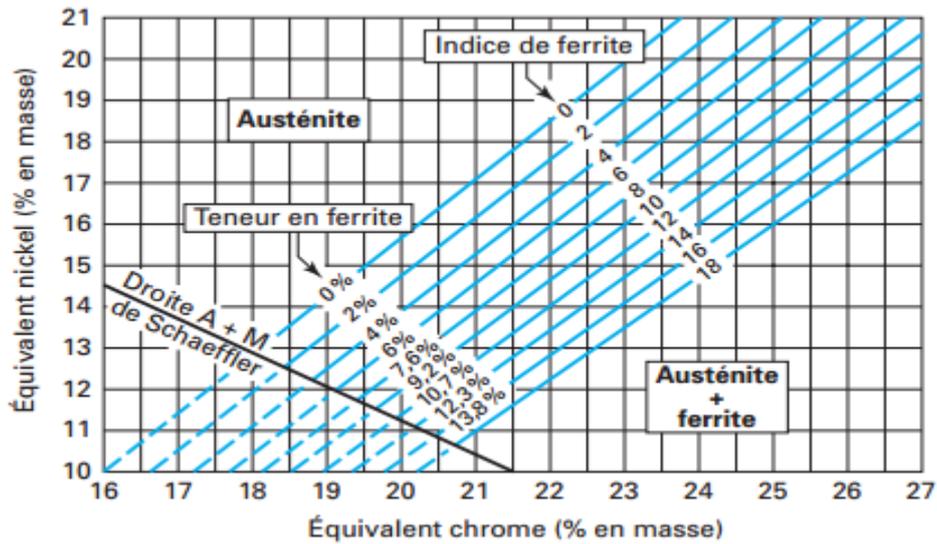


Figure 1.6 : Diagramme de Delong [5].

1.5 Les différents types d'aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont plus couramment classés selon leur structure micrographique [3]. Dans l'industrie il existe plus de deux mille compositions chimiques d'acier inoxydable chacune avec ses propres propriétés. Généralement ils sont classés selon leurs structures en 04 grandes familles. Cette classification est basée sur la composition chimique et les traitements thermiques appliqués comme suit :

- Les aciers ferritiques (structure cubique centrée).
- Les aciers martensitiques (structure quadratique).
- Les aciers austénitiques (structure cubique à faces centrées).
- Les aciers austéno-ferritiques (duplex) [10].

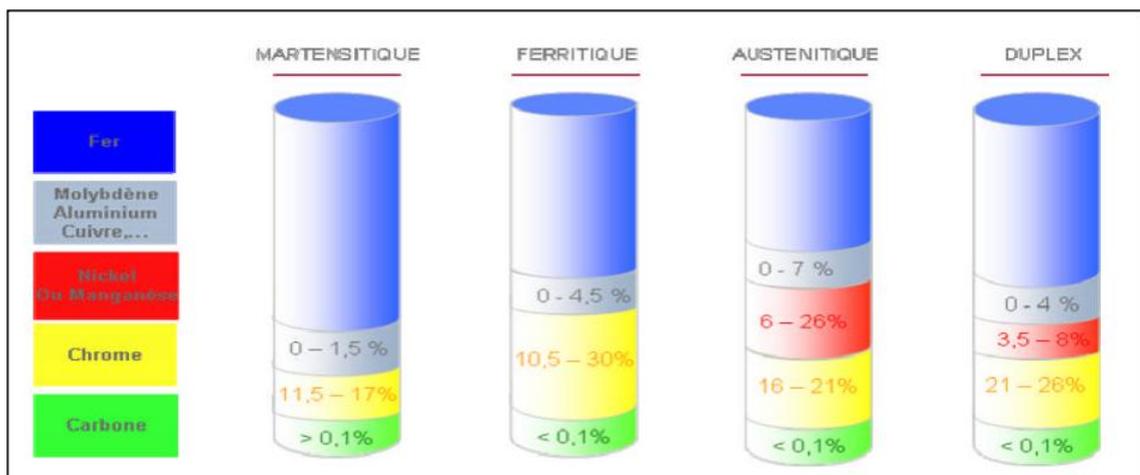


Figure 1.7 : Les différentes classes des aciers inoxydables [10].

Le tableau 1.2 résume les caractéristiques mécaniques des différentes classes d'aciers inoxydables :

Tableau 1.2 : Les différentes classes des aciers inoxydables [11,12,13].

Classes d'aciers inoxydables	Caractéristiques mécaniques				
	Limites d'élasticité Re (MPa)	Charges de ruptures Rm(MPa)	Ductilité (allongement) A%(%)	Module d'élasticité E (GPa)	dureté Hv (HB)
Ferrite	250 - 400	300 – 650	18-25	220	190-220
Martensitique	540 - 700	500 – 1000	15-20	215	220
Austénitique	200 - 250	570 – 900	50 - 60	200	210
Austéno-ferritique	450 - 650	730 – 900	25 - 30	200	260-290

1.6 Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)

Les aciers austéno-ferritiques sont des mélanges biphasés ferrite et austénite. Ces aciers sont communément appelés aciers « duplex ». Les aciers duplex sont obtenus par trempe depuis une structure mixte austénite-ferrite [14].

Lors de la solidification, la phase ferritique apparaît d'abord et la phase austénitique germe ensuite dans la ferrite. La structure finale se compose donc de grains d'austénite dans une matrice ferritique comme le montre la figure 1.8 [15].

La composition de base, qui englobe plusieurs nuances, est donnée dans le tableau 1.3 :

Tableau 1.3 : Composition de base des aciers austéno-ferritiques [16].

Composants	Teneurs (%)	Composants	Teneurs (%)
Carbone	≤ 0,05	Silicium.....	≤ 1
Chrome	21 à 26	Soufre	≤ 0,01
Nickel	3,5 à 7,5	Phosphore	≤ 0,035
Manganèse	≤ 2		

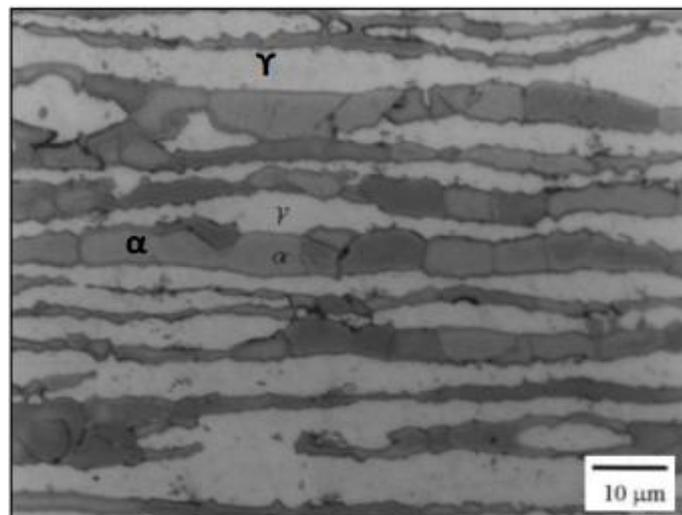


Figure 1.8 : Microstructure d'un acier inoxydable duplex (α : ferrite / γ Austénite) [15].

Le pourcentage des trois constituants principaux est équilibré pour que, vers 1000 à 1100 °C, l'alliage soit biphasé et constitué par un agrégat ferrite-austénite comportant, en moyenne, environ 50 % de ferrite.

Cette proportion de ferrite dépend, bien sûr, de la composition, comme illustré sur la figure 1.9 mais également, et dans de fortes proportions, de la température à laquelle les produits ont été traités thermiquement, comme le montre la figure 1.10.

Les additions rencontrées et qui ne modifient pas, dans des proportions sensibles, le comportement de ces aciers sont :

- le cuivre et /ou le molybdène pour améliorer la tenue à la corrosion vis-à-vis de certains fluides corrosifs.
- l'azote pour remonter les caractéristiques mécaniques [16].

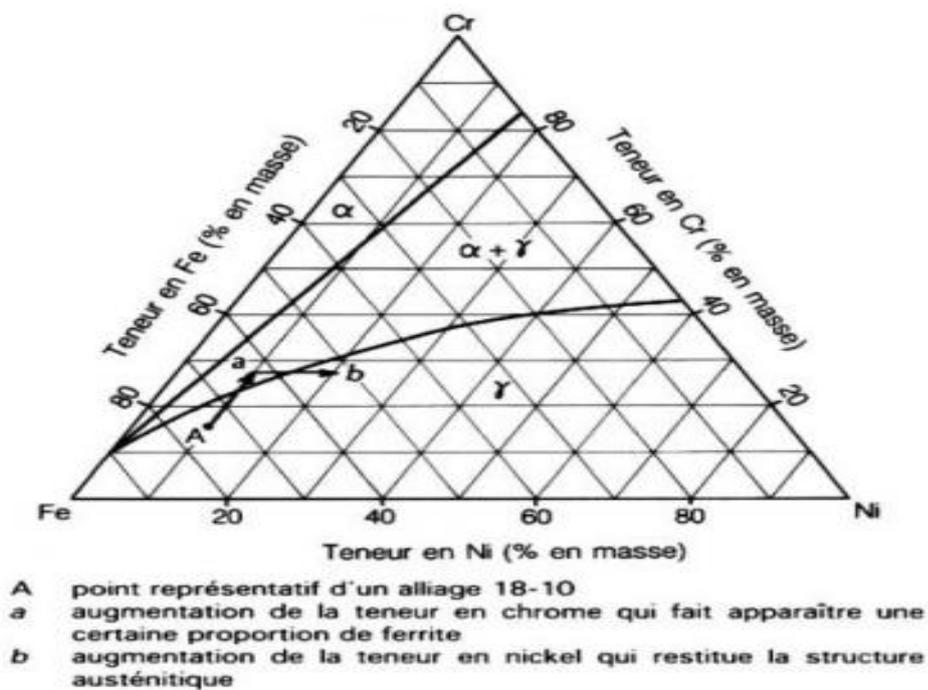
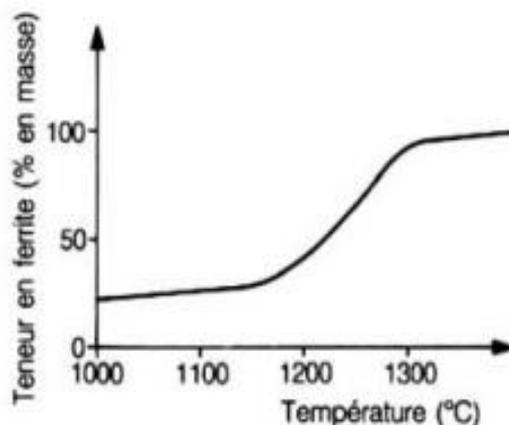


Figure 1.9 : Diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni à 1100 °C [16].



L'éprouvette est maintenue 1 heure à la température d'essai et subit ensuite une trempe à l'eau.

Figure 1.10 : Évolution de la teneur en ferrite en fonction de la température [16].

Le maintien à haute température est destiné à mettre tous les éléments d'alliage en solution solide dans la matrice austéno-ferritique, de manière à éviter les phases intermétalliques et les précipités. La teneur en ferrite augmente avec la température d'hypertrempe [17].

