

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA

RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITÉ DE BLIDA

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE

PROJET FIN D'ÉTUDES POUR L'OBTENTION DU DIPLÔME

MASTER II EN GÉNIE MÉCANIQUE OPTION : MATERIAUX ET TRAITEMENT DE
SURFACE

THÈME

CARACTERISATION MECANIQUE ET
METALLURGIQUE DES SOUDURE HETEROGENES
ELABOREES PAR PROCEDE TIG

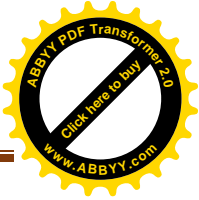
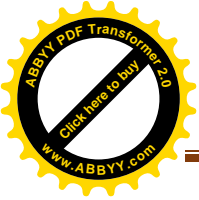
RÉALISER PAR :

SEBSI HICHEM

DIRIGE PAR :

DR : TAHAR CHAOUCH

ANNÉE UNIVERSITAIRE 2014/2015



Remerciements

Ce travail de thèse à été réaliser simultanément au sein de laboratoire LTSM Saad Dahleb de Blida et a societe de grand traveux petrolier(GTP) .

J'exprime mes tres sincères remerciement a Monsieur TIGRINI SIDALI, qui a encadrée mémoire, m'a accompagné au quotidien dans la préparation de ce travail avec la plus grande assiduité ainsi qu'avec des qualités humaine remarquable .sa présence au quotidien fut un atout majeur pour la réalisation de ce travail tant d'un point de vue scientifique que moral et pour bonne humeur

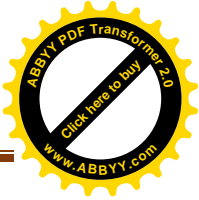
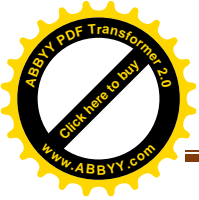
Je remercie chaleureusement monsieur TAHAR CHAUCHE doctorat au sien de l'université Saad dahleb, de m'avoir suivies le long de ce travail, ses déplacement, ses conseils et son expérience ont toujours été présent, pour son encadrement et sa disponibilité

Je remercie vivement Monsieur BEN SOLTANE ABDEL KARIM pour leur soutien quotidien qui ont rendu ce semestre de recherche particulièrement anime et agréable

Je remercie très sincèrement tout l'équipe de caractérisation et spécialement DILMI NACER pour leur travail remarquable

Je remercie également monsieur NABIL CHIKER leur soutien quotidien qui ont rendu ce semestre de recherche particulièrement anime et agréable

Enfin je remercie l'ensemble de mes collègues, mais professeurs de l'université de Saad dahleb ainsi que tous les membres societe grand traceux petrolier (GTP) et toute ce qui ont contribues a la réalisation de ce travail



Dédicaces

Ames parents qui me sont les plus chers au monde, que Dieu
les protège,

A mon frère et ma soeur chacun à son nom ;

A tous les membres de la famille SEBSI

A tous mes amis ;

A tous ceux que j'aime et qui m'aiment, ou`qu'ils soient ;

A tous ceux qui comptent pour moi ;

A tous ceux qui m'ont aidée de loin et de près ;

A tous mes amis: Soufiane Hadj Ahmed, YAZID BOUDEHRI

Ahmed,Sidali,BEN SLIMANE ,BILLAL

..... Je dédie ce modeste travail

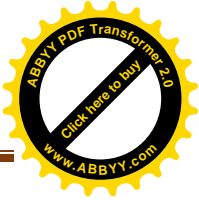
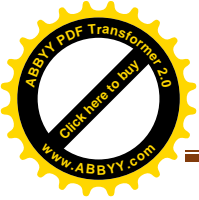


Table de matière

Table de matière

Liste des figures

Liste des tableaux

INTRODUCTION GENERALE

CHAPITRE I : Généralité sur la soudabilité des aciers inoxydables et aciers au carbone

I.1 Introduction

I.2 Soudage par TIG

I.2.1 Introduction

I.2.2 Principe

I.2.3 Equipement

I.2.4 Application

I.3 Généralité sur les aciers inoxydables duplex (austéno-ferritiques)

I.3.1 Classification et propriétés des aciers inoxydables

I.3.2 La composition chimique : effet des éléments d'alliage

I.3.3 Microstructure

I.3.4 Soudabilité des aciers inoxydables duplex

I.3.5 Soudabilité des aciers inoxydables duplex

I.4 Généralité des aciers au carbone (construction)

I.4.1 La fissuration durant la solidification du métal fondu

I.4.2 Effets du cycle thermique engendré par le soudage sur la microstructure

CHAPITRE II : Matériaux, procédé, et technique expérimentale

II.1 Introduction

II.2 Matériaux

II.2.1 Présentation des matériaux utilisés

II.2.2 Composition chimique et propriétés mécanique

II.2.3 Les paramètres de soudage

II.3 Préparation des échantillons et éprouvettes GTP

II.3.1 Contrôle du cordon de soudeur

II.3.2 Découpage et réalisation des éprouvettes

II.4 Caractérisation mécanique

II.4.1 Essai de traction

II.4.2 Essai de résilience

II.4.3 Essai Microdureté

II.5 Caractérisation métallographique

CHAPITRE III : Résultats et interprétations

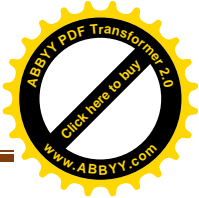
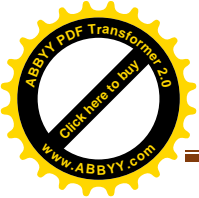
III.1 Caractérisation mécanique

III.1.1 Essai de traction

III.1.2 Essai de résilience

III.1.3 Essai de microdureté HV

III.2 Observation métallographique



III.2.1 Examen au microscope optique

Liste des figures

Fig. I.1 : Principe du soudage TIG.....	3
Fig. I.2 : présente les différentes microstructures des aciers inoxydables duplex.....	9
Fig. I.3 : Diagramme WRC 92.....	11
Fig. II.1: Sens de prélèvement des éprouvettes de traction.....	19
Fig.II.2 : Eprouvettes de traction normalisée.....	20
Fig. II.3: Eprouvette de résilience.....	20
Fig. II.4 : machine de traction (INSTRON WALPERT)	21
Fig. II.5 : Courbe de traction.....	21
Fig. II.6 : (a) principe de l'essai de résilience, (b) machine de résilience Amsler	22
Fig. II.7: Principe de Vickers	22
Fig. II.8 : machine de microdureté.....	23
Fig. II.9 : Schéma illustratif du dispositif d'attaque électrolytique	24
Fig. II.10 : Microscope optique Carl Zeiss.....	25
Fig. III.1: les courbe de traction.....	36
Fig. III.2: Schéma de filiation de dureté appliqué	37
Fig. III.3: Profils de microdureté Vickers établis pour des cordons de soudures homogènes et hétérogène.....	37
Fig.III.4: Microstructure du Métal de base (2205).GX200.....	38
Fig.III.5: Microstructure du Métal de base A106 GX200.....	38
Fig.III.6: Microstructure la ZAT de acier (2205).GX200	39
Fig.III.7: Microstructure la ZAT de A106 GX200.....	40
Fig.III.8: Microstructure la ZF de acier (2205) GX200	40
Fig.III.9: Microstructure la ZF de A106 GX200.....	41
Fig.III.10: Microstructure la ZL de acier (2205) GX200.....	41
Fig.III.11: Microstructure la ZL de A106 GX100.....	42

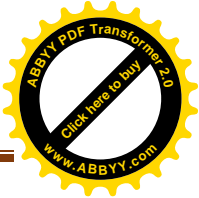
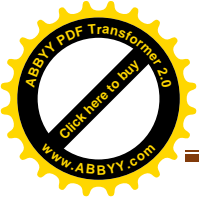
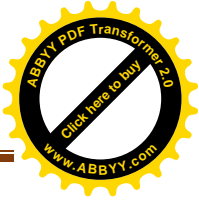
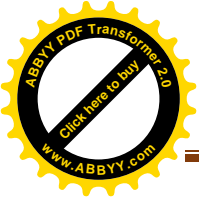


Fig.III.12: Microstructure la ZL ;ZF;ZAT (2205/A106).....	42
Fig.III.13: la microstructure de la soudure hétérogène coté duplex	43
Fig.III.14: la mirostructure de la soudure hétérogène coté A106.....	45

Liste des tableaux

Tableau I.1: Composition générale de différentes nuances d'aciers inoxydables.....	6
Tableau II.1 : composition chimique d'acier inoxydable (duplex)	16
Tableau II.2 : Propriétés mécaniques de l'acier inoxydable (duplex) métal de base	17
Tableau II.3 : composition chimique d'acier au carbone- A106- (laboratoire essai GTP)	17
Tableau II.4 : Propriétés mécaniques de l'acier au carbone métal de base(A106)	17
Tableau II.5 : Composition chimique du métal d'apport ER 2209	17
Tableau II.6 : composition chimique métal d'apport ER70S-6	18
Tableau II.7 : Propriétés mécaniques de métal d'apport	18
Tableau II.8 : Paramètre de soudage ER 2209	18
Tableau II.9 : Paramètre de soudageER70S-6.....	19
Tableau III.1 Essai de traction	33
Tableau III.2 Essai de résilience de duplex(2205)	33
Tableau III.3 Essai de résilience acier au carbone(A106)	34
Tableau III.4 Essai de résilience de duplex(2205)-acier au carbone(A106).....	34



INTRODUCTION GENERALE

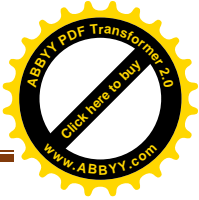
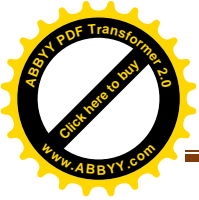
L'un des thèmes récentes de recherche a consisté à apporter une contribution à la problématique du soudage de matériaux dissemblables métallurgiquement peu compatibles, ou de matériaux qui ont des caractéristiques particulières rendant leur soudage direct difficile, ils nécessitent le recours au soudage hétérogène par l'utilisation d'un matériau d'apport de nature innovante ou bien l'utilisation des nouveaux paramètres de soudage.

Dans ce travail on s'intéresse à des jonctions hétérogènes acier au carbone-inox qui peuvent utilisés dans les différentes centrales électriques et nucléaires aussi dans la fabrication mécanique [1], Les différentes nuance acier au carbone comme le (principalement utilisé dans les projets pétroliers) rentrent aussi dans la fabrication des pressuriser des centrales [2,3] car ils présentent un nombre d'avantages considérable à la résistance des pressions des gaz et des liquides, et leur utilisation pour construire un pipeline est de plus en plus rependue. cependant, les caractéristiques des jonctions bimétalliques entre les aciers a haute limite élastique et les acier duplex ne sont pas encor vérifier, en terme soudabilité, propriétés mécaniques et métallurgiques.

L'objectif de cette mémoire est de caractériser et d'identifier les caractéristiques des soudures hétérogènes des nuances (ACIER AU CARBONE-INOX DUPLEX) par différentes électrodes, en particulier d'étudier le comportement mécanique des joints de soudures et l'évolution des microstructures.

Pour les matériaux de base nous avons utilisé deux nuances : acier au carbone, et acier inoxydable duplex.

Pour les métaux d'apport nous avons utilisé un électrode acier au carbone, un électrode duplex, Le manuscrit adopte une organisation linéaire.



Le chapitre 1 présente une synthèse bibliographique sur le soudage et des généralités sur les aciers au carbone-duplex, leurs classifications et leurs caractéristiques et Soudabilité.

Le chapitre 2 Les techniques expérimentales et leurs principes sont établis.

Enfin, le chapitre 3 est consacré à la présentation des essais mécaniques adoptés pour notre étude et les principaux résultats obtenus avec leurs interprétations.