Divers changements structuraux peuvent se produire dans les aciers inoxydables duplex durant les traitements thermiques isothermes ou anisothermes. La plupart de ces transformations concernent la phase ferritique, pour deux raisons principales :

- D'une part celle-ci présente des vitesses de diffusion plus élevées. Les éléments d'alliage (comme le chrome) diffusent dans la ferrite cent fois plus rapidement que dans l'austénite, cela est principalement la conséquence de la faible compacité de la ferrite (réseau C.C) par rapport à l'austénite (réseau C.F.C).

- D'autre part, la ferrite est riche en Cr et Mo, ces deux éléments représentent les constituants privilégiés des phases intermétalliques. En outre, la solubilité des éléments dans la ferrite diminue avec la chute de température, ce qui favorise la précipitation lors des traitements à haute température.

En pratique, la température de traitement thermique doit être choisie aussi basse que possible mais suffisante pour remettre en solution toutes les précipitations.

Les proportions relatives de ferrite et d'austénite sont alors essentiellement déterminées par la composition chimique de la nuance, particulièrement par l'équilibrage entre éléments stabilisateurs de la ferrite (Cr, Mo, Si) et éléments stabilisateurs de l'austénite (Ni, N, C) [18].

1.6.1 Transformations structurales

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) [19].

1.6.2 Précipitation de phase secondaire

En exposant les aciers inoxydables duplex à des températures inférieures à 1000°C plusieurs transformations peuvent se produire au niveau de la microstructure. Ces transformations peuvent être divisées en deux groupes selon les intervalles de température dans lesquels elles se produisent comme montré sur la figure 1.11.

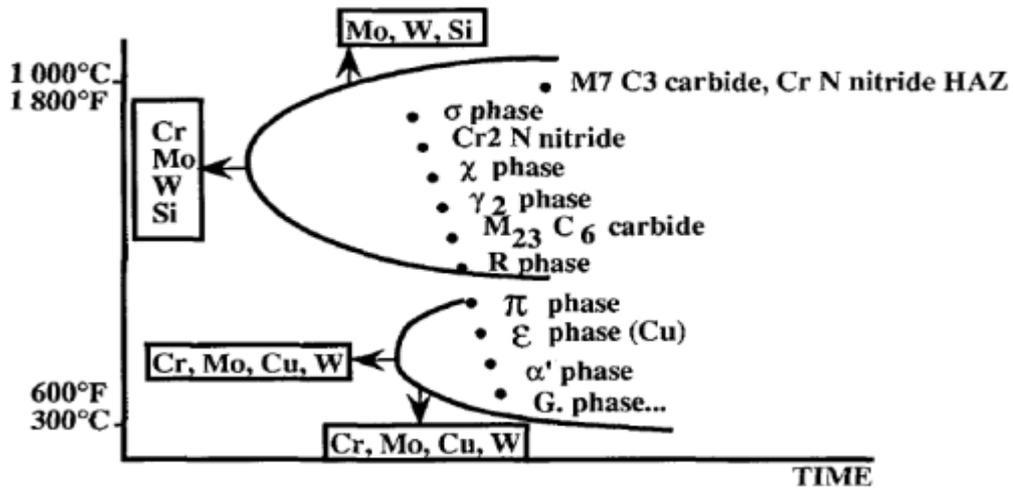


Figure 1.11 : Diagramme TTT, précipitation possible dans les aciers inoxydables duplex [20].

Ces transformations engendrent la précipitation de plusieurs phases secondaires telles que les carbures, les nitrures et les phases intermétalliques. Ces précipités ont en général une structure cristalline différente de celle du soluté ou du solvant. Cela est dû à la présence d'éléments fortement réactifs qui forment divers composés indésirables.

Une séparation spontanée de la ferrite en deux phases non miscibles à 475°C forme une structure submicronique de deux phases alpha α et alpha prime α' , (riche en chrome). Cette dernière favorise la précipitation du nitrure Cr_2N sous forme d'un réseau aiguillé. Une phase appelée phase G peut se générer à l'interface α/α' après de longues heures de maintien à une température entre 300 et 400°C avec un enrichissement local en Si et Ni.

La présence du cuivre dans l'alliage produit un durcissement complémentaire en lien avec la précipitation de la phase ϵ très riche en Cu dans la ferrite [20, 21, 22].

Dans ce qui suit on va discuter et décrire les différents précipités :

- **Les carbures**

La plupart des duplex contiennent un bas taux de carbone. Malgré cela et à cause de sa grande mobilité les précipitations de carbure se produisent en priorité par rapport aux autres phases. Dans les carbures de type M_{23}C_6 , l'élément M est principalement le chrome, partiellement substitué par le Fe, Mo ou le Ni, il se précipite entre 900 et 700°C lors des courtes expositions (inf à 0.5h) mais aussi après de longues expositions à des températures allant de 550 à 700°C.

Les carbures se précipitent principalement et préférentiellement aux joints de grains à l'interface ferrite/austénite suivant la réaction eutectoïde : $\alpha \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 + \gamma_2$, causant la migration de l'interface α/γ dans le sens de la ferrite. La zone de ferrite proche de l'interface se transforme en austénite secondaire du fait que cette zone s'appauvrit en chrome et la résistance à la corrosion est affectée car le chrome n'est plus libre dans la matrice pour assurer son rôle protecteur. Le mécanisme de la formation de ces précipitations est montré schématiquement sur figure 1.12.

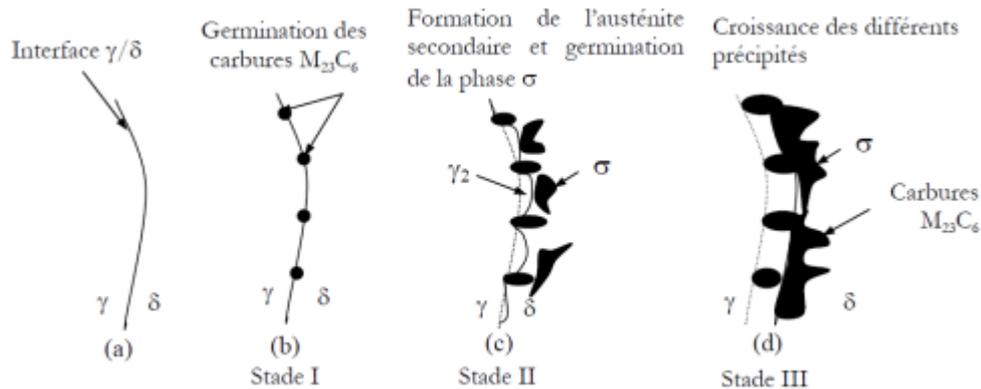


Figure 1.12 : Illustration schématique des différents stades de la décomposition de la ferrite formation des carbures [23].

- **La phase σ**

La phase σ est une phase intermétallique, amagnétique, dure et fragile. Elle existe pour des teneurs en chrome comprises entre 23 et 70 %. Elle fragilise donc l'ensemble de l'acier. En parallèle, la tenue à la corrosion est amoindrie (par suite de l'hétérogénéité de la teneur en chrome).

Cette phase précipite généralement dans un large domaine de température allant de 600 à 950 °C. Outre le fer, la phase sigma contient du chrome et du molybdène ; elle peut aussi contenir du silicium et du tungstène.

Certains éléments comme le molybdène, le silicium, le nickel et le manganèse agrandissent ce domaine d'existence, en particulier, vers les basses teneurs en chrome (par exemple 15 %).

Notons que la formation de phase σ concerne également la ferrite des aciers inoxydables austéno-ferritiques et même les aciers austénitiques à forte teneur en éléments d'alliage [24,25].

1.7 La métallurgie de soudage des aciers inoxydables

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 matériau de base.

Le soudage des métaux est une technique d'assemblage permanente qui établit la continuité métallique entre les pièces soudées. La soudure est le nom donné au joint formé par la fusion des bords des pièces à souder entre elles, avec ou sans adjonction d'un métal d'apport. La soudure peut donc être le résultat du seul mélange des métaux de base (les métaux à souder) ou du mélange des métaux de base et d'un métal d'apport.

Lors du soudage, il y a fusion locale des éléments à assembler, on distingue trois types de soudures :

1. La soudure homogène, dans laquelle les métaux de base et le métal d'apport éventuel sont tous de même nature.

2. La soudure hétérogène de type « A » qui associe des métaux de base de même nature avec un métal d'apport d'une autre nature.

3. La soudure hétérogène de type « B » où les métaux de base et le métal d'apport sont tous de natures différentes.

1.7.1 Métallurgie du soudage des aciers inoxydables duplex

Généralement les aciers duplex ont une bonne soudabilité et tous les procédés de soudage peuvent leur être appliqués. Cependant, pour avoir de bonnes soudures le respect de certaines règles est nécessaire. En effet, ces dernières dépendent de la composition chimique et du cycle thermique.

Le cycle thermique de soudage des duplex est caractérisé par le terme ΔT_{12-8} , le refroidissement dans cet intervalle (1200°-800°C) détermine la balance entre les phases, la ferrite et l'austénite :

- Le cycle de refroidissement rapide conduit à un taux élevé de ferrite dans le joint soudé ce qui détériore la résilience.

- Le cycle de refroidissement lent favorise la formation de l'austénite au refroidissement.

Un ΔT_{12-8} critique est défini pour avoir un taux d'austénite acceptable dans la zone affectée thermiquement (ZAT), ce qui permet l'obtention de propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion recherchées.

Les cycles thermiques à basses températures n'affectent pas les proportions des phases mais seulement les précipitations des phases intermétalliques. Pour éviter ces précipitations un refroidissement rapide est nécessaire (trempe à l'eau).

Pour les soudures, la trempe à l'eau n'est ni pratique ni obligatoire [6].

1.7.2 Les principaux procédés de soudages

L'assemblage des aciers inoxydables peut s'effectuer par des nombreux procédés de soudage tels que : soudage à arc avec électrode enrobée, sous flux, procédé MIG, TIG, soudage au plasma, soudage par faisceaux d'électrons et par faisceaux laser [26]. Les procédés les plus utilisés et les plus efficaces pour le soudage des aciers inoxydables (cas des aciers inoxydables duplex) sont : le soudage TIG (Tungsten Inert Gas Welding) et le soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW).

1.7.2.1 Le soudage à arc avec électrode enrobée (SMAW)

Le soudage à l'arc avec électrode enrobée est un procédé à la fois rapide et d'une bonne souplesse d'utilisation sur toutes les nuances d'aciers inoxydables. L'électrode enrobée est constituée par une âme métallique centrale autour de laquelle est disposé concentriquement l'enrobage.

Cet enrobage de l'électrode procède un triple rôle, sont :

- Il protège le métal fondu du contact de l'acier et évite l'oxydation du chrome.
- Contribue à la bonne qualité métallique du joint à sa résistance à la corrosion.
- Stabilisateur de l'arc [26].

1.7.2.2 Le soudage TIG

Le soudage TIG est un procédé à l'arc sous protection d'un gaz inerte avec une électrode infusible (tungstène) où l'arc jaillit entre l'électrode de tungstène et la pièce à souder au sein de l'enceinte protégée (l'atmosphère du gaz inerte). Le métal d'apport est amené soit manuellement ou automatiquement dans le bain de fusion. L'électrode en tungstène peut contenir des éléments d'alliages qui favorisent l'émission électronique telle que le thorium. Parfois un mélange argon-hélium est utilisé pour augmenter la pénétration du bain de fusion [27].

Le soudage TIG peut s'effectuer sans métal d'apport, contrairement à d'autres procédés à l'arc (électrode enrobé, MIG, MAG...). Néanmoins, un supplément de matière peut être apporté, sous forme de fil ou de baguette.

1.7.3 Soudage multi passes

Jusqu'ici l'étude s'est portée sur une soudure en une seule passe. Concernant le soudage multi passes ou poly passes il y a lieu de prendre en considérations d'autres paramètres tels que :

- La température initiale.
- Le nombre, la disposition des passes et de leurs conditions d'exécution.
- L'intervalle de temps entre passe.
- La position par rapport à la soudure du point dont on suit la variation de température [28].

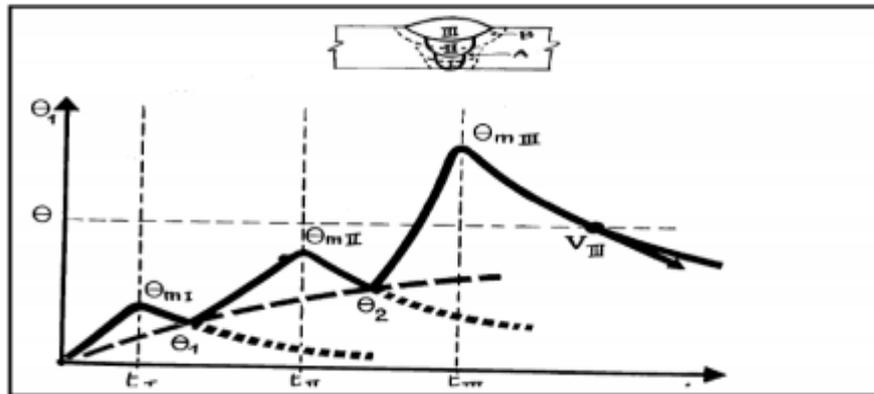


Figure 1.13 : Les effets thermiques du soudage en plusieurs passes, dans le cas d'une soudure sur bords chanfreinés en V, exécutée en trois passes sans préchauffage [28].

1.8 Conclusion

En fonction des éléments d'alliage dont ils se composent et les traitements thermiques qu'ils ont subis, les aciers résistants à la corrosion présentent des structures variées, conditionnant leurs caractéristiques mécaniques, leur stabilité à la corrosion ainsi que leur soudabilité. Les différents types d'aciers sont regroupés selon leur structure. Les aciers austénitiques ont de très bonnes propriétés quant à la corrosion et se laissent facilement déformer à froid. Les aciers ferritiques se comportent bien en atmosphères à teneur en soufre et sont réputés pour leur résistance à la chaleur. Les aciers martensitiques se distinguent des autres par leur très grande dureté. Les aciers duplex possèdent une structure en deux phases austénitique et ferritique, et associent de bonnes propriétés chimiques face à la corrosion avec d'intéressantes dispositions mécaniques et technologiques.

Les aciers inoxydables duplex présentent une excellente soudabilité. Cependant, lors de l'opération de soudage on assiste à une augmentation de la teneur en ferrite avec une possibilité de précipitation. De ce fait, il est nécessaire de contrôler les conditions de soudage (composition du métal d'apport et vitesse de refroidissement) afin de conserver le rapport des phases ferritique-austénitique et d'éviter toutes précipitations.

Les progrès de la métallurgie du soudage et de la soudabilité de ces aciers seront la clé de leurs vastes mises en œuvre. L'optimisation des paramètres de soudage-énergie et la composition du métal d'apport permettent généralement de s'affranchir de tout traitement thermique après soudage.

Chapitre 2 : Techniques expérimentales

2.1 Introduction

Dans cette partie, on présente en détail les matériaux utilisés lors de cette étude ainsi que les métaux d'apports pour l'assemblage. Dans une seconde partie, on définit les différentes techniques expérimentales utilisées pour la caractérisation mécanique des soudures hétérogènes et homogènes.

2.2 Matériaux utilisés

2.2.1 Métal de base

J'ai utilisé pour la réalisation de ce travail un acier inoxydable austéno-ferritique (duplex) de nuance **A790-S32750** selon la norme **ASME**. Son état initial est caractérisé par la présence d'une structure biphasée constituée de deux phases, l'austénite γ de structure CFC et la ferrite δ de structure CC. La composition chimique du métal de base est donnée dans le tableau 2.1 :

Tableau 2.1 : Composition chimique du métal de base.

Elément	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Fe
%m	0.012	0.65	0.45	0.023	0.0005	6.65	25.5	3.58	0.33	0.2715	62,533

Le tableau ci-dessous représente les propriétés mécaniques de métal de base :

Tableau 2.2 : Propriétés mécaniques de métal de base.

<i>Limite d'élasticité minimale 0.2% (MPa)</i>	550
<i>Résistance à la traction (MPa) au minimum</i>	800
<i>Allongement (%) au minimum</i>	25

2.2.2 Métal d'apport

Pour la réalisation des différentes soudures, on a utilisé un métal d'apport de nuance **ENiCrMo-4** (selon AWS) et un métal d'apport de nuance **ER2594** (selon AWS). L'analyse de la composition chimique de ces deux métaux par spectroscopie a permis d'obtenir les pourcentages massiques des différents éléments d'alliage. Ces quantités sont données dans les tableaux (2.3 et 2.4).

Tableau 2.3 : Composition chimique du métal d'apport (alliage de nickel).

Elément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Cu	Co	Fe
% m	<0.01	<0.01	0.5	0.005	0.001	15.5	15.5	58.9	<0.1	3.3	<0.1	<0.1	5.7

Tableau 2.4 : Composition chimique du métal d'apport (duplex).

Elément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Cu	Co	Fe
% m	0.008	0.4	0.4	0.016	0.0005	25.21	3.9	9.32	0.054	<0.01	0.097	0.058	60.52

2.3 Préparation des éprouvettes pour l'opération de soudage

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

Après le nettoyage des éprouvettes, un chanfrein doit être préparé pour être rempli du métal déposé. La forme et les dimensions de ce chanfrein dépendent de la géométrie de l'éprouvette à souder. Dans notre cas, un chanfrein de type V a été usiné. Les caractéristiques géométriques de ce chanfrein sont représentées schématiquement dans la figure 2.1.

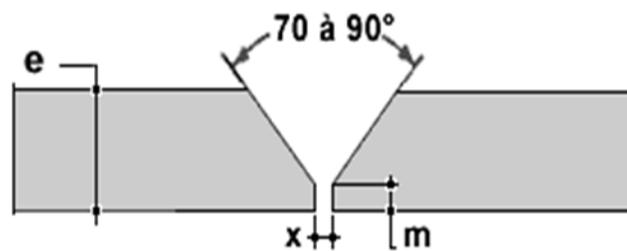


Figure 2.1 : Forme et dimensions du chanfrein préparé.

- Pour le métal d'apport (alliage de nickel) :
 $x=4\text{mm}$, $m=1.6\text{mm}$, $e=12.7\text{mm}$ et l'angle $\alpha=70^\circ$
- Pour le métal d'apport (duplex) :
 $x=3.2\text{mm}$, $m=1.6\text{mm}$, $e=7.11\text{mm}$ et l'angle $\alpha=70^\circ$

Dans le soudage des aciers inoxydables duplex, l'argon est le plus utilisé comme gaz de protection pour son moindre coût et son faible potentiel d'ionisation qui favorise la formation d'un plasma au passage de l'arc électrique. De plus, l'argon étant plus lourd que l'hélium, il enveloppe plus longtemps la surface de soudage assurant ainsi une meilleure protection.

On notera que l'utilisation de l'hélium comme gaz de protection, de par son potentiel d'ionisation élevé et sa meilleure conductivité thermique, conduit à une tension d'arc supérieure et donc à une énergie transférée plus importante ; cependant sa densité plus faible entraîne une distribution spatiale de température plus large. Le débit optimal de gaz ne doit pas perturber le bain liquide et un écoulement laminaire est préférable.

2.3.1 Procédés de soudage utilisés

Pour le soudage des tubes, il est de pratique courante d'exécuter la passe de fond par soudage TIG pour assurer la pénétration, puis les passes de remplissage en soudage manuel avec électrode enrobée.

Pour effectuer les soudures bout à bout de notre étude, faites en sept passes pour le métal d'apport de type **ENiCrMo-4**, et en cinq passes pour le métal d'apport de type **ER2594**, deux procédés ont été choisis. Les deux premières passes (passe de fond) ont été réalisées en utilisant le procédé de soudage TIG (Tungsten Inert Gas) et les autres passes qui restent appelés passes de bourrage, ont été exécutées par le procédé de soudage à l'arc manuel avec électrodes enrobées SMAW (Shielded Metal Arc Welding).

Tableau 2.5 : Paramètres de soudage (ENiCrMo-4).

N° De Passe		1	2	3	4	5	6	7
Procédé		TIG	TIG	SMAW	SMAW	SMAW	SMAW	SMAW
Métal d'apport		D(mm)		2.4	2.4	2.5	3.2	3.2
Courant De Soudage	Intensité(A)	I _{min}	95	110	62	71	74	71
		I _{max}	104	120	64	78	80	76
	Tension(V)	U _{min}	9.8	10.1	21.3	21.7	20.9	21.3
		U _{max}	10.2	11.8	22.2	22.5	22.9	22.1
Temps de soudage (mn)		22mn 01s	9mn 46s	10mn 20s	09mn 47s	09mn 47s	9mn 16s	10mn 01s
Vitesse de soudage (cm/min)		4.29	7.04	7.24	7.37	7.63	7.42	6.87
Energie de soudage (KJ/cm)		14.82	12.1	11.77	14.29	14.41	13.58	14.74
Temps entre passes (min)		3	4	5	6	5	5	5

Tableau 2.6 : Paramètres de soudage (ER2594).

N° De Passe		1	2	3	4	5
Procédé		TIG	TIG	SMAW	SMAW	SMAW
Métal d'apport		D(mm)		2.4	2.4	2.5
Courant De Soudage	Intensité(A)	I _{min}	80	110	80	82
		I _{max}	85.6	116.5	86.4	90.5
	Tension(V)	U _{min}	10.5	10.4	21.6	21.8
		U _{max}	12.1	12.2	22.9	22.8
Temps de soudage (mn)		11mn 08s	5mn 32s	6mn 30s	06mn 11s	06mn 15s
Vitesse de soudage (cm/min)		4.3	8.65	7.37	7.74	7.66
Energie de soudage (KJ/cm)		14.45	9.86	16.2	15.99	16.93
Temps entre passes (min)		2	3	4	3	

2.3.2 Méthode de prélèvement

Dans le cas du soudage, le suivi de l'évolution structurale en fonction des passes de soudage nécessite le plus souvent un prélèvement d'échantillon dans la direction transverse à celle du soudage. Pour notre travail, nous avons effectué des coupes transversales dans le cordon de soudure.

Le sens de soudage correspond à la direction TD de l'échantillon. Le sens de prélèvement de l'échantillon par rapport aux directions RD, TD et ND est représenté schématiquement dans la figure 2.2. Ce mode de prélèvement a été adopté pour toutes les observations microscopiques effectuées dans ce travail.