CHAPITRE I :

Généralité sur la soudabilité des aciers inoxydables et aciers au carbone

I.1 Introduction :

Les aspects fondamentaux des procédés de soudage sont tout d'abord introduits. Les paramètres métallurgiques gouvernant la soudabilité sont en suite approfondis. Un acier est considéré comme soudable quand un joint soudé à partir de cet acier, présente en service des propriétés adéquates de résistance et de ténacité.

Dans cette leçon sont introduits : les fissures de solidification, la fissuration par liquéfaction dans la zone affectée par la chaleur de soudage, la fissuration induite par l'hydrogène, l'arrachement lamellaire, ainsi que la fissuration au réchauffage de type revenu ou dimensionnement. Les mesures pour remédier à ces défauts sont finalement examinées.

I.2 Soudage par TIG :

I.2.1 Introduction :

L'existence du procédé TIG remonte aux années 1930 et son développement remonte à la deuxième guerre mondiale avec l'utilisation de nouveaux matériaux tels que les alliages d'aluminium et de magnésium [4].

I.2.2 Principe :

Le soudage TIG (Tungstène Inerte Gas) également appelé GTAW (Gas Tungstène Arc Welding,) aux USA est d'abord un procédé à arc. L'arc s'établi entre l'électrode non fusibles la pièce à souder sous la protection d'un gaz inerte.

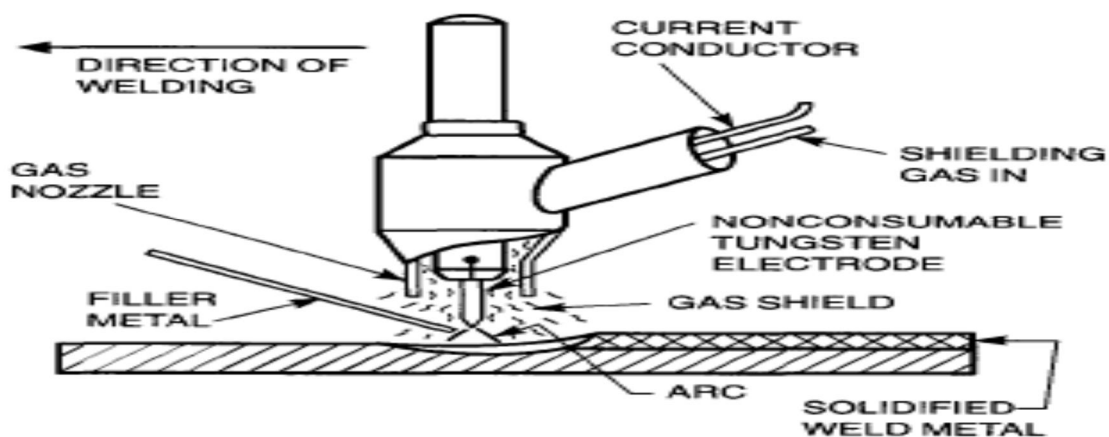
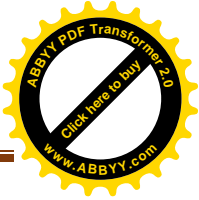
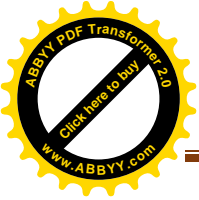


Figure .I.1 Principe du soudage TIG



L'électrode réfractaire en tungstène peut contenir des éléments d'addition comme le thorium ou l'yttrium qui favorisent l'émission électronique. L'arc et le bain fondu sont protégés de l'atmosphère ambiante par l'utilisation d'un gaz neutre. L'argon est le gaz le plus couramment utilisé mais il peut être parfois mélangé avec de l'hélium ou de l'hydrogène pour améliorer la soudabilité. L'électrode n'est pas fusible et ce procédé peut s'appliquer avec ou sans métal d'apport [5].

I.2.3 Equipement :

Le matériel nécessaire pour réaliser des soudures TIG est relativement simple, et peut être décomposé suivant trois fonctions :

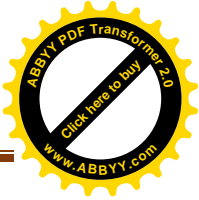
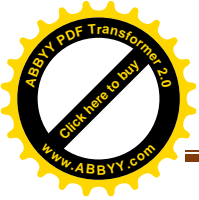
- **Générateur de courant :** la source électrique délivre un courant continu lisse, continu pulsé ou alternatif. La plage d'intensités s'étend de quelques ampères à plus de 400A pour les postes automatisés. La tension de soudage varie de 8 à 30V. Toute l'électronique décommande du cycle de soudage (temporisation avant et après soudage, amorçage haute fréquence, dispositif de stabilisation d'arc, rampe de montée ou d'évanouissement d'arc, fréquence et intensité des pulsations) est intégrée dans la source et le cycle est programmé via un pupitre de commande.

- **Création de l'arc électrique :** réalisé en bout de la torche de soudage. Cette dernière est composée d'une électrode de tungstène, d'une buse céramique canalisant le flux de gaz neutres d'une gâchette utilisable en soudage manuel pour commander l'arc.

- **Protection de l'électrode :** le système de protection gazeuse est incorporé à la torche pour protéger l'arc et le bain. Bien souvent, l'utilisation d'un traînard de protection, au endroit ou al' envers, vient garantir l'intégrité métallurgique du matériau au cours de son refroidissement (notamment dans le cas de matériaux très sensibles à la pollution gazeuse comme le titane ou ses alliages) [5].

I.2.4 Application :

Le soudage TIG assure l'intégrité de la zone fondue de part sa protection gazeuse. L'absence de transfert de métal dans l'arc assure un comportement d'arc et de bain très stable qui garantit des qualités de cordons optimales, lisses aux endroits et al' envers, exemptes de défauts tels que les caniveaux, les morsures ou les projections de métal.



Il est donc très souvent utilisé pour des matériaux dont le risque de pollution atmosphériques important comme les alliages de titane, de nickel, le zirconium, l'aluminium et les aciers inoxydables, ou bien pour des applications qui requièrent une grande qualité de joint comme dans les industries agroalimentaires, pétrochimiques, nucléaires, aéronautiques et aérospatiales.

Cependant, les soudures TIG souffrent d'une faible pénétration de bain accessible en une seule passe. En effet, l'arc diffus, l'absence de transfert de métal entre l'électrode et la pièce, le comportement mouillant du métal fondu, conduisent à la formation de bains de fusion qui sont larges et peu pénétrés.

En conséquence, les assemblages d'épaisseurs supérieures à 3 mm nécessitent, pour tous les matériaux métalliques, des usinages des bords à souder (chanfreins) ainsi que la réalisation avec métal d'apport de passes successives pour venir combler le joint. Outre les risques cumulés de défauts, le faible taux de dépôt du soudage TIG ne peut rendre ce procédé compétitif par rapport à d'autres procédés à l'arc comme le MIG (Métal Inerte Gaz, fil électrode fusible).

I.3 Généralité sur les aciers inoxydables duplex (austéno ferritiques):

I.3.1 Classification et propriétés des aciers inoxydables :

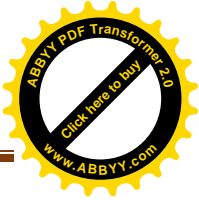
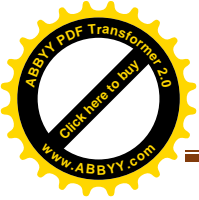
Les aciers inoxydables sont des aciers contenant au moins 10,5 % massique en chrome, qui leur octroie des propriétés de résistance à la corrosion élevées grâce à la formation d'une couche de passivation à l'interface métal-environnement [6].

Il existe différentes familles d'aciers inoxydables, pouvant être classées en fonction de leur structure : les aciers austénitiques, ferritiques, martensitiques et les austéno-ferritiques, nommés duplex lorsque le ratio de phase ferrite/austénite est proche de un.

La structure de l'acier inoxydable et ses propriétés dépendent principalement de la composition chimique, et donc des taux d'éléments d'alliages présents en solution solide dans le fer.

Une présentation de quelques nuances d'aciers inoxydables est donnée dans le tableau I.1.

Tableau I.1 Compositin générale de différentes nuances d'aciers inoxydables, en pourcentage



massique (%m). [1]

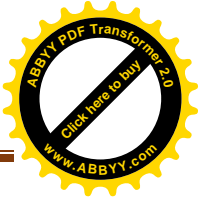
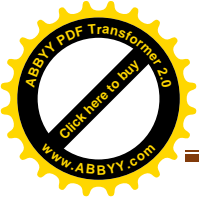
	AISI /SAE	EN	UNS	C	N	CR	Ni	Mo	Autre
Duplex	2101	1.4162	S32101	0.03	0.22	21.5	1.5	0.3	5 Mn
	2202	1.4062	S32202	0.03	0.21	22.7	2	0.2	1.3 Mn
	2304	1.4362	S32304	0.02	0.10	23	4.8	0.3	-
	2205	1.4462	S32205	0.02	0.17	22	5.7	3.1	-
	2507	1.4410	S32750	0.02	0.27	25	7	4	-
Austénitiques	301	1.4310	S30100	0.1	-	17	7	-	-
	304	1.4301	S30400	0.04	-	18	8	-	-
	316	1.4401	S31600	0.04	-	17	10	2	-
	204SMO	1.4547	S31254	0.01	0.2	20	18	6	-
Ferritiques	409	1.4512	S40900	0.02	-	11	0.5	-	-
	444	1.4521	S44400	0.02	-	18	-	2	-

De manière générale, les aciers ferritiques standards sont des aciers Fe-(11-17%)Cr tandis que les aciers Fe-(16-26 %)Cr-(6-12 %)Ni sont des aciers austénitiques et les aciers Fe-(18-26 %)Cr-(4-7 %)Ni-(0—4 %)Mo sont des aciers duplex.

-Les aciers ferritiques ont généralement une limite d'élasticité supérieure aux aciers austénitiques, mais leur propriétés de résistance à la corrosion sont plus faibles et ils sont plus fragiles à basses températures [7,8]. Dans le cas où la résistance à la corrosion requise n'est pas élevée, cette famille d'aciers inoxydables est cependant intéressante de par son moindre coût.

- Les aciers austénitiques sont utilisés pour des domaines d'applications très variés. De ce fait il existe de nombreuses nuances, dont les plus courantes sont les nuances 304/304L 1 et 316/316L. Les aciers austénitiques ont d'excellentes propriétés de résistance à la corrosion ainsi que des propriétés mécaniques élevées, en particulier la ductilité [7,8].

Des aciers austénitiques fortement alliés, appelés aciers super-austénitiques, ont été développés pour leur haute résistance à la corrosion en milieu chloruré et à la corrosion sous contraintes. Enfin, cette famille d'acier est paramagnétique à température ambiante au contraire des aciers ferritiques et martensitiques qui sont ferromagnétiques.



- **Les aciers austéno-ferritiques** ont une microstructure mixte. Dans les duplex, les volumes équivalents de ferrite et d'austénite sont atteints par un équilibre entre composition chimique et traitements thermiques.

Du fait de leur caractère biphasé, cette famille d'aciers possède globalement de meilleures propriétés de résistance mécanique et de résistance à la corrosion que les aciers inoxydables austénitiques standards [8].

En effet, d'un point de vue mécanique, les aciers duplex combinent la ductilité de la ferrite et l'austénite et la résistance mécanique de la ferrite (tableau 1.3). Mais de ce fait, leurs propriétés de mise en œuvre sont inférieures à celles des autres aciers inoxydables, en particulier vis-à-vis des risques de fissuration à chaud, à cause des différents comportements de déformation de ces deux phases [9].

Enfin, l'ensemble de ces propriétés ne peut pas uniquement s'expliquer par la contribution relative de chacune des phases et certaines caractéristiques des duplex proviennent donc de phénomènes interactifs entre l'austénite et la ferrite.

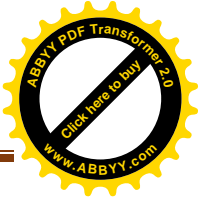
Il existe différentes nuances d'aciers duplex, de plus en plus nombreuses compte tenu de l'intérêt actuel porté à cette famille, dont la plus établie est le 2205. Les nuances fortement alliées, tel que le 2507, sont nommées les superduplex et présentent une résistance à la corrosion par piqûres très élevée grâce aux hautes teneurs en chrome, en molybdène, en tungstène et en azote [9]. Les nuances faiblement alliées, appelées lean duplex, se sont développées plus récemment. Ces dernières ont des teneurs en nickel et en molybdène plus faibles que la nuance standard 2205.

I.3.2 La composition chimique : effet des éléments d'alliage

Les propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion des aciers inoxydables dépendent de la composition chimique. Quelques effets des principaux éléments d'alliages des aciers duplex sont décrits ci-dessous :

Le carbone C :

Le carbone est un élément inhérent aux aciers. Il permet d'améliorer la résistance mécanique du fer, en se plaçant dans les sites interstitiels des mailles cristallographiques. Le carbone est plus soluble dans l'austénite que dans la ferrite et par conséquent, il stabilise le domaine austénitique des aciers [6] et est dit gammagène (-gène). Le carbone est susceptible de former



des précipités de type carbures de chrome, en particulier aux joints de grains, favorisant la corrosion intergranulaire particulier aux joints de grains.

Le chrome Cr :

Le chrome est un élément inhérent aux aciers inoxydables puisqu'il permet la formation d'une couche de passivation qui leur confère leurs propriétés de résistance à la corrosion, en particulier à la corrosion uniforme et à la corrosion localisée. Le chrome a une structure cubique centrée (cc), comme la ferrite et stabilise donc cette dernière ; il est l'élément alphagène de base. La couche de passivation est d'autant plus efficace que les teneurs en chrome de l'acier inoxydable sont élevées. Cependant plus les teneurs en chrome sont élevées et plus le risque de formation d'intermétalliques lors de maintiens en température est élevé, entraînant la détérioration des propriétés mécaniques de l'acier. C'est par exemple le cas de la phase σ , intermétallique riche en chrome présent sur le diagramme d'équilibre de l'alliage Fe-Cr [6].

Le nickel Ni :

Le nickel est l'élément γ -gène de base. Il a une structure cubique faces centrées (c.f.c) et stabilise donc fortement l'austénite. L'addition de nickel en quantité suffisante dans un acier Fe-Cr permet l'obtention d'un acier austénitique tandis que des aciers duplex peuvent être obtenus en équilibrant les proportions de chrome et de nickel. Le nickel est aussi connu pour améliorer la résistance à la corrosion caverneuse en milieu chloruré [6].

Le molybdène Mo :

Le molybdène améliore la résistance à la corrosion uniforme, ainsi que la résistance à la corrosion par piqûre. Cet élément est α -gène et comme le chrome, le molybdène favorise la précipitation d'intermétalliques, tels que la phase σ

L'azote N :

L'azote est sans conteste l'élément qui a permis le développement des aciers duplex modernes [6]. L'azote est un élément qui se place dans les sites interstitiels des mailles de fer, comme le carbone, mais dont le pouvoir durcissant en solution solide est supérieur

De plus, l'azote est plus soluble que le carbone en solution solide dans l'austénite et la ferrite, ce qui diminue les risques de précipitation de nitrures par rapport aux carbures, à teneurs

équivalentes. L'azote augmente aussi la résistance à la corrosion de l'acier inoxydable, en particulier vis-à-vis de la corrosion par piqûres [6].

Cet élément est fortement -gène et permet de réduire les teneurs en nickel des aciers duplex et austénitiques en conservant une fraction d'austénite équivalente.

L'azote améliore aussi la stabilité de l'austénite, à l'égard de la transformation martensitique par exemple.

Le manganèse Mn :

L'addition de manganèse dans les aciers inoxydables et dans les aciers duplex en particulier, a retrouvé un fort intérêt car le manganèse augmente la solubilité de l'azote dans la solution solide de fer. Les hautes teneurs en manganèse dans les aciers duplex permettent aussi de diminuer la formation de porosités et de nitrures lors des différents traitements thermiques [6].

I.3.3 Microstructure :

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques sont constitués d'agrégats de grains austénitiques et de grains ferritiques. Pour les aciers laminés les deux phases se présentent sous forme de lattes allongées dans la direction du laminage. La figure .I.2 montre une structure typique, caractérisant les états de moulage et de laminage d'un acier inoxydable duplex

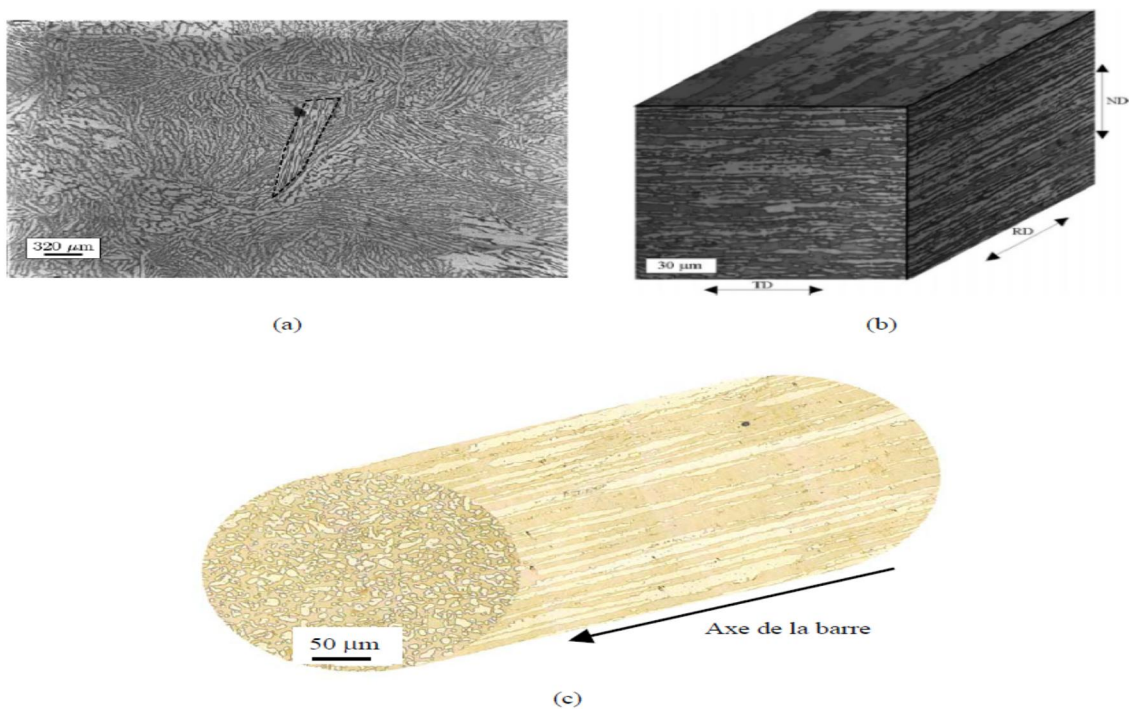
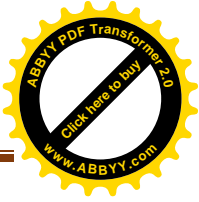


Figure .I.2 présente les différentes microstructures des aciers inoxydables duplex.

(a) moulé; (b) laminé; et (c) forgé; (Ferrite en sombre, austénite en clair).



Lors de la solidification, il semble que la phase ferritique apparaît d'abord et que la phase austénitique germe ensuite dans la phase α . La structure finale se compose donc d'îlots d'austénite dans une matrice ferritique. Chacune des phases est poly cristalline. Les fractions volumiques de ces deux phases dépendent non seulement de la composition chimique de l'acier considéré, mais aussi de ses conditions d'hypertrempe. Les aciers inoxydables duplex subissent habituellement un traitement d'hypertrempe consistant en un maintien d'environ une heure à une température [7].

I.3.4 Soudabilité des aciers inoxydables duplex :

Contrairement aux aciers inoxydables austénitiques ou ferritiques qui ne subissent pas de Transformation de phase lorsque la température varie, les aciers duplex se solidifient en ferrite (phase α) et subissent une transformation partielle en austénite au cours du refroidissement.

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

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

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

Manière à développer à l'état brut de soudage une structure mixte Austénite / Ferrite ne contenant pas plus de 30 à 60 % de ferrite (une analyse identique à celle du métal de base conduirait à une structure beaucoup plus riche en ferrite et de ce fait à des valeurs de résilience insuffisantes).

Pour ce genre de matériau, la teneur en ferrite du métal fondu ne peut être évalué à partir du diagramme de Schaeffle. On pourra par contre en avoir une bonne idée en utilisant le diagramme WRC 92 (Welding Research Council, Figure .I.3) qui prend

mieux en compte l'influence des divers éléments d'alliage que l'on rencontre dans ces aciers [8].

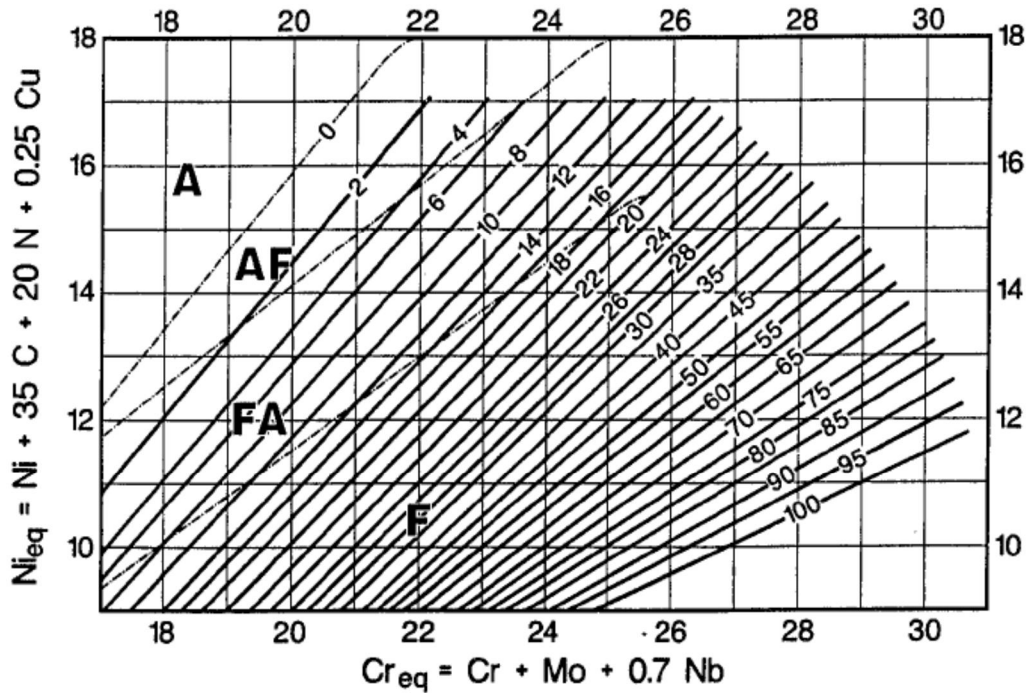


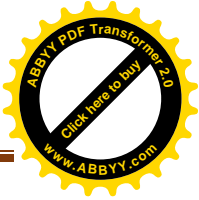
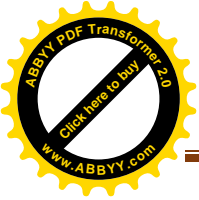
Figure .I.3 Diagramme WRC 92

I.4 Généralité des aciers au carbone :

Quand la conception géométrique du joint est correcte et quand le soudeur est Suffisamment compétent pour ne pas induire de défauts de mise en œuvre comme un Manque de pénétration ou un manque de fusion, les aciers classiques de construction Peuvent être soudés généralement sans difficultés. Mais un certain nombre de ces Soudures demandent tout de même des précautions. La difficulté de produire des Soudures correctes provient de conditions de soudage engendrant un chauffage Extrêmement intense, un refroidissement rapide associés ou non à un niveau de bridage Important des pièces à souder. Soumis à de telles conditions, certains aciers de Construction vont fissurer. Les différentes sortes de fissures induites par le soudage et Les actions correctives à prendre pour les éviter sont examinées ci-après.