La connaissance des propriétés d'un matériau nécessite une évaluation de la forme, de la distribution, de la quantité et de la nature des constituants (phases) qui le compose. Pour une technique d'analyse donnée, le mode de prélèvement des échantillons à partir des composants industriels dépend de l'information recherchée.

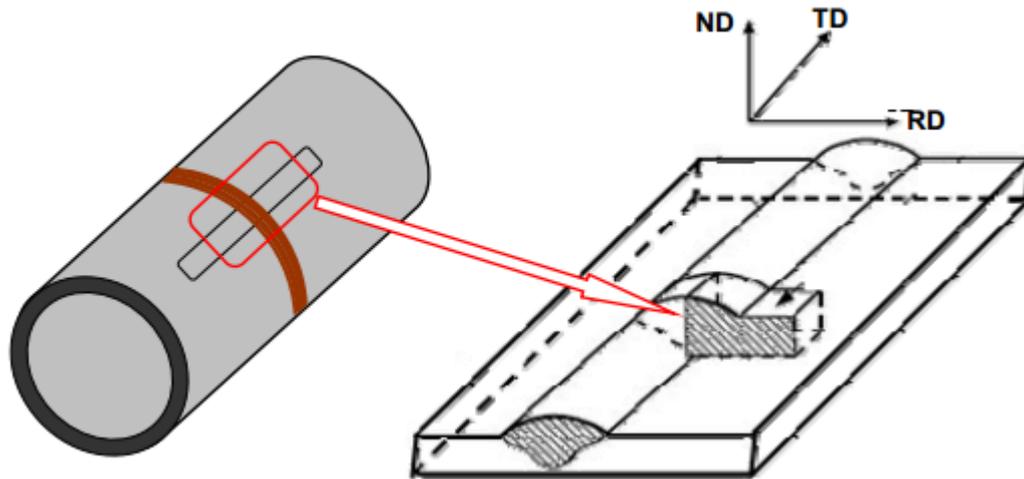


Figure 2.2 : Représentation schématique du mode de prélèvement des échantillons à partir du tube soudé.

2.4 Caractérisation mécanique

Dans les applications industrielles des structures soudées, une étude microstructurale est insuffisante pour décider de la qualité du joint si celle-ci n'est pas complétée par une étude de ses propriétés mécaniques. Afin de mettre en évidence les caractéristiques mécaniques du matériau, on a effectué divers essais mécaniques pour déterminer la qualité de la soudure. Ces essais ont été réalisés au sein de laboratoire d'essais mécaniques du GTP.

Dans cette étude on s'est intéressé à suivre l'évolution des différentes propriétés mécaniques du joint en fonction des changements de phase dus au soudage et aux traitements thermiques.

2.4.1 Essai de traction

C'est l'un des essais les plus pratiqués qui permet de déterminer les caractéristiques mécaniques fondamentales des matériaux : limite d'élasticité, charge de rupture, et allongement de rupture notamment.

L'essai de traction consiste à soumettre une éprouvette à une charge uni-axiale longitudinale jusqu'à la rupture, à température ambiante (20°C), et à enregistrer simultanément durant l'essai la charge et l'allongement de l'éprouvette.

- **Eprouvettes**

L'essai de traction est pratiqué sur des éprouvettes cylindriques dont la géométrie est fonction de la forme et des dimensions du produit d'origine. La géométrie et les dimensions de la partie utile sont définies par la norme.

Les éprouvettes de traction peuvent adoptées deux géométries : cylindrique ou plate. La section doit être constante sur une longueur suffisante pour obtenir un état de contrainte homogène durant l'essai. Aux deux extrémités sont usinées deux têtes d'amarrage avec des rayons de courbure suffisamment grands pour éviter des concentrations de contraintes excessive.

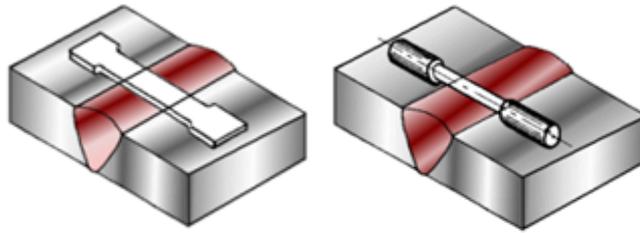


Figure 2.3 : Géométrie d'éprouvettes de traction.

1- Pour la soudure (duplex / alliage de nickel)

L'essai de traction est effectué sur deux éprouvettes plates à section rectangulaire dont les dimensions sont données sur le tableau ci-dessous :

Tableau 2.7 : Dimensions des éprouvettes de traction pour la soudure (duplex / alliage de nickel).

Repère	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm ²)
T1	20.45	12.29	251.33
T2	19.02	13.15	250.11

2- Pour la soudure (duplex / duplex)

L'essai est effectué sur deux éprouvettes plates à section rectangulaire dont les dimensions sont données sur le tableau ci-dessous :

Tableau 2.8 : Dimensions des éprouvettes de traction pour la soudure (duplex / duplex).

Repère	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm ²)
T1	19.26	7	134.82
T2	19.47	7.08	137.85

2.4.2 Essai de résilience

L'essai de résilience est un moyen rapide et simple pour évaluer la résistance d'un matériau au choc. Ce mode d'essai est très répandu dans l'industrie. Il consiste à mesurer l'énergie de rupture à grande vitesse de déformation.

- *Eprouvettes*

Une éprouvette Charpy est un barreau entaillé. Deux types d'éprouvettes existent, l'éprouvette KCU et KCV, selon que l'entaille a une forme de U ou V.

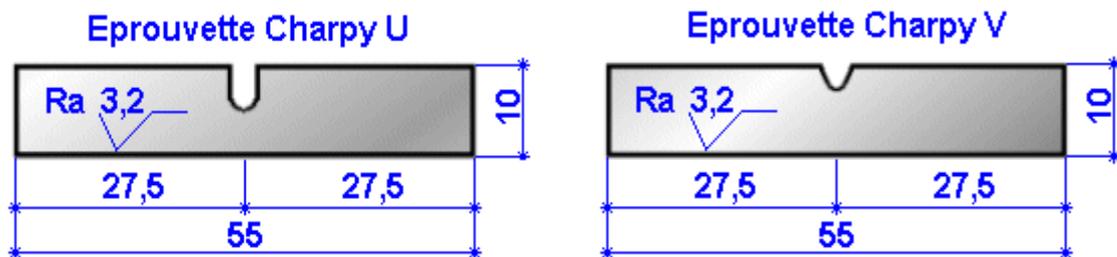


Figure 2.4 : Différents types d'éprouvettes de résilience.

L'usinage des entailles se fait au niveau de la zone fondue (ZF) et ainsi dans la zone affectée thermiquement.

On a prélevé trois éprouvettes normalisées de chaque combinaison d'assemblage (homogène et hétérogène), comme présenté sur la figure ci-dessous :

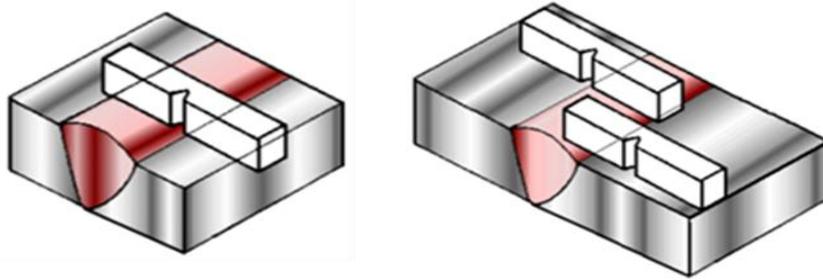


Figure 2.5 : Zones de prélèvement d'éprouvettes.

1- Pour la soudure (duplex / alliage de nickel)

L'essai est réalisé sur des éprouvettes normalisées de dimensions de $55 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ (figure 2.6). Les entailles usinées dans les éprouvettes sont des entailles en V de 45° d'ouverture et de 2mm de profondeur. Les essais ont été réalisés à -29°C .

2- Pour la soudure (duplex / duplex)

L'essai est réalisé sur des éprouvettes normalisées de dimensions de $55 \times 10 \times 6 \text{ mm}^3$. Les entailles usinées dans les éprouvettes sont des entailles en V de 45° d'ouverture et de 2 mm de profondeur. Les essais ont été réalisés à -40°C .

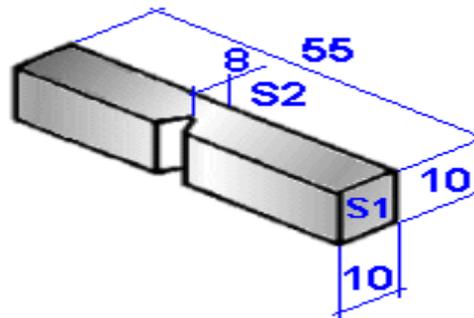


Figure 2.6 : Forme et dimensions de l'éprouvette de résilience utilisée pour la soudure (duplex / alliage de nickel).

2.4.3 Essai de pliage

L'essai de pliage est un essai qualitatif simple et bon marché qui peut être utilisé pour déterminer tant la flexibilité que la résistance d'un matériau. Il est souvent utilisé comme essai de contrôle de qualité pour les soudures bout à bout.

1- Pour la soudure (duplex / alliage de nickel)

L'essai de pliage est effectué sur le côté (SB) qui se présente par le fait que la soudure est en extension, l'essai se fait sur quatre éprouvettes prélevées transversalement à l'assemblage soudé (figure 2.7) de 10 mm d'épaisseur et de 12.7 mm de largeur et de diamètre de poinçon de 60 mm.

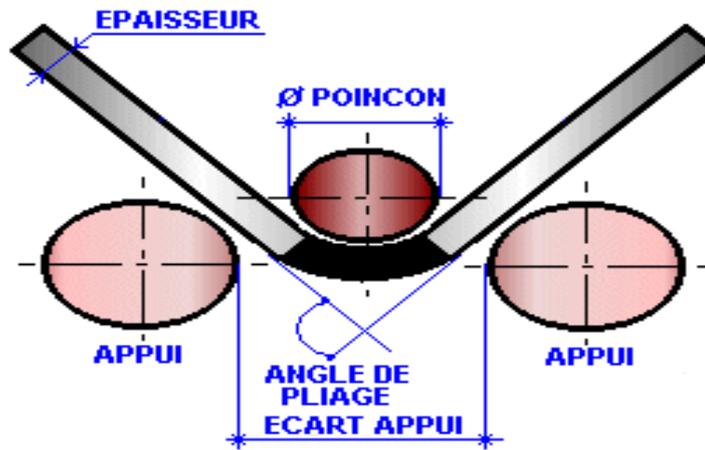


Figure 2.7 : Principe d'essai de pliage sur le côté.

2- Pour la soudure (duplex / duplex)

On a effectué deux essais de pliage transversal endroit (FB) qui se présente par le fait que la finition du cordon est en extension (figure 2.8 (a)), et deux essais de pliage transversal envers (RB) qui se présente par le fait que la racine du cordon est en extension (figure 2.8 (b)). L'essai se fait sur quatre éprouvettes prélevées transversalement à l'assemblage soudé de 7.11 mm d'épaisseur et de 38 mm de largeur et de diamètre de poinçon de 30 mm.

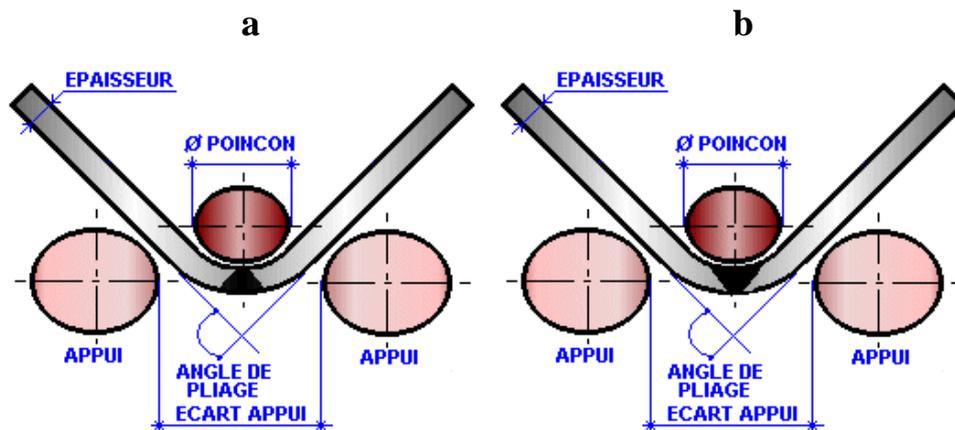


Figure 2.8 : Principe d'essai de pliage sur le côté endroit et envers : (a) endroit et (b) envers.

2.4.4 Essai de dureté

L'essai consiste à appliquer sur une pièce à mesurer, un pénétrateur sous une charge d'appui F donnée. La dureté est mesurée par rapport aux dimensions de l'empreinte du pénétrateur laissée sur la surface du matériau contrôlé. L'empreinte est d'autant plus importante lorsque le matériau est mou. Les essais de dureté caractérisent la résistance qu'offre un matériau à la pénétration.

Ce sont des essais de dureté Vickers qu'ils ont effectués aux échantillons au sein de laboratoire de GTP sur deux lignes, neuf points sur chaque ligne (figure 2.9), à l'aide d'une machine de dureté de marque INNOVATEST de type NEMESIS 9000.

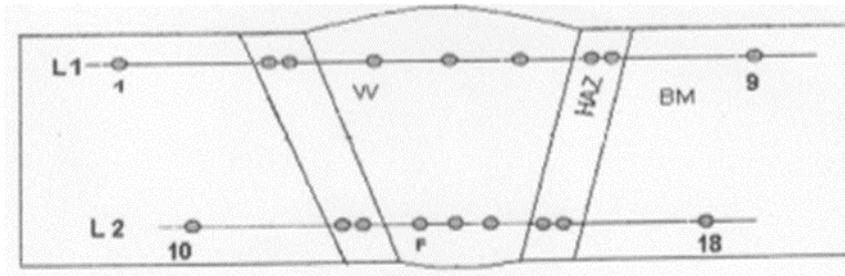


Figure 2.9 : Représentation schématique des points d'essai de dureté.

L'essai est réalisé à température ambiante. Il est appliqué dans tous les zones de soudure (la zone fondue, les zones affectées thermiquement et le métal de base) à un échantillon attaqué thermiquement à l'aide d'un réactif et préalablement poli et prélevé perpendiculairement à l'axe du cordon de soudure.

La charge d'essai est généralement de 49,2 N soit 5 kgf (symbole de dureté HV5) ou de 98,07 N soit 10 kgf (symbole de dureté HV10). La charge est appliquée progressivement et de façon constante jusqu'à ce que la charge choisie soit atteinte. Le temps de maintien de la charge est de 10 à 15 secondes.

Les conditions sous lesquelles l'essai a été réalisé sont regroupées sur les tableaux 2.9.

Tableau 2.9 : Conditions de travail de l'essai de dureté pour les deux soudures (duplex / alliage de nickel) et (duplex / duplex).

<i>Zone</i>	<i>Charge (kgf)</i>	<i>Temps de maintien (s)</i>
MB	10	15
ZAT	5	
ZF	10	

Chapitre 3 : Résultats et discussions

3.1 Introduction

L'étude de la structure métallurgique des soudures des aciers inoxydables duplex est d'une importance primordiale dans la maîtrise des propriétés de tels assemblages. Dans le cas du soudage multi-passes, la succession des cycles thermiques conduit à la transformation ferrite (δ) \leftrightarrow austénite (γ) à différents taux d'achèvement et influe sur l'équilibre δ/γ au niveau de la soudure.

Dans ce chapitre nous présentons les résultats des expériences menées au cours de ce travail et leurs interprétations.

3.2 Résultats des caractérisations mécaniques

3.2.1 Essai de traction

La résistance à la traction R_m (N/mm² ou MPa) correspondant au point maximum de la courbe conventionnelle de traction monotone se calcule comme suit : $R_m = \frac{F_m}{S_0}$.

Avec :

- R_m : résistance mécanique.
- F_m : force mécanique appliquée.
- S_0 : la section de l'éprouvette.

Les essais sont réalisés à température ambiante (20°C).

Les tableaux ci-dessous représentent les dimensions et les résultats d'essais de traction des deux échantillons utilisés.

1- Pour la soudure (duplex / alliage de nickel)

Tableau 3.1 : Résultats de l'essai de traction monotone pour la soudure (duplex / alliage de nickel).

Repère	Dimensions éprouvette			Domaine plastique		Observation
	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm ²)	Fm [N]	Rm[Mpa]	
T1	20.45	12.29	251.33	211283.5	840.66	Rupture dans la soudure
T2	19.02	13.15	250.11	210685	842.36	Rupture dans la soudure

2- Pour la soudure (duplex / duplex)

Tableau 3.2 : Résultats de l'essai de traction monotone pour la soudure (duplex / duplex).

Repère	Dimensions éprouvette			Domaine plastique		Observation
	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm ²)	Fm [N]	Rm[Mpa]	
T1	19.26	7.00	134.82	114805.10	851.54	Rupture hors soudure
T2	19.47	7.08	137.85	115810.03	840.13	Rupture hors soudure

Les deux tableaux ci-dessus représentent les résultats de l'essai de traction des joints de soudures homogènes (duplex/ duplex) et hétérogène (duplex /alliage de nickel).

Du tableau 3.1, on remarque que la rupture s'est produite dans la soudure pour l'assemblage (duplex/ alliage de nickel), et du tableau 3.2, on observe que la rupture apparaît au niveau du métal de base pour la soudure (duplex/ duplex), signifie que la résistance mécanique de la soudure (duplex/ duplex) est excellente par rapport à la soudure (duplex /alliage de nickel).

On constate aussi que l'adhérence entre le métal d'apport et le métal de base pour la soudure (duplex/ duplex) avec ce procédé de soudage est très bonne par rapport à la soudure (duplex /alliage de nickel), ce qui explique le fait que la rupture s'est produite en dehors du cordon de soudure. On conséquence l'assemblage homogène de l'acier duplex présente des caractéristiques mécaniques intéressantes par rapport à la soudure hétérogène (duplex/ alliage de nickel).

3.2.2 Essai de résilience

Les tableaux ci-dessous représentent les résultats de l'essai de résilience de chaque assemblage, alors que les figures (3.1 et 3.2) illustrent ces résultats sous forme d'histogramme.

1- Pour la soudure (duplex / alliage de nickel)

Tableau 3.3 : Résultats de l'essai de résilience pour l'assemblage (duplex / alliage de nickel).

Echantillon	Localisation entaille	Energie absorbée [J]	Valeur moyenne [J]
1	ZF	70	78
2		84	
3		80	
1	ZAT	150	139.33
2		150	
3		118	

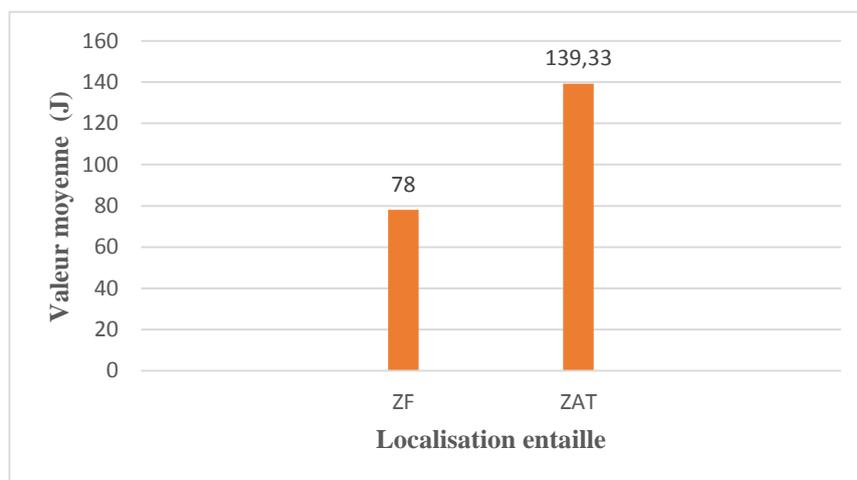


Figure 3.1 : Energie absorbée lors de l'essai de résilience de l'assemblage (duplex / alliage de nickel).

2- Pour la soudure (duplex / duplex)

Tableau 3.4 : Résultats de l'essai de résilience pour l'assemblage (duplex / duplex).

Echantillon	Localisation entaille	Energie absorbée [J]	Valeur moyenne [J]
1	ZF	41.6	40.57
2		36.4	
3		43.7	
1	ZAT	47.9	51.20
2		62	
3		43.7	

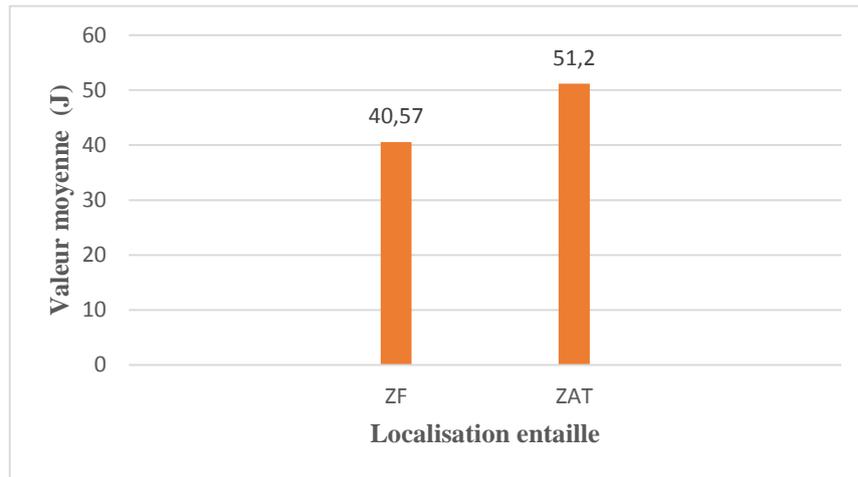


Figure 3.2 : Energie absorbée lors de l'essai de résilience de l'assemblage (duplex / duplex).