I.4.1 La fissuration durant la solidification du métal fondu :

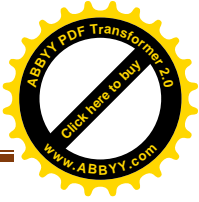
La solidification du métal fondu s'initie par la formation de cristaux (dendrites) à partir de la ligne de fusion et se dirigeant vers le centre du bain de fusion jusqu'à ce qu'il n'y ait plus



de phase liquide. Dans ce processus les impuretés et éléments en solution sont poussés en avant des cristaux (à l'interface cristaux, métal liquide). Une grande concentration de ces impuretés ou autres éléments peut conduire à l'apparition d'un liquide à basse température de solidification au centre de la soudure. Ce liquide constitue un point faible qui peut engendrer une fissure au refroidissement sous l'influence de contraintes de retrait transversales. Les impuretés telles que le soufre et le phosphore sont très favorables à ce type de fissuration car elles développent des sulfures et des phosphures à basse température de solidification dans le métal de la soudure. Une vue schématique de cette fissuration [9]. Des métaux d'apport avec une faible susceptibilité à la fissuration décrite ci-dessous (ou Fissuration à chaud) à bas S et P sont disponibles, mais des fissures peuvent aussi Apparaître dans les circonstances suivantes :

- a.** S'il y a des mouvements durant le soudage comme par exemple la conséquence du retrait durant le soudage d'une tubulure : Si la soudure est continue, la contraction du cordon de soudure déposé au démarrage, de l'opération de soudage va tirer au refroidissement sur le cordon déposé en phase finale.
- b.** S'il y a contamination du métal fondu durant l'opération du fait de la présence de S ou P dans l'environnement immédiat de la soudure. Par exemple le soudage de pièces riches en soufre.
- c.** Si le métal fondu doit remplir en une passe des pièces présentant un jeu important. Par exemple, suite à une mauvaise préparation, le retrait de la soudure peut résulter en l'apparition de contraintes importantes en son centre.
- d.** Si le métal de base n'est pas souhaitable compte tenu de sa composition chimique, la diffusion des éléments d'impuretés vers le métal fondu peut augmenter sa susceptibilité à la fissuration. Cette susceptibilité dépend de la teneur en éléments d'alliages du métal de base et peut s'exprimer ainsi Susceptibilité à la fissuration à chaud .

La fissuration durant la solidification peut être contrôlée par un choix soigné de la composition chimique du métal de base, des paramètres de soudage, de la conception de la géométrie du joint de façon à éviter les circonstances soulignées auparavant. [10].



I.4.2 Effets du cycle thermique engendré par le soudage sur la microstructure :

La chaleur intense développée par le soudage influence la microstructure du métal fondu et du métal de base au voisinage de la ligne de fusion (La frontière entre le métal solide et le métal liquide). De ce fait, les cycles de soudage influencent les propriétés mécaniques du joint. Le bain de fusion (métal en fusion) refroidit rapidement car le métal adjacent froid en absorbe rapidement les calories. Ce refroidissement produit une microstructure brute de solidification du métal fondu. Dans le soudage d'aciers de construction le métal d'apport n'a pas généralement la même composition que le métal de base. Si la composition avait été la même, le refroidissement rapide aurait résulté en un durcissement du métal fondu et en une microstructure fragile de martensite. Ce problème est évité par l'usage de métaux d'apport ayant une teneur en carbone beaucoup plus faible que celle du métal de base.

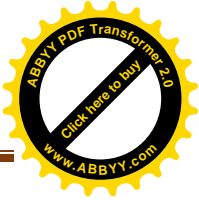
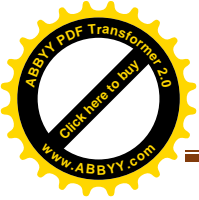
Le métal de base adjacent au bain de fusion est chauffé rapidement à une température qui dépend de sa distance à la ligne de fusion. Très près de la ligne de fusion le métal de base est chauffé à une température de pic voisine de la température de fusion alors que le métal de base éloigné de quelques millimètres ne peut atteindre que quelques centaines de °C.

Le métal de base près de la ligne de fusion est chauffé à des températures correspondant à la phase austénitique. Au refroidissement cette région se transforme en microstructures différentes de celles du reste du métal de base. Dans cette région le refroidissement est généralement rapide et de ce fait les microstructures formées ont tendance à être bainitiques et/ou martensitiques, donc plus dures et plus fragiles que celles du métal de base. Cette région est connue sous le nom de zone affectée par la chaleur (ZAC) dire encore zone affectée thermiquement (ZAT.).

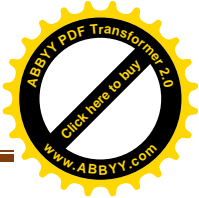
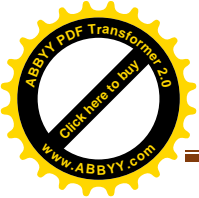
La microstructure de la ZAT est influencée par trois facteurs :

1. L'analyse chimique du métal de base
2. L'énergie de soudage
3. La vitesse de refroidissement en ZAT après soudage

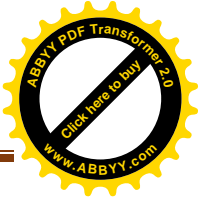
La composition chimique du métal de base est importante car elle détermine le durcissement de la ZAT. L'énergie de soudage est également importante car elle affecte directement la taille de grains en ZAT. Plus le temps de maintien à des températures élevées (au-dessus de la température de développement de gros grains austénitiques) sera important, plus grossière



sera la microstructure de la ZAT. Généralement, une forte énergie de soudage conduit à un cycle thermique plus long et donc à une ZAT plus grossière. Il faut également noter que le niveau de l'énergie de soudage influence la vitesse de refroidissement de la ZAT. En règle générale, plus l'énergie de soudage sera élevée plus faible sera la vitesse de refroidissement. La valeur de l'énergie de soudage est une fonction des paramètres de soudage : tension d'arc, intensité et vitesse de soudage. En plus de l'énergie de soudage, la vitesse de refroidissement de la ZAT est influencée par deux autres facteurs : Premièrement, la géométrie du joint et l'épaisseur qui déterminent le flux calorifique de la soudure vers le métal de base donc la vitesse de refroidissement de la ZAT. Deuxièmement, la température des pièces à assembler, c'est-à-dire qu'un préchauffage sera important car il déterminera le gradient de température entre la soudure et le métal de base [12].



CHAPITRE II :
Matériaux, procédé,
et technique
expérimentale



II.1 Introduction :

Ce chapitre commence par une présentation des matériaux utilisés lors de cette étude ainsi que les métaux d'apports utilisés pour assemblage de ces matériaux. Dans une seconde partie, nous présentons les différentes techniques expérimentales utilisées pour la caractérisation mécanique et métallurgique des soudures hétérogènes et homogènes élaborées par procédé TIG.

II.2 Matériaux :

Les produits de base utilisés pour réaliser les joints soudés sont des tubes de 170 mm de diamètre et de 7mm d'épaisseur en acier inoxydable Duplex (2205) et l'acier au carbone (A106)

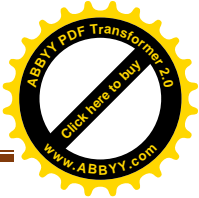
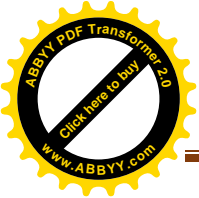
a) **l'acier inoxydable duplex** : c'est un acier inoxydable austéno-ferritique dont la nuance est du type SAF 2205 et dont la composition chimique est précisée dans le **Tableau II.1**. La structure biphasée de l'alliage permet d'obtenir des limites d'élasticité élevées tout en conservant une bonne ductilité (**Tableau II.2**) . En effet, le durcissement est obtenu par la phase ferritique, tandis que la matrice austénitique permet de conserver ductilité et ténacité. La structure mixte donne au 22-05 une résistance élevée à la corrosion sous contrainte et le rend insensible à la corrosion intergranulaire. Ses teneurs élevées en chrome et en molybdène lui confèrent une excellente résistance à la corrosion par piqûres et à la corrosion généralisée.

Tableau II.1 composition chimique d'acier inoxydable (duplex 2205)

Elément	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	N
Pourcentage	0.024	0.74	0.61	0.016	0.001	5.43	22.43	3.21	0.17

Tableau II.2 Propriétés mécaniques de l'acier inoxydable (duplex) métal de base

Propriété	Limite élastique MPa	Résistance à la rupture MPa	Allongement à la rupture %
Valeur	415	655	20



b) l'acier au carbone : ASTM A106 est une norme de spécification pour les tuyaux d'acier au carbone sans soudure pour les services à haute température. Les usages les plus communs se font dans les raffineries et dans les centrales où les gaz et fluides sont transportés à haute température et à haute pression

la réalisation de tubes. La composition chimique et les propriétés mécaniques de cet acier sont précisées sur les tableaux (II.3. et II.4) respectivement.

Tableau II.3 composition chimique d'acier au carbone- A106- (laboratoire essai GTP)

Elément	C	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Si	P	S	Al	Ti	Sn	N	B	Nb
Pourcentage	0.16	0.79	0.11	0.09	0.12	0.022	0.003	0.28	0.014	0.003	0.033	0.001	0.009	0.0075	0.0002	0.002

Tableau II.4 Propriétés mécaniques de l'acier au carbone métal de base(A106)

Propriété	Limite élastique MPa	Résistance à la rupture MPa	Allongement à la rupture %
Valeur	290	415	25

Compte tenu de faible teneur en carbone (0.16%) et en carbone équivalent (0.33%) inférieur à 0.4%, présage une excellente soudabilité de ce matériau.

NB : Carbone équivalent = C + Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15 = 0.33%

c) Les métaux d'apport :

Les différentes combinaisons de soudures élaborées sont :

- Soudures homogènes : - Acier A106- Acier A106
- Acier duplex-Acier Duplex

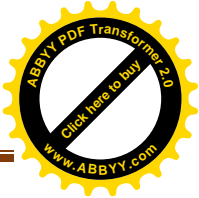
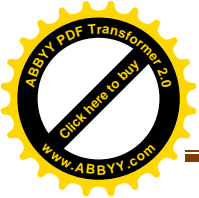
Soudure hétérogène : Acier Duplex- Acier A106

Ces soudures sont réalisées par le procédé TIG(Tungsten Inerte Gas) en deux (02) passes en utilisant différents métaux d'apport.

- ✓ **Métal d'apport ER2209 :** Ce même métal d'apport dont la composition chimique est donnée dans le tableau II.5 est utilisé pour élaborer la soudure homogène (duplex / duplex) et la soudure hétérogène (duplex / A106).

Tableau II.5 Composition chimique du métal d'apport ER 2209

Elément	C	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	N	Mn
ER2209(%)	0.01	0.49	0.019	0.001	0.05	8.60	23.04	3.11	0.16	1.47



✓ **Métal d'apport ER70S-6:** dont la composition chimique est donnée par le tableau II.6 est utilisé pour la réalisation des soudures homogène (A106 /A106)

Tableau II.6 composition chimique métal d'apport ER70S-6

Elément	C	Si	Mn	Cu	P	S	Cr	Ni	Mo	V
ER70S-6(%)	0.07	0.87	1.46	0.2	0.011	0.012	0.03	0.02	0.003	0.0005

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

Tableau II.7 Propriétés mécaniques de métal d'apport

	Limite élastique MPa	Résistance à la rupture MPa	Allongement à la rupture %
ER 2209		770	30.4
ER70S-6	440	560	25

II.2.3 Les paramètre de soudage :

Les déférentes configurations d'assemblage (homogènes et hétérogènes) sont réalisées avec les paramètres du procédé tableau (II.8 et II.9)

Tableau II.8 Paramètre de soudage ER 2209

Passé	Métal d'aportt	Ø mm	Longueure mm	nature	polarité	I (A)	U (V)	Vitesse cm /min	Type argon	Débit L/min
1	ER2209	2.4	1000	DC	(-)	81 - 92	9 - 11	4.1	99.99	17
2	ER2209	2.4	1000	DC	(-)	94 - 97	9 - 11	6.74		
3	ER2209	2.4	1000	DC	(-)	94 - 99	9 - 11	5.43		
4	ER2209	2.4	1000	DC	(-)	95 - 100	10 - 11	7.12		
5	ER2209	2.4	1000	DC	(-)	95 - 98	10 -11	5.36		

Tableau II.9 Paramètre de soudageER70S-6

Passé	Métal d'aportt	Ø mm	Longueure Mm	nature	polarité	I (A)	U (V)	Vitesse cm /min	Type argon	Débit L/min
1	ER70S-6	2.4	1000	DC	(-)	75 – 80	10.5 – 12	3.78	99.99	16
2	ER70S-6	2.4	1000	DC	(-)	105 - 115	11 – 12	5.18		
3	ER70S-6	2.4	1000	DC	(-)	110 – 115	11 – 12	5.31		
4	ER70S-6	2.4	1000	DC	(-)	110 – 115	11 – 12	5.34		

II.3 Préparation des échantillons et éprouvettes :

Avant découpage des éprouvettes, un contrôle visuel des cordons de soudures est nécessaire pour localiser les éprouvettes d'essais.

Le cordon est considéré comme correct dès qu'une géométrie de joint correcte et régulière est obtenue et qu'aucune projection ne se produit sur l'assemblage. En effet, pour atteindre une bonne résistance le cordon doit présenter une géométrie n'introduisant pas de concentration de contrainte

II.3.1 prélèvement et réalisation des éprouvettes :

Le découpage et usinage des éprouvettes des essais (traction et résilience) a été effectué au niveau des ateliers d'usinage de GTP

Quatres (04) éprouvettes, de longueur de 300mm et de 27mm de largeur, sont prélevées de chaque configuration d'assemblage (homogène et hétérogène) dans le sens transversal au cordon de soudure (Figure II).

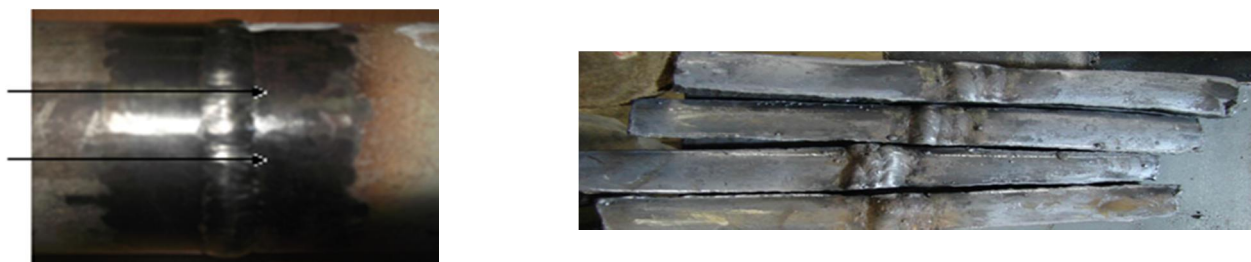


Figure II.1: Sens de prélèvement des éprouvettes de traction

a) Usinage des éprouvettes de traction

Toutes les éprouvettes de traction ont été préparées selon la norme ASTM.

Celle-ci recommande des éprouvettes plates dont la longueur de la section utile est un ordre de grandeur (i.e.10 fois) supérieure à la largeur (Figure II.2).

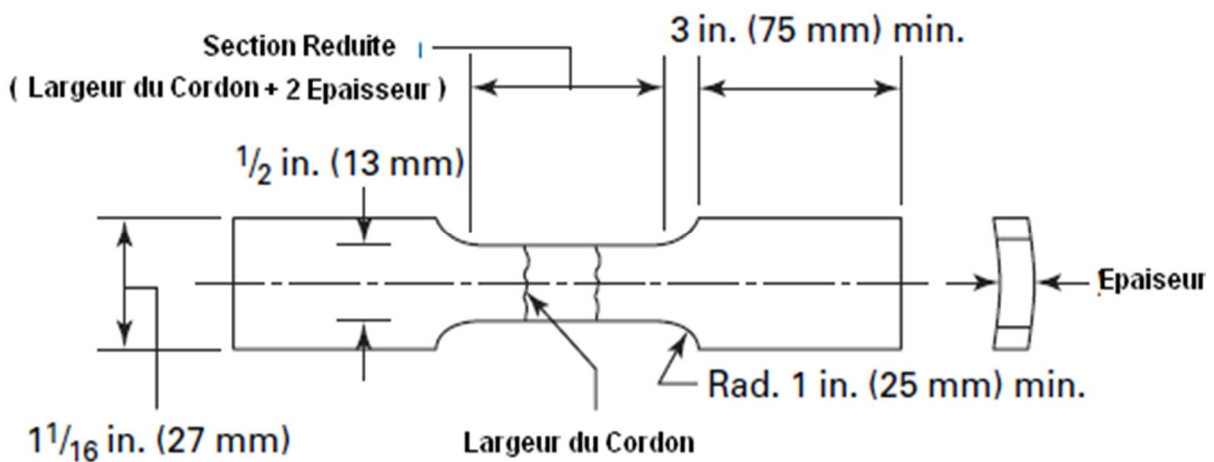


Figure II.2 Éprouvettes de traction normalisée

a) Préparation des éprouvettes de résilience :

Les éprouvettes de résilience ont été découpées au niveau des cordons soudures (la zone fondue, la ZAT et le métal de base) comme montré sur la figure II.3 (a). De chaque combinaison d'assemblage (homogène et hétérogène), on a prélevé trois éprouvettes normalisées selon NF A 03-161, 55 x 10 x 2.5 mm de dimension (Figure II.3.b), avec entailles en V de 45° d'ouverture et de 2mm de profondeur.

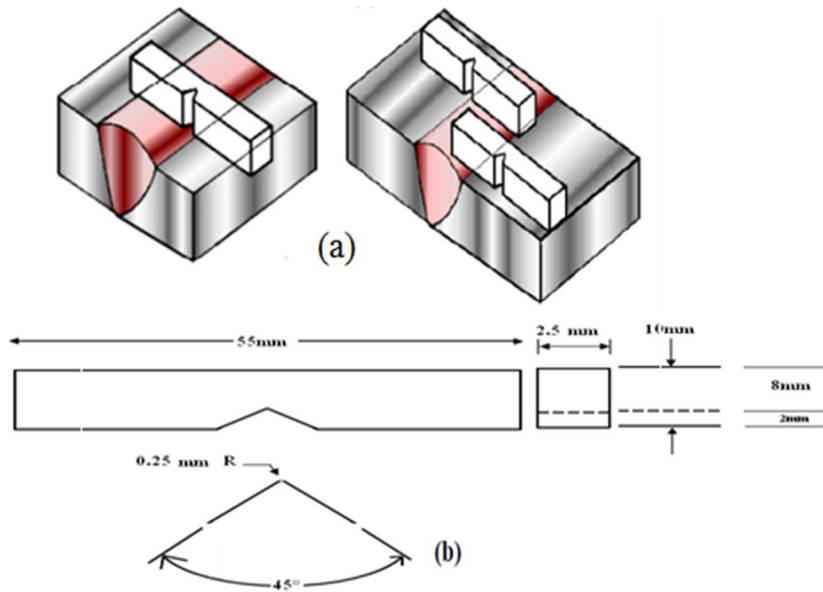


Figure II.3 Eprouvette de résilience

II.4 Caractérisation mécanique :

Les essais de traction monotone quasi-statique ont été réalisés selon la norme NF EN10002-1 sur une machine électromécanique (*INSTRON WALPERT*). Les essais ont été conduits dans l'air et à température ambiante (≈ 20 à 30°C). La vitesse de déplacement imposée est de $0,035$ mm/s

II.4.1 Essai de traction :

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

Il consiste à réaliser, dans une éprouvette, un champ de contrainte uniforme uni axiale de traction et à enregistrer l'allongement résultant.



Figure II.4 : machine de traction (INSTRON WALPERT)

a) Courbe de traction :

les essais de traction sont effectués au niveau de **GTP**.

Afin de pouvoir utiliser les courbes de traction brutes, on doit les modifier de façon que les résultats obtenus ne soient fonction que du matériau étudié et non de la géométrie de l'éprouvette ; On définit ainsi :

La Contrainte : $\sigma = F / S_0$ unité : Pascal

La Déformation : $\varepsilon = \Delta l / l_0$

S_0 et l_0 sont les caractéristiques initiales de l'éprouvette, Δl est son allongement.

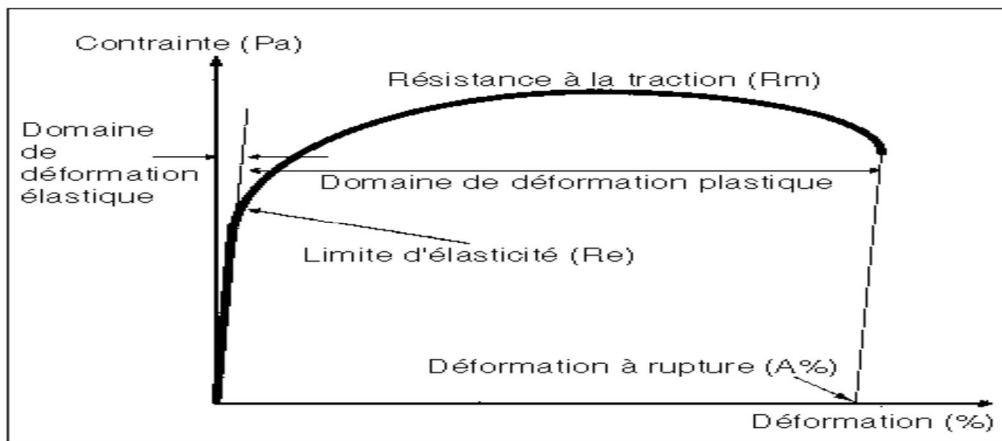


Figure II.5 Courbe de traction

La courbe comporte deux parties principales :

- **Le domaine de déformation élastique.**

L'éprouvette a un comportement élastique linéaire et suit la loi de HOOKE: $\zeta = E \cdot \varepsilon$

E : est le module d'Young ou module d'élasticité.

- **Le domaine de déformation plastique.**

Dans ce domaine la déformation est irréversible : si l'on supprime la charge le matériau garde une déformation permanente. La courbe de traction passe par un maximum au-delà duquel la contrainte diminue bien que l'allongement continue de croître. La déformation n'est alors plus homogène, elle est localisée dans la zone de striction (zone la plus mince de l'éprouvette).

c) Caractéristiques mécaniques de traction :

L'exploitation d'une courbe de traction nous permet d'obtenir les valeurs suivantes des caractéristiques mécaniques d'un matériau :

- **La limite d'élasticité Re ou Re0,2** (pour 0,2% de déformation) :

Contrainte à partir de laquelle le matériau s'écarte de la loi de HOOKE, apparition de la première déformation plastique.