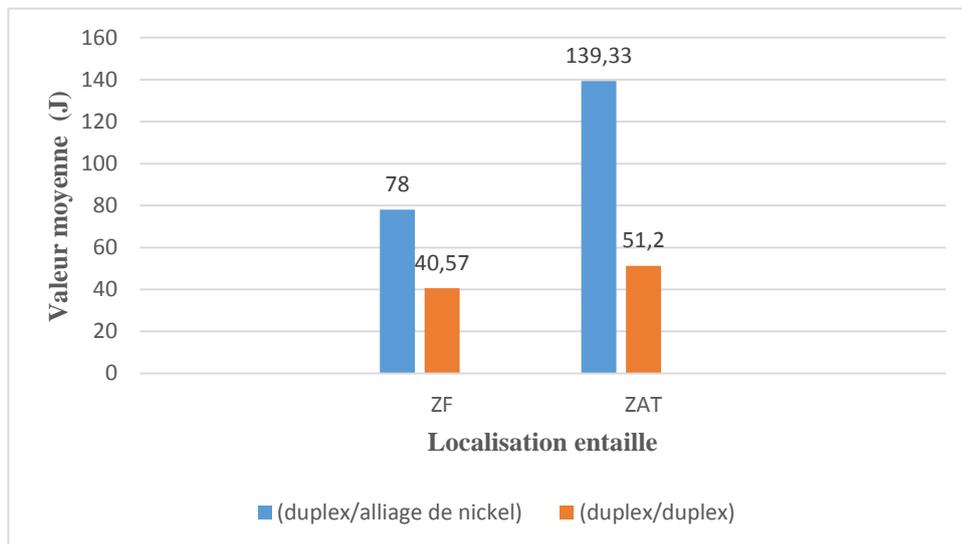


Figure 3.3 : Comparaison d'énergie absorbée lors de l'essai de résilience des deux assemblages.

Ces résultats représentent les valeurs moyennes de l'énergie absorbée lors de l'essai de résilience mesurées dans chaque zone.

On remarque que l'énergie absorbée par la zone fondue est inférieure à celle absorbée par la zone affectée thermiquement pour les deux assemblages. En effet, dans la zone affectée thermiquement il y a un grossissement des grains provoquant une chute des propriétés mécaniques en particulier la dureté et rend cette zone plus ductile.

Cette différence d'énergie absorbée entre les zones est inversement proportionnelle au taux de précipitation des différentes phases intermétalliques dures et fragilisantes (en particulier la phase sigma).

La ductilité dans la zone affectée thermiquement est la plus basse et s'explique par le fait que le taux de la phase sigma dans cette zone est plus élevé que dans les autres.

On voit bien que les valeurs de l'énergie absorbée par l'assemblage (duplex / alliage de nickel) sont plus importantes que celle absorbée par l'assemblage (duplex / duplex). Ça s'explique par le fait que l'assemblage (duplex / alliage de nickel) résiste plus au choc par rapport aux (duplex / duplex).

On constate par ailleurs que les valeurs des énergies enregistrées par les différentes zones, MB, ZAT et ZF, vont en diminuant contrairement aux valeurs de dureté qui vont en augmentant, ce qui est logique.

3.2.3 Essai de pliage

Les tableaux ci-dessous représentent les résultats de l'essai de pliage. Le diamètre de poinçon de la machine de pliage utilisé dans cet essai est de 60 mm pour l'assemblage (duplex / alliage de nickel) et de 30 mm pour l'assemblage (duplex / duplex).

1- Pour la soudure (duplex / alliage de nickel)

Tableau 3.5 : Résultats de l'essai de pliage pour l'assemblage (duplex / alliage de nickel).

Repère	Dimensions éprouvette		Type de pliage			Observations
	Largeur	Epaisseur	Envers	Endroit	Coté	
SB1	12.7	10			×	Rien à signaler
SB2					×	Rien à signaler
SB3					×	Rien à signaler
SB4					×	Rien à signaler

2- Pour la soudure (duplex / duplex)

Tableau 3.6 : Résultats de l'essai de pliage (duplex / duplex).

Repère	Dimensions éprouvette		Type de pliage			Observations
	Largeur	Epaisseur	Envers	Endroit	Coté	
FB1	38	7.11		×		Rien à signaler
FB2				×		Rien à signaler
RB1			×			Rien à signaler
RB2			×			Rien à signaler

Les déformations observées sur les éprouvettes ne révélant aucune fissure et rien à signaler dans le cordon de soudure des échantillons, alors ils sont acceptables.

D'après ces observations on peut dire que les deux soudures sont qualitativement conformes. Ces essais ne nous renseignent pas sur l'étendue du pliage et les mesures de la flèche qui permettent d'apprécier quantitativement la résistance au pliage.

3.2.4 Essai de dureté

La figure 3.4 représente les points où la dureté a été mesurée pour les deux assemblages.

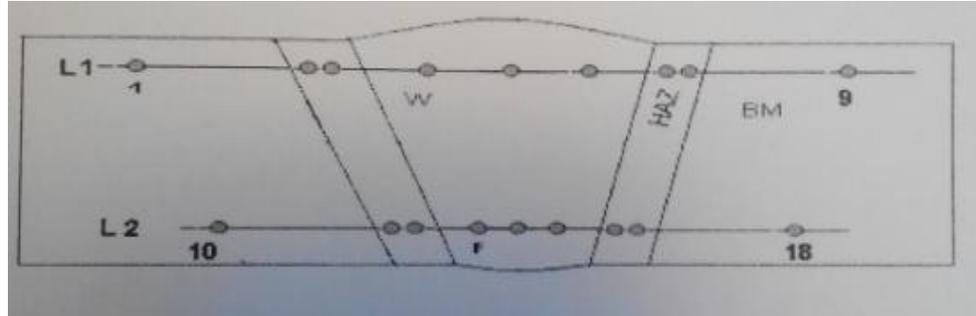


Figure 3.4 : Représentation schématique des points de dureté.

1- Pour la soudure (duplex / alliage de nickel)

Tableau 3.7 : Valeurs de dureté dans les différentes zones de l'assemblage (duplex /alliage de nickel).

<i>L'échantillon</i>	<i>N° de point</i>	<i>Dureté(HV)</i>	<i>N° de point</i>	<i>Dureté(HV)</i>
<i>MB (HV10)</i>	<i>1</i>	<i>310.93</i>	<i>10</i>	<i>308.99</i>
<i>ZAT (HV5)</i>	<i>2</i>	<i>333.18</i>	<i>11</i>	<i>310.74</i>
	<i>3</i>	<i>331.32</i>	<i>12</i>	<i>318.77</i>
<i>ZF (HV10)</i>	<i>4</i>	<i>304.38</i>	<i>13</i>	<i>320</i>
	<i>5</i>	<i>324.20</i>	<i>14</i>	<i>304.51</i>
	<i>6</i>	<i>304.40</i>	<i>15</i>	<i>296.80</i>
<i>ZAT (HV5)</i>	<i>7</i>	<i>342.87</i>	<i>16</i>	<i>344.20</i>
	<i>8</i>	<i>345.84</i>	<i>17</i>	<i>337.61</i>
<i>MB (HV10)</i>	<i>9</i>	<i>329.52</i>	<i>18</i>	<i>317.75</i>

Tableau 3.8 : Valeurs moyennes de la dureté sur les deux lignes de points (duplex /alliage de nickel).

<i>L'échantillon</i>	<i>Ligne 1</i>	<i>Ligne 2</i>
<i>MB</i>	<i>320,225</i>	<i>313,37</i>
<i>ZAT</i>	<i>338,3025</i>	<i>327,83</i>
<i>ZF</i>	<i>310,993</i>	<i>307,103</i>

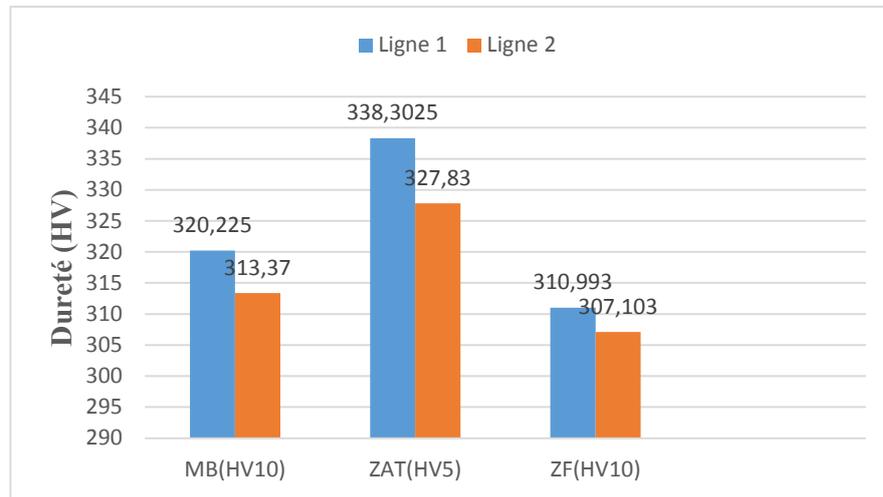


Figure 3.5 : Les valeurs moyennes de la dureté des deux lignes (duplex /alliage de nickel).

On remarque que la dureté mesurée dans la ZAT est plus élevée que dans la zone fondue et dans le métal de base.

Les résultats concernant la soudure hétérogène (duplex/alliage de nickel), (la figure 3.5) montrent que le niveau de dureté est plus faible dans la ZF dû à la variation de la composition en éléments d'alliages, cette chute de dureté au niveau de la ZF est due à l'obtention d'un rapport déséquilibré austénite-ferrite ainsi que la précipitation de phase non désirées (exemple : phase σ) qui provoquent des pertes considérables de dureté.

Les valeurs du 1^{er} profil sont plus élevées que celles du 2^{ème} profil à cause des cycles thermiques provoqués par le transfert de chaleur de la ZF vers la ZAT, ce dernier va minimiser la formation des phases intermétalliques.

La différence de dureté entre la ZAT du profil 1 et celle du profil 2 peut être expliquée par le fait que la taille des grains dans la partie supérieure de la soudure est moins importante et donc on a une chute de dureté.

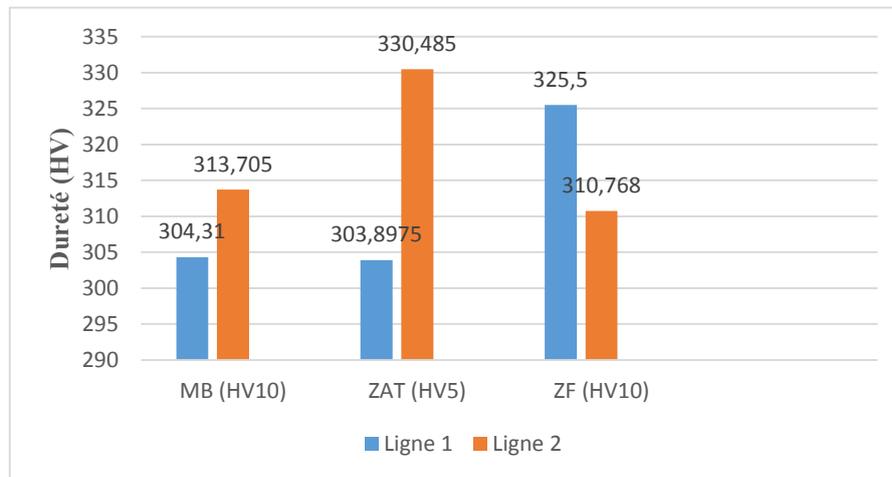
2- Pour la soudure (duplex / duplex)

Tableau 3.9 : Valeurs de dureté dans les différentes zones de l'assemblage (duplex / duplex).

L'échantillon	N° de point	Dureté(HV)	N° de point	Dureté(HV)
MB (HV10)	1	297.07	10	290.40
ZAT (HV5)	2	290	11	332.35
	3	313	12	339.59
ZF (HV10)	4	324.72	13	310.77
	5	317.68	14	304
	6	334.12	15	317.59
ZAT (HV5)	7	309.37	16	330.59
	8	303.22	17	319.41
MB (HV10)	9	311.55	18	337.01

Tableau 3.10 : Valeurs moyennes de la dureté sur les deux lignes de points (duplex /duplex).

<i>L'échantillon</i>	<i>Ligne 1</i>	<i>Ligne 2</i>
MB	304,31	313,705
ZAT	303,8975	330,485
ZF	325,5	310,768

**Figure 3.6** : Les valeurs moyennes de la dureté des deux lignes (duplex /duplex).

On remarque une diminution de la dureté dans la ZAT pour la 1^{ère} ligne à cause du grossissement des grains par rapport à la zone fondue qui présente une dureté élevée à cause des précipités et de la formation des phases intermétalliques.

Le taux de la phase σ étant beaucoup plus élevé dans la zone affectée thermiquement pour la 2^{ème} ligne à cause des cycles thermiques appliqués dans cette zone.

Conclusion générale

L'objectif de l'étude présentée dans ce manuscrit a été de caractériser des soudures hétérogènes en acier inoxydable duplex avec un métal d'apport à base de nickel et de les comparer aux soudures homogènes d'un acier inoxydable duplex, du point de vue caractéristiques mécaniques.

Deux configurations d'assemblages sont donc considérées pour cette étude : une soudure hétérogène (duplex/ alliage de nickel) et une soudure homogène (duplex / duplex). Le choix de ces deux métaux d'apport a été imposé par GTP.

Les conclusions que l'on peut y tirer sont :

- La caractérisation mécanique nous a permis de connaître un peu mieux la qualité du joint de soudure en effectuant des essais mécanique destructif sur ce joint (dureté, résilience, pliage et traction).

- Le découpage se fait à froid pour éviter l'échouement de métal qui peut influencer sur la microstructure et les propriétés mécaniques.

- La résistance à la rupture du soudage homogène est un peu mieux que le soudage hétérogène.

- L'absorption d'énergie du soudage homogène présente des valeurs inférieures.

- Le soudage homogène duplex reste meilleur que le soudage hétérogène du point de vue des propriétés mécaniques.

- Le contrôle de l'apport de chaleur et la sélection du métal d'apport qui devrait être enrichi en élément stabilisateurs d'austénite soit importante pour obtenir un rapport austénite / ferrite équilibré.

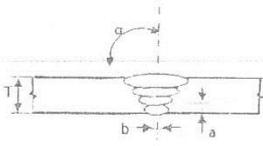
- Les vitesses de refroidissement suffisamment élevées peuvent diminuer l'intervalle de temps de passage dans l'intervalle des températures critiques de précipitation.

Références bibliographiques

- [1]. **Michel Colombié et Coll.** "*Matériaux métalliques 2ème édition*". Dunod (2008).
- [2]. **Gunn,R.N.** "*Duplex Stainless Steels. Microstructure, Properties and Applications*". Abington Publishing, Cambridge England (2003).
- [3]. **Zh.L. Jiang, X.Y. Chen, H. Huang, Xy. Liu.** " *Grain Refinement Of (Cr25Ni5Mo1.5) Duplex Stainless Steel by Heat Treatment* ",(2003).
- [4]. **Nathalie LE BOZEC.** "*Réaction de réduction de l'oxygène sur les aciers inoxydables en eau de mer naturelle. Influence du biofilm sur les processus de corrosion*". Mémoire de doctorat .Université de Bretagne Occidentale, Brest, France (2006).
- [5]. **Pierre-Jean CUNAT.**"*Aciers inoxydables- Critères de choix et structure*". Techniques de l'ingénieur M4540, (2000).
- [6]. **J.C LIPPOLD & D.J KOTECKI.** "*Welding metallurgy and weldability of stainless steels*". John Wiley & Sons (2005).
- [7]. **Guy David.** "*Les Aciers Inoxydables : propriétés, mise en œuvre, emploi, normes*". Paris (1990).
- [8]. **Pierre-Jean CUNAT.** "*Aciers inoxydables – propriétés. Résistance à la corrosion*". Techniques de l'ingénieur M4541 (2010).
- [9]. **P. Lefevre, M. Poupard, L. Primot, Y. Vendeville & A. Vieu.** "*Choix et mise en œuvre des aciers inoxydables dans les industries agro-alimentaires et connexes/ principes généraux (Vol. 1)/ Publications CETIM (Centre Technique des Industries Mécaniques)*" 2ème édition (1996).
- [10]. **Jean-Louis CROLET.** "*Métaux et Alliages passivables: Règles de choix et emplois types*", Techniques de l'ingénieur· M153. 2000.
- [11]. **Gympel, P. & Norbert, A.** "*Constitution et propriétés. Les aciers inoxydables : Propriétés, mise en oeuvre, emploi, normes*", Technique et Documentation-Lavoisier (1990).
- [12]. **Leffler, B.** "*Stainless steels and their properties*". 2005.
- [13]. **Nirosta, K.T.** "*Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels*". 2002.
- [14]. **DUDOGNON Julien.** "*Etude des modifications structurales induites par implantation ionique dans les aciers austénitiques*". Mémoire de Doctorat, Université D'Orléans, France(2006).
- [15]. **A. Mateo, L. Llanes, L. Iturgoyen et M. Anglada.** "*Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel, Acta Materiala*", Vol. 44, 1996.
- [16]. **Jean VARRIOT.** "*Chaudronnerie en aciers inoxydables*". Techniques de l'ingénieur A 869, (2000).
- [17]. **A. Desestret & J. Charles.** "*Les aciers inoxydables austéno-ferritiques, Les aciers inoxydables*". Paris 1990.

- [18]. **P. Lacombe, B. Baroux, Et G. Beranger** " *Les Aciers Inoxydable*". Les Editions De Physique, France, (1990).
- [19]. **L.COLOMBIER et J.HOCHMANN.** " *Aciers inoxydables, aciers réfractaires*" Paris 1965.
- [20]. **D. M. Stefanescu.** " *Metals Handbook, Volume 6: Welding, Brazing, and Soldering*".1988.
- [21]. **J.O.NILSSON.** " *Super duplex stainless steel*". Materials Science and Technology (July 1992).
- [22]. **Iris Alvarez-Armas & Suzanne Degallaix-Moreuil.** " *Duplex Stainless Steel*" Wiley (2009).
- [23]. **Riad Badji.** " *Influence des traitements thermiques à haute température sur l'évolution de la texture et de la microstructure des soudures d'acier inoxydable duplex 2205*". Mémoire de Doctorat. ENP (2008).
- [24]. **Abderrezak CHAA.** " *Etude de la déformation plastique par laminage d'un acier inoxydable ferritique*".Memoire de Magister. Université Saad Dahlab, Blida(2013).
- [25]. **V.Aubin.** " *Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxial non proportionnel*". Thèse de doctorat, Université des Sciences et technologies de Lille, 2001.
- [26]. **P.J CUNAT.**" *ACIERS INOXYDABLES : Mise en œuvre*". Techniques de l'ingénieur, Fasc. M4542, (2000).
- [27]. **R. BAUS, W.CHAPRAU.** " *Application du soudage aux constructions*", 1979.
- [28]. **R. Castro, J.J. Cadenet.** " *Métallurgie du soudage des aciers inoxydables et résistants à chaud*", Dunod, Paris (1968).