- **La résistance à la traction Rm :**

Contrainte maximale. Dans le cas des matériaux fragiles (pas de déformation plastique), Re et Rm sont confondues.

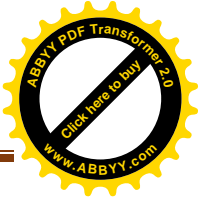
L'éprouvette a une section S_0 et une longueur utile L_0 au départ des mesures.

A chaque instant :

L : désigne la longueur utile de l'éprouvette.

S : la section de l'éprouvette.

R : la traction exercée, exprimée en MPa



E : l'allongement relatif exprimé en

- **L'allongement à la rupture A :**

C'est une mesure de ductilité car il est nul pour les matériaux fragiles. $A\% = \epsilon \times 100$

- **La striction à la rupture Z :**

$$Z = (S_0 - S_u) \times 100 / S_0 \text{ (V.9)}$$

S_0 : la section de l'éprouvette initiale.

S_u : la section de l'éprouvette après rupture.

Toutefois, pour des aciers unidirectionnels, la rupture s'initie habituellement dans l'arrondi ou à une courte distance de ce dernier. Ceci est principalement attribuable à l'endommagement du matériau causé par l'usinage de l'arrondi ainsi qu'aux concentrations des contraintes présentes dans cette zone. En effet, il est probable que des fissures se créent entre les différents plis du stratifié lors de l'usinage de l'éprouvette.

II.4.2 Essai de résilience :

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

- l'entaille mécanique sur l'éprouvette qui crée un état de contraintes triaxiales important au fond de celle-ci. Elle sert par exemple à reconstituer le système de contraintes existant localement dans les zones critiques de constructions soudées,
- la vitesse d'application de la charge traduite par la vitesse de déplacement du couteau au moment de l'impact (la vitesse du pendule utilisé était de 5.23m/s),
- la température d'essai que l'on fait varier.

a) Principe de l'essai de résilience

Au cours de cet essai, l'éprouvette Charpy est rompue à l'aide d'un pendule de masse 'm' qui tombe d'une hauteur H. Après avoir cassé l'éprouvette, le pendule remonte à une hauteur h. La résilience du matériau est déterminée par l'énergie absorbée rapportée à la surface rompue. La vitesse du pendule est de 5,23m/s.

L'énergie consommée par la rupture est directement associée à l'angle de remontée du pendule, elle s'exprime par la relation suivante:

$$KV = m.g.l.(\cos\alpha - \cos\beta)$$

avec m : masse du pendule,

l - longueur du pendule,

β - angle de remontée du pendule après le choc,

α - angle initial au départ du pendule.

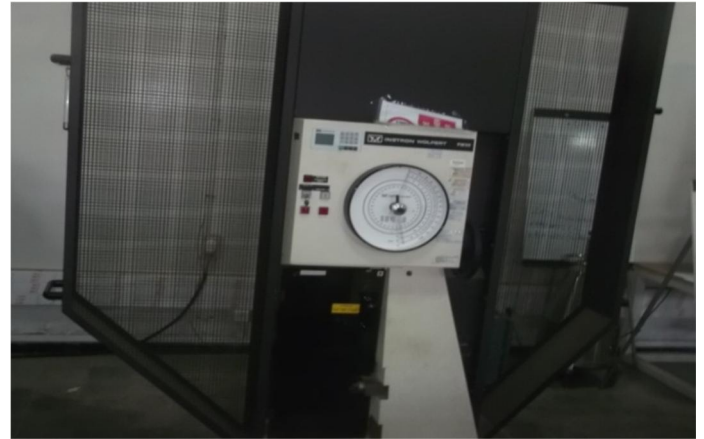
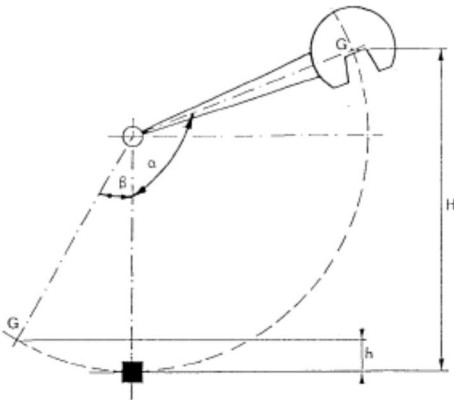


Figure II.6: (a) principe de l'essai de résilience, b) machine de résilience Amsler

Le mouton Charpy utilisé pour la réalisation de nos essais et qui se trouve au niveau de la société GTP est un pendule instrumenté de 300J de marque Amsler (Figure II.3b)

on a réalisé des éprouvettes normalisées, selon NF A 03-161, 55 x 10 x 2.5 mm de dimensions, avec entailles en V de 45° d'ouverture et de 2mm de profondeur. L'usinage des entailles a été réalisé aux niveaux de la zone fondue, la ZAT et le métal de base.

II.4.3 Essai Microdureté :

La dureté est la résistance qu'une matière donnée oppose à la pénétration d'un autre corps plus dur choisi comme référence. Les essais de mesure de dureté par pénétration se font par l'application sous une charge connue, d'une sphère en métal dur ou d'une pyramide en diamant, normalement à une face plane polie de l'échantillon à tester.

Plusieurs méthodes de mesure de dureté telles que : Brinell, Rockwell et Vickers. Dans notre étude, nous avons utilisés la méthode de Vickers. Dans ce cas, on utilise une pyramide de diamant à base carrée présentant un angle au sommet entre faces égales à 136°.

La dureté Vickers est définie par : $H_v = F/S$

HV : dureté Vickers (Kg/mm²) ;

F : la charge appliquée

S: la surface de l’empreinte en mm².

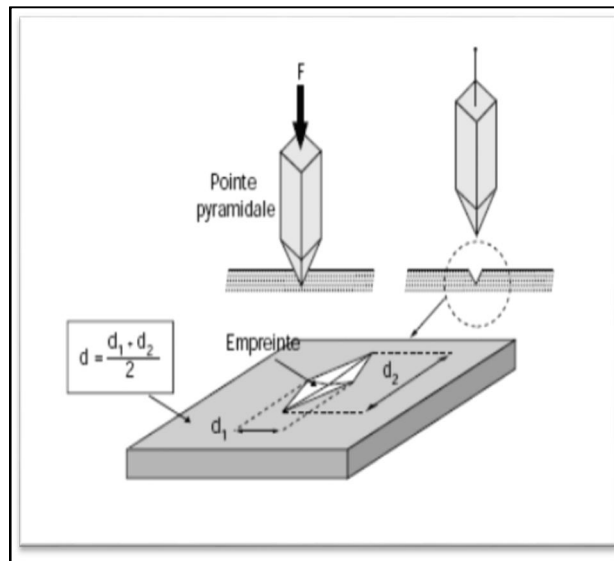
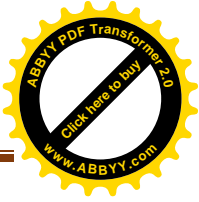


Figure II.7 Principe de Vickers



Figure II.8 machine de mécrodureté

Les mesures microdureté Vickers ont été réalisées sur des coupes transversales au cordon de soudure. Un microdurometre de (Figure II.8) est utilisé , en appliquant une charge de Charge 100g pendant une durée 15 seconde. des profils de micro dureté ont été réalisés avec un pas de 0.002mm en balayant les 03 zones de la soudure.



II.5 Caractérisation métallographique :

chaque avant l'analyse de la microstructure échantillon subi les opération suivantes :

a- Enrobage :

Enrobage des échantillons dans une résine thermodurcissable afin de mieux les manipuler durant l'opération de polissage. La figure montre une photo de l'enrobeuse de marque STRUERS utilisée.

b- Polissage :

Le polissage est effectué au labo SDM à l'aide d'une polisseuse a pour but d'éliminer l'irrégularité de surface et donne une surface plus ou moins lisse, La polisseuse utilisée est montrée dans les figures –II.10 ; II.11-

Le polissage a été fait en deux étapes :

-Pré polissage :

Il a été fait par frottement de l'échantillon sur des papiers abrasifs de granulométrie de plus en plus fins. Le polissage est fait sous eau (ou avec arrosage) pour éliminer tout risque d'échauffement de l'échantillon.

Granulométries du papier abrasif utilisé : 280-400-600-800-1000-1200-2800.

Une durée de polissage que l'on peut estimer 5 minutes par granulométrie.

Polissage de finition :

A fin de donner à nos échantillons un effet miroir, on utilise une polisseuse de finition avec une poudre alumine

La figure II.11 montre la polisseuse de finition utilisée dans notre laboratoire.

c) Attaque chimique :

on a deux déférentes soudure d'attaque chimique qui sont :

- Attaque chimique des soudures homogène A106/A106 la solution chimique est la suivante; le natal (HNO_3)

- Attaque électrolytique de soudure homogène duplex / duplex

Cette attaque est réalisée à température ambiante avec des durées allant de 60 à 90s sous une tension de 4.5V dans un bain contenant de (NaOH) .

ainsi dans soudure hétérogène on a fait les deux attaques qui sont : attaque chimique et attaque électrolytique

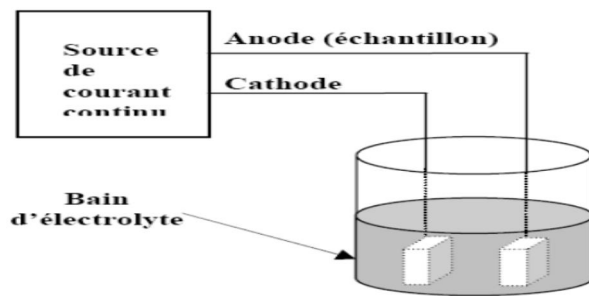


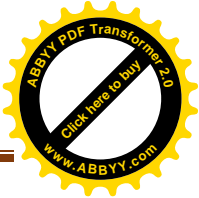
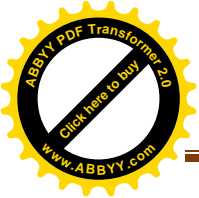
Figure II.9: Schéma illustratif du dispositif d'attaque électrolytique

d) Microscope optique :

Le microscope qui se trouve dans notre laboratoire est équipé de quatre objectifs d'agrandissement de 20X jusqu'à 100X, un oculaire de 10X (alors si on est en train de voir avec un objectif de 20X accouplé à l'oculaire de 10X alors l'agrandissement de la microstructure est de 200X. La figure 3.10 montre le microscope optique de marque Carl Zeiss à plateau inversé. Il est équipé d'un appareil photo numérique afin de photographier les microstructures obtenues



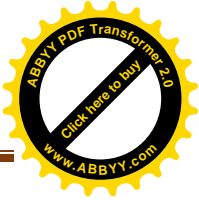
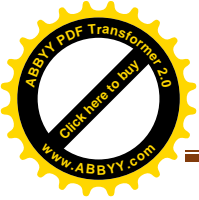
Figure II.10 : Microscope optique Carl Zeiss



CHAPITRE III :

Résultats et

interprétations



III.1 Caractérisation mécanique :

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

III.1.1 Essai de traction :

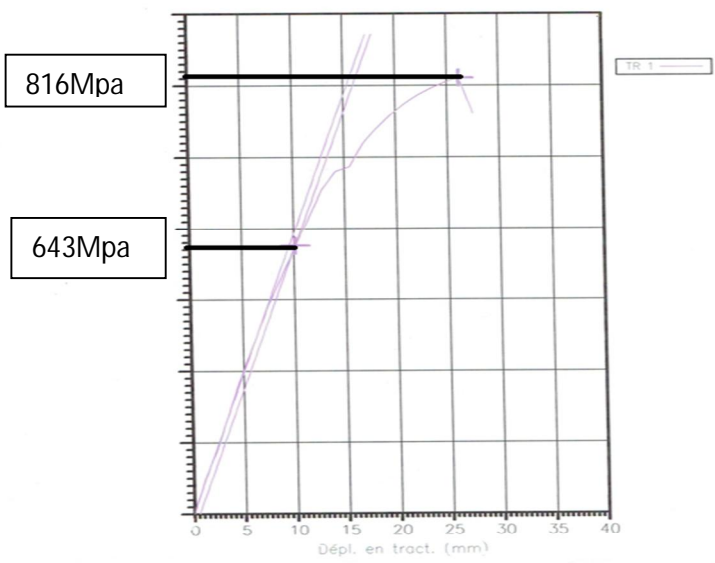
Les essais de traction une machine électromécanique *INSTRON WALPERT*. Les essais ont été conduits dans l'air et à température ambiante (≈ 20 à 24°C).