Annexe 1 : Soudage

	D.M.I		Preliminary Welding Procedure Specification Spécification de soudage préliminaire			Sheet: Feuille:																															
	Welding Service Service Soudage		Nbr: N°:	GTG-PP 29	Rév: G	Date: Date:	02/10/2016																														
Job Nbr: N°:	Affaire	Project: Projet:	EPCC PROCESSING & PRODUCTION FACILITIES, ADRAR, TOUAT GAZ PROJECT / EPCC & INSTALLATIONS PRODUCTION DU PROJET TOUATGAZ, ADRAR.																																		
SCOPE: Objet:	WELDING OF SUPER DUPLEX STAINLESS STEEL PIPING SOUDAGE DE TUYAUTERIE EN ACIER INOXYDABLE SUPER DUPLEX																																				
	Class:	A620 - A1520 - A920 - A5020																																			
Welding Process(es) Procédé(s) de soudage	GTAW & SMAW (Manual) High Frequency Current (HF) start will be used			Joint preparation: Conception du joint:																																	
Base Metal Métal de base	<table border="1"> <thead> <tr> <th rowspan="2">Type Nuance</th> <th rowspan="2">Grade</th> <th rowspan="2">Grade</th> <th rowspan="2">Carb. equiv.</th> <th colspan="2">Φ (")</th> <th colspan="2">Th / Ep. (mm)</th> <th rowspan="2">P/Gr N°</th> </tr> <tr> <th>Min</th> <th>Max</th> <th>Min</th> <th>Max</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A790</td> <td></td> <td>S32750</td> <td></td> <td>6</td> <td>20</td> <td>12.7</td> <td>15.24</td> <td>10H1</td> </tr> <tr> <td>A928</td> <td></td> <td>S32750 Cl 1</td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> </tbody> </table>			Type Nuance	Grade	Grade	Carb. equiv.	Φ (")		Th / Ep. (mm)		P/Gr N°	Min	Max	Min	Max	A790		S32750		6	20	12.7	15.24	10H1	A928		S32750 Cl 1									
Type Nuance	Grade	Grade	Carb. equiv.					Φ (")		Th / Ep. (mm)			P/Gr N°																								
				Min	Max	Min	Max																														
A790		S32750		6	20	12.7	15.24	10H1																													
A928		S32750 Cl 1																																			
ACCESSOIRES	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Type</th> <th>Grade</th> <th>Grade</th> <th>Carb. equiv.</th> <th>Φ (")</th> <th>Th / Ep. (mm)</th> <th>P/Gr N°</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A815</td> <td></td> <td>S32750</td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> <tr> <td>A182</td> <td></td> <td>F53</td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> </tbody> </table>			Type	Grade	Grade	Carb. equiv.	Φ (")	Th / Ep. (mm)	P/Gr N°	A815		S32750					A182		F53					Defect removal & Preparation: Joint design: Type de charbon. V Angle Angle $\alpha = 37.5^\circ \pm 2.5^\circ$ Srink: Tolon $a = 1.6 \pm 0.6$ mm Gap: Écartement $b = 3.2 \pm 0.8$ mm Backing material: Matière supp. N/A For butt weld Envers: Base métal for fillet weld Form: Ferme Dimensions Dimensions:												
Type	Grade	Grade	Carb. equiv.	Φ (")	Th / Ep. (mm)	P/Gr N°																															
A815		S32750																																			
A182		F53																																			
Other: Autres:	N/A			Preparation: SuperDuplex stainless steel may be cut using the plasma process, a machine cutter, or grinding disc dedicated solely for the use of duplex stainless steel. Each beveled edge, and internal and external surfaces over a distance of (at least 50 mm (2 in)) back from the bevel shall, immediately prior to welding, be thoroughly dried, and shall be cleaned with a stainless steel wire brush. The beveled edge shall then be wiped clean with acetone.																																	
Thickness range to qualify: Groove: 12,7 mm To 15,24 mm Fillet: Unlimited Minimum 3 weld passes				Other: Autres: N/A																																	
Filler metal: Métal d'apport:	(AWS - ASTM / Class)			Shielding Gas: Gas de protection:																																	
<table border="1"> <thead> <tr> <th>Layer/Pass</th> <th>Root / Penet</th> <th>Hot / Chaude</th> <th>Fill / Bour</th> <th>Cap / Fin.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Class/Type</td> <td>ER NiCrMo4</td> <td>ER NiCrMo4</td> <td>E NiCrMo4</td> <td>E NiCrMo4</td> </tr> <tr> <td>AWS-SFA</td> <td>5.14</td> <td>5.14</td> <td>5.11</td> <td>5.11</td> </tr> <tr> <td>F N°</td> <td>43</td> <td>43</td> <td>43</td> <td>43</td> </tr> <tr> <td>A N°</td> <td>8</td> <td>8</td> <td>8</td> <td>8</td> </tr> <tr> <td>Φ(mm)</td> <td>2.4</td> <td>2.4</td> <td>3.25</td> <td>3.25</td> </tr> </tbody> </table>	Layer/Pass	Root / Penet	Hot / Chaude	Fill / Bour	Cap / Fin.	Class/Type	ER NiCrMo4	ER NiCrMo4	E NiCrMo4	E NiCrMo4	AWS-SFA	5.14	5.14	5.11	5.11	F N°	43	43	43	43	A N°	8	8	8	8	Φ(mm)	2.4	2.4	3.25	3.25	Comp. Ar purity 99.99% (Reel. Flow Rate: 12 for a 20 Comp. Ar purity 99.99% (Reel. Flow Rate: 12 for a 20 Backing gas Comp. Purity 99.999 % Ar Protection envers comp. Purity 99.999 % Ar Backing Flow Rate: 6 for a 10 Débit envers (l/min) 6 for a 10						
Layer/Pass	Root / Penet	Hot / Chaude	Fill / Bour	Cap / Fin.																																	
Class/Type	ER NiCrMo4	ER NiCrMo4	E NiCrMo4	E NiCrMo4																																	
AWS-SFA	5.14	5.14	5.11	5.11																																	
F N°	43	43	43	43																																	
A N°	8	8	8	8																																	
Φ(mm)	2.4	2.4	3.25	3.25																																	
Flux: AWS Class Flux: AWS Class	N/A			Oxygen Content monitoring: Taux d'oxygène (Reel): 0,01 % Min																																	
Manufacturer/Trade name: Not decided yet. Trade name used for qualification shall be used for production				Other: Autres: Backing gas shall applied until completion of at least 10 mm thickness welded																																	
Other: Autres:	N/A			Adjustement: Fixation																																	
Thickness of each pass (t): $t < 1/2$ in. (13 mm)				Method: Méthode: by back weld or alternate clamp par point de soudure ou par clampes alternées																																	

Annexe 2 : Métal de base



INSPECTION CERTIFICATE
EN 10204:2004 / 3.1

Number: 572774 Page: 1 / 3	Rev: 01
Created on: Date: 05.03.2013	Modified on: 12.03.2013

TTI - TUBACEX TUBOS INOXIDABLES

Registro Mercantil de Alava, Tomo 587, Folio 189, Hoja VI 2885 - N.I.F. A-01140227
Tres cruces, 8
01400 Llodio (Alava)
SPAIN

TL: +34 946719300
FAX: +34 946725062
E-MAIL: qualitytti@tubacex.es

160601

CUSTOMER DESCRIPTION

CLIENT SOLD TO RACCORTUBI S.P.A. VIALE DE GASPERI 194 20010 MARCALLO CON CASONE MI ITALY	CLIENT SHIP TO RACCORTUBI S.P.A. VIA FRATELLI KENNEDY 59 20010 MARCALLO CON CASONE MI ITALY
-------------------------------------------------------------------------------------------------------------	----------------------------------------------------------------------------------------------------------------



CLIENT ORDER: OS000172 S
SALES ORDER: I26065

MATERIAL: SEAML. STAINL. STEEL TUBES/PIPES
HEAT-TREATED, PICKLED, PICKLED-PASSIVATED
GRADE: S32750
STANDARD: ASME SECT.II PART.A SA790/SA790M-2010 ED. 2011 ADD.
ASTM A790/A790M-10
NORSOK M630 REV.5 MDS D51 REV.4
CHECK ANALYSIS
CORROSION TESTED ACC. TO ASTM A923 TEST METHOD C
CORROSION TESTED ACC. TO ASTM G48 TEST METHOD A
HYDROTEST
NACE MR0103-10
NACE MR0175/ISO 15156-3:2009
RACCORTUBI PURCHASING SPECIFICATION RTX_D51S REV.1
TOLERANCES: ASME SECT.II PART.A SA999/SA999M-2010 ED. 2011 ADD.
ASTM A999/A999M-11
RANDOM LENGTHS 5.000/6.000 MM
PLAIN ENDS,
DIMENSIONS: 219,08 x 12,70 MM
HOT FINISHED

Item 16

8x102

Sales Item	Client Item	Delivery No	Lot No.	Heat No	Pieces	Weight	Tot Lgth	Un Lgth
200		8110024103	200093668	46954	4	1.504 KG	22,62 M	5000-6000 MM

RAW MATERIAL	Supplier	Method
Heat Nr: 46954	ACERALAVA (SPAIN)	Electric furnace+AOD

CHEMICAL COMPOSITION (%)	*L: Ladle C:Products											
	Heat	Seq	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N
L	46954	1	0,012	0,65	0,450	0,023	0,0005	6,65	25,50	3,58	0,33	0,2715
C	46954	1	0,014	0,62	0,470	0,025	0,0006	6,60	25,45	3,55	0,35	0,2695



TUBACEX TUBOS INOXIDABLES S.A.

INGENIERIA DE CALIDAD

[Signature]

Edigo Arriola Altabas

We hereby certify that the material herein described has been manufactured in strict accordance with the standards and specifications and special order requirements. This certificate is issued by a computerized system and is valid without original signature. In case the owner of this certificate would release as a certified, he must attest its conformity to the issued, assuming the responsibility for any drawback or TUBACEX, not allowed use. Any forgery or falsification of the contents shall be legally prosecuted.

Customer: GROUPE GENOYER PHOCEEENNE
Order : 2091600 REV.0 - 23/07/2015 Project: TOUATGAZ PROJECT Out ref.: OCVEES201500000869
Descr : 219.10x12.70 PE
Heat n° or Pcs. marking : 46954 Qtá/Qty:5,39 Posiz./Item n.: 0016
Protocollo : CTCERC201500007403 * CERTIFIED TRUE COPY * Issued 30/07/15



Annexe 3 : Métal d'apport (alliage de nickel)

voestalpine Böhler Welding Spain S.A.													voestalpine Böhler Welding Spain S.A.			
INITEC PLANTAS INDUSTRIALES													Certificado 3.1			
C/MARIA DE PORTUGAL 9-11													Inspection certificate 3.1			
28050 SANCHINARRO- MADRID													a / as per : EN 10204			
Spain													No. : No. : 2016-2019064369-900001-014			
													Rev. 0 Page / Page : 1 / 1			
Pedido No.	PO no.	856479005 PROJECT 8564-GY-001E de / of														
Orden de trabajo	Order no.	1019051943														
Número de albarán	Delivery note/pos./splitt	2019064369/000010/900001 de / of 21.10.2016														
Objeto de ensayo	Product	/ GTAW rod/wire														
Designación de la marca	Trade name	UTP A 776														
Clasificación estándar	Standard designation	EN ISO 18274 - S Ni 6276 (NiCr15Mo16Fe6W4)														
		AWS A5.14: ERNiCrMo-4														
Dimensión	Dimension	2,4 x 1000 mm														
Colada No.	Heat no.	102564														
Cantidad entregada	Quantity	20,0 KG														
Composición química en %													Chemical composition in % of the product			
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Cu	Co	Fe				
< 0,01	< 0,01	0,5	0,005	0,001	15,5	15,5	58,9	< 0,1	3,3	< 0,1	< 0,1	5,7				
Propiedades mecánicas													Mechanical properties			
Ensayo de tracción													Tensile test			
T	ReL / Rp 0,2	Rp 1,0	Rm	A (Lo = 5d)	Z	WBH	Observaciones									
	MPa	MPa	MPa	%	%	PWHT	Remarks									
20°C	≥ 400	≥ 450	≥ 700	≥ 30												
Ensayo de impacto													Impact test			
T	Energía de impacto Impact energy	Promedio Average	Expansión lateral Lateral expansion	Fractura frágil Shear fracture	WBH	Observaciones										
	KV / J	KV / J	mm	%	PWHT	Remarks										
20°C	≥ 100															
Lugar / Town	Fecha / Date	Este certificado fue emitido por el equipo de electrónica y no requiere la firma.											Q.A. Authorized representative			
Rubí, Barcelona	21.10.2016	This certificate was issued by DP-equipment and does not require signature.														
voestalpine													ONE STEP AHEAD.			

Annexe 4 : Métal d'apport (acier duplex)



CERTIFICATE No. A/12-247127 Rev 00
Date 2012-04-26 Page 1/2

INSPECTION CERTIFICATE acc to
EN 10 204 3.1

PETROFAC INTERNATIONAL LTD
PO BOX 23467
00000 SHARJAH
UNITED ARAB EMIRATES

INSPECTION STAMP
WQ

Customer References		Sandvik References		
SF3034	Customer order 2012-04-23	Order No.	Subs No.	ABSMT Dispatch note
795-06899	PETROFAC	288409	525488	42135/55
		ABSMT No.	C.Code	
		416-53620	49	

Material description	Steel/material Designations
STAINLESS COLD DRAWN WIRE TIG LENGTHS	Sandvik AWS 25.10.4.L ER2594 EN no 25 9 4 N L
Steel making process Electric furnace	

Technical requirements

EXTENT OF DELIVERY

It	Product designation	Heat	Lot	Pieces	Kg
03	R25.10.4.L-2.40-1000	529324	34713	92	460.0
				Total	92 460.0

TEST RESULTS

Chemical composition (weight%)

Heat	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
529324	0.008	0.40	0.40	0.016	0.0005	25.21	9.32	3.90
	W	Co	V	Ti	Cu	Nb	N	
529324	<0.01	0.058	0.054	0.003	0.097	0.01	0.24	

Following controls/tests have been satisfactorily performed:

- Visual inspection and dimensional control.

The delivered products comply with the specifications and requirements of the order.

The material is manufactured according to a Quality system, approved and registered to ISO 9001.

The certificate is produced with EDP and valid without signature.

Quality assurance - Lotta Nylén/OA-manager Wire
MTC Service / Certificates