D'après le logiciel liée (adéquate) à la machine de traction nous avons obtenus les résultats présentait celons le tableau (III .1) et les courbes (figure III .1)

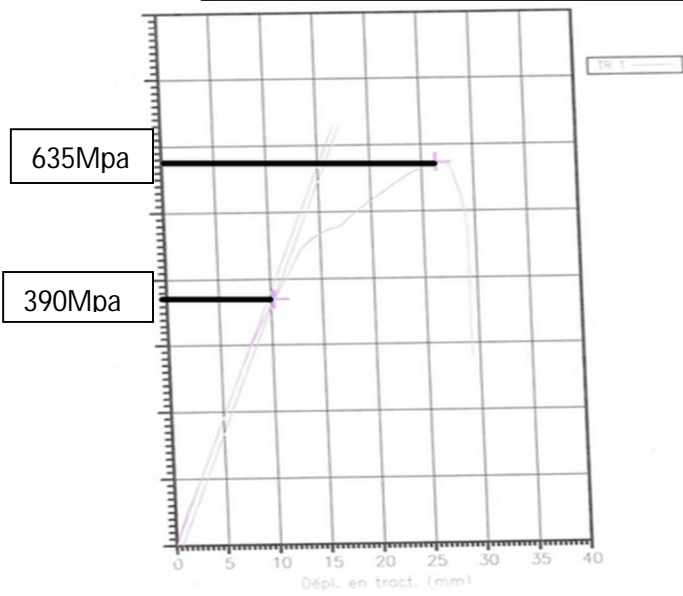
Tableau III.1 Essai de traction

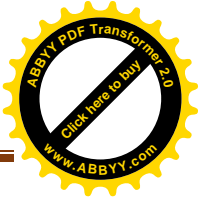
Acier souder	Larg (mm)	epai (mm)	Section (mm ²)	Fe (N)	Re (MPa)	Fm (N)	Rm (MPa)
Acier(2205)	13.09	5.51	72.13	26427.148	643.65	58882.44	816.38
Acier au carbone A106	12.61	3.61	45.52	18458.627	405.49	28630.18	628.93
Acier(2205) Acier au carbone A106	12.80	3.75	48	18757.597	390.78	30496.29	635.33

Duplex 2205 /Duplex



Duplex 2205/ acier au carbone A106





Le tableau ci-dessus représente les résultats d'essais de traction sur les joints homogènes (A106/A106, Duplex 2205/Duplex 2205) et hétérogène (Duplex 2205/A106). Les résultats expliquent que la rupture au niveau de métal de base signifie la bonne qualité de cordon de soudure.

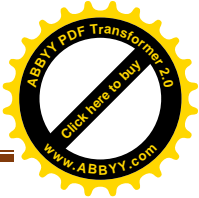
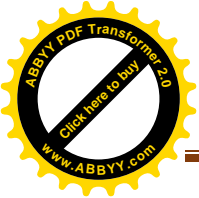
D'après les résultats on observe que l'assemblage homogène en duplex présente des caractéristiques de traction meilleures par rapport aux soudures homogène A106 et hétérogène duplex /A106.

III.1.2 Essai de résilience :

Acier inoxydable (duplex)

Tableau III.2 Essai de résilience de duplex(2205)

	Type D'essai	Localisation entaille	Dimension Eprouvette (mm)	Section (mm ²)	T°de L'essai (°c)	Energie Absorbée (J)	Valeur Moyenne (J)
1	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	38.4	42.00
2	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	44.3	
3	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	43.3	
1	Impact(V)	ZAT	10×3.3	33	-29	34.8	52.80
2	Impact(V)	ZAT	10×3.3	33	-29	80.1	
3	Impact(V)	ZAT	10×3.3	33	-29	43.5	
1	Impact(V)	MB	10×3.3	33	-29	35.6	38.23
2	Impact(V)	MB	10×3.3	33	-29	40.9	
3	Impact(V)	MB	10×3.3	33	-29	39.1	



Acier au carbone :

Tableau III.3 Essai de résilience acier au carbone (A106)

	Type D'essai	Localisation entaille	Dimension Eprouvette (mm)	Section (mm ²)	T°de L'essai (°c)	Energie Absorbée (J)	Valeur Moyenne (J)
1	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	19.2	23.53
2	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	24.6	
3	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	26.8	
1	Impact(V)	ZAT	10×3.3	33	-29	28.8	32.03
2	Impact(V)	ZAT	10×3.3	33	-29	38.8	
3	Impact(V)	ZAT	10×3.3	33	-29	28.5	
1	Impact(V)	MB	10×3.3	33	-29	24.8	24.83
2	Impact(V)	MB	10×3.3	33	-29	22.5	
3	Impact(V)	MB	10×3.3	33	-29	27.2	

duplex+acier au carbone :

Tableau III.4 Essai de résilience de duplex(2205)-acier au carbone(A106)

	Type D'essai	Localisation Entaille	Dimension Eprouvette (mm)	Section (mm ²)	T°de L'essai (°c)	Energie Absorbée (J)	Valeur Moyenne (J)
1	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	18.9	19.23
2	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	19.2	
3	Impact(V)	ZF	10×3.3	33	-29	19.6	
1	Impact(V)	ZAT(2205)	10×3.3	33	-29	19.7	18.9
2	Impact(V)	ZAT(2205)	10×3.3	33	-29	19.8	
3	Impact(V)	ZAT(A106)	10×3.3	33	-29	17.2	

les tableaux (III 2.3.4) ci dessus représente les valeur de l'essais de résilience dans trois zones ZF, ZAT ;MB

D'après les résultats on distingue que la valeur de l'énergie absorbé est élevé dans ZAT par rapport les autres zones.

III.1.3 Mesures de microdureté HV

Les mesures de microdureté Vickers ont été réalisé sur des coupes transversales aux cordons de soudures, afin d'établir des filiations sur l'ensemble des zones qui sont le métal de base MB, ZAT et ZF suivant le schéma de la figure III.1. La valeur donnée correspond à la moyenne de 3 empreintes situées à un même niveau de distance par rapport à la zone de fusion. La charge utilisée est de 100g, et la distance entre les empreintes est de 200µm.

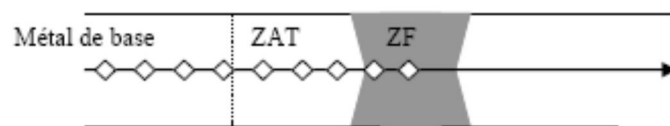
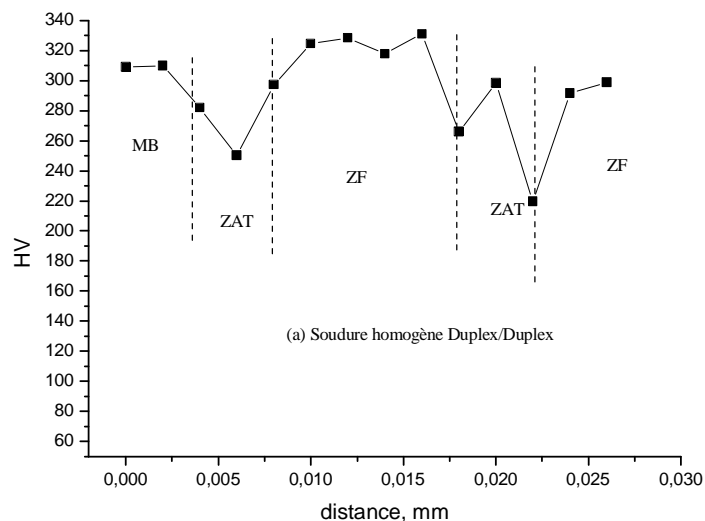


Figure III.2 Schéma de filiation de dureté appliqué

Les figures III.2 montrent les variations de microdureté à travers les soudures homogènes et hétérogène étudiées. On note que, dans le cas des soudures homogènes (Duplex/Duplex et Acier A106/A106), les profils de microdureté, présentent une variation semblables.

L'augmentation de la dureté est régulière à l'approche de la ligne de fusion puis plus marquée dans la zone centrale du bain de fusion. Dans le cas de la soudure homogène Duplex/Duplex,



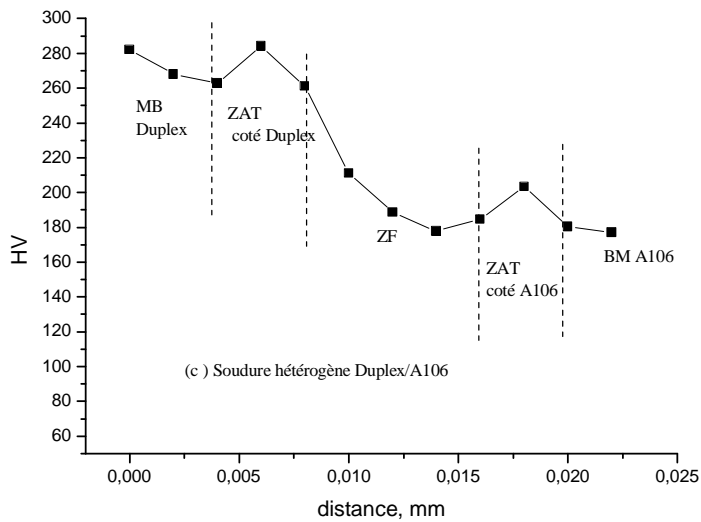
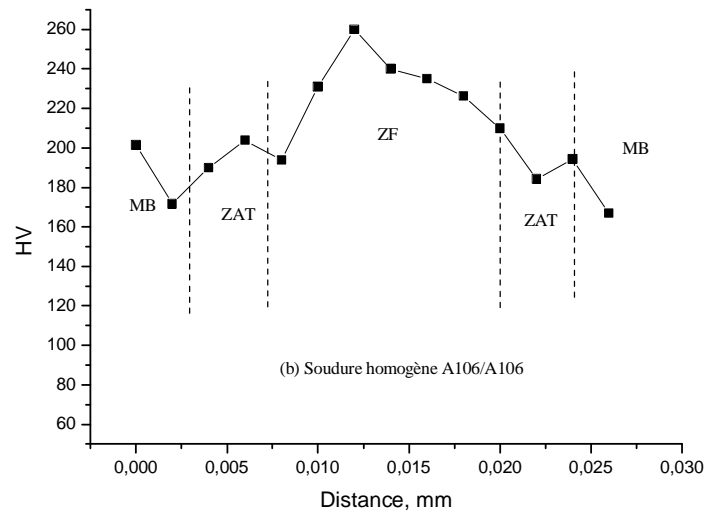


Figure III.3 Profils de microdureté Vickers établis pour des cordons de soudures homogènes et hétérogène.

L'augmentation de la dureté en ZAT, ne se produit qu'à l'approche de la ZF d'environ de 250 μ m de la limite de la ligne de fusion. En ZF la dureté est plus importante qu'en ZAT mais tend à se stabiliser en présentant un profil assez homogène. Dans le cas de la soudure homogène en acier au carbone A106/A106, l'augmentation de la dureté de la ZAT se produit à une distance d'environ de 600 μ m de la ligne de fusion. Et l'augmentation se poursuit quasi linéairement jusqu'au centre de la zone de fusion (259HV).

Concernant, la soudure hétérogène (Duplex2205/Acier A106), la figure II.2 (c) montre que le niveau de dureté est plus faible dans la ZF dû à la variation de la composition en éléments d'alliages.

III.2 Observation métallographique :

III.2.1 Examen au microscope optique :

1. Examen du métal de base :

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

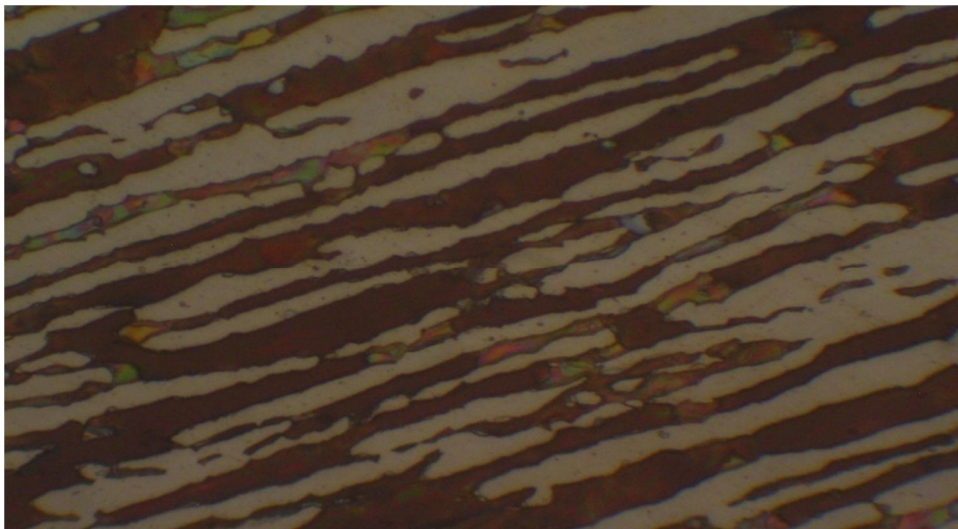


Figure III.4: Microstructure du Métal de base (2205).GX200

- a) La microstructure de l'acier A106 est formée par des grains de ferrite et des rangées de perlite disposées quasi régulièrement (Figure III.4). Comme il est visible sur la photo, la quantité de perlite est plus basse comparée à la quantité de ferrite.

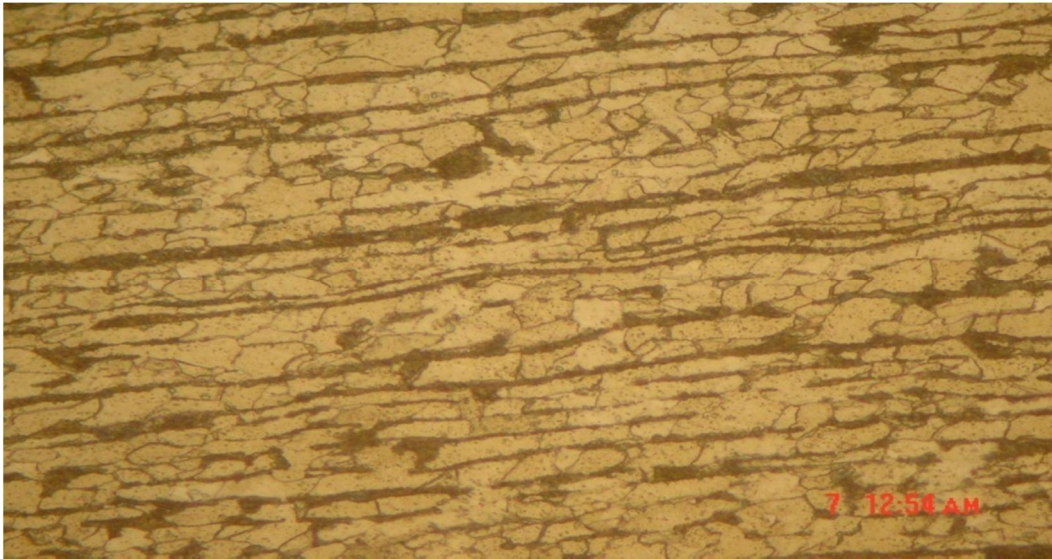


Figure III.5: *Microstructure du Métal de base A106 GX200*

2. Examen du zone affectée thermiquement (ZAT) :

- a) A proximité de la zone fondue (la zone affectée par la température), microstructure se révèle comme celle du métal de base , néanmoins la taille des grains a connu un grossissement très significatif sous l'influence de l'élévation de la température apportée par la source de chaleur lors de l'opération du soudage. Cette observation est bien mise en relief dans les (figure III.5)



Figure III.6: *Microstructure la ZAT de acier (2205).GX200*

- a) la figure représente la microstructure de la zone affectée thermiquement t de la soudure homogène qui montre une transformation de la forme lamellaire a la forme équiaxiale

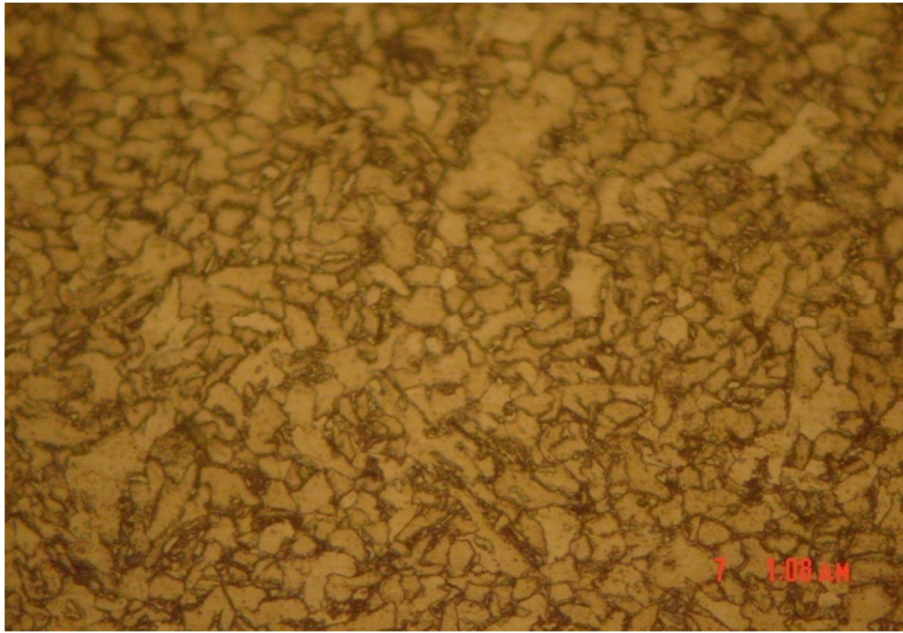


Figure III.7: Microstructure la ZAT de A106 GX200

3 Examen du zone fondue (ZF) :

- 4 Les microstructures de la zone fondue des soudures homogènes Duplex/Duplex et Acier A106/A106 sont représentées par les figures (III.7 et III.8) respectivement.
- 5 Suite au processus de solidification, la zone fondue du Duplex possède une structure dendritique, l'austénite se présente sous forme d'ilots dans une matrice ferritique.



Figure III.8: Microstructure la ZF de acier (2205) GX200

a) la structure de la ZF et très fine par rapport a la structure de MB

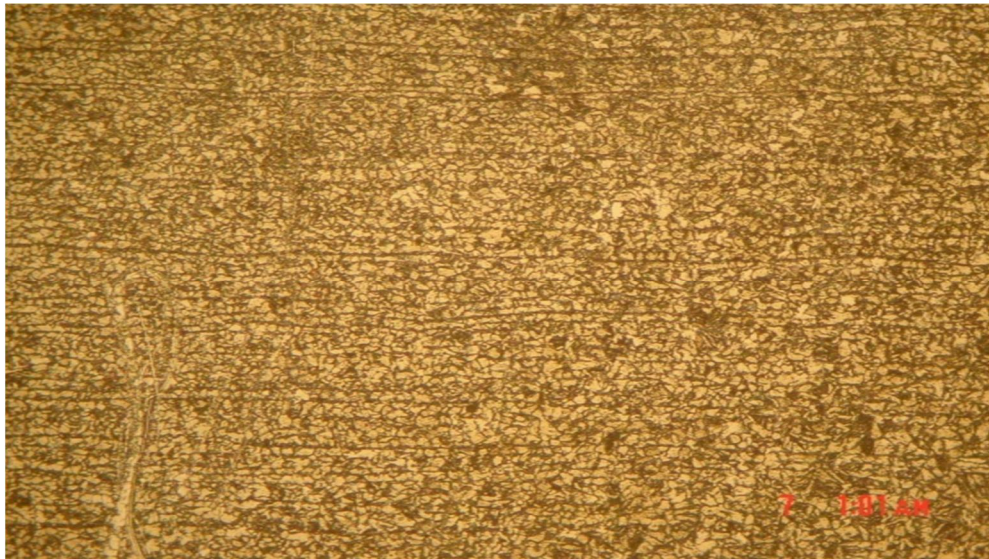


Figure III.9: Microstructure la ZF de A106 GX200

1. Examen du zone de liaison :

A la frontière entre zone fondue (ZF) et zone affectée thermiquement ZAT est très nette dans les deux configurations de soudure homogènes. Dans le cas de la soudure Duplex/Duplex, la zone surchauffée (ZL) est caractérisée par une faible densité de grains austénitiques (figure III.9) comparée à la zone fondue et la ZAT. Ceci est du au gradient thermique élevé enregistré dans cette zone lors de l'opération de soudage. La structure de l'acier dans cette zone a subit une transformation complète en ferrite au cours du chauffage, les grains d'austénite se sont reformés, probablement, par la suite lors du refroidissement de l'échantillon.



Figure III.10: Microstructure la ZL de acier (2205) GX200

Dans le cas de la soudure homogène A106/A106, nous constatons la présence de grains de grande taille à côté de grains plus fins (Figure III.10). Ce qui traduit la surchauffe importante subie par cette partie au cours de l'opération du soudage.

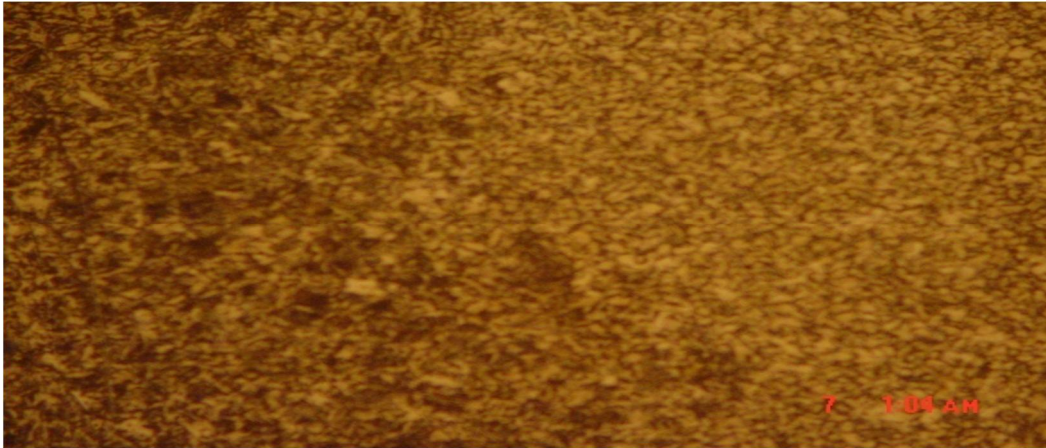


Figure III.11: Microstructure la ZL de A106 GX100

On observe dans cette structure qui correspond à un contraste de deux zones (ZF sombre, ZAT plus claire)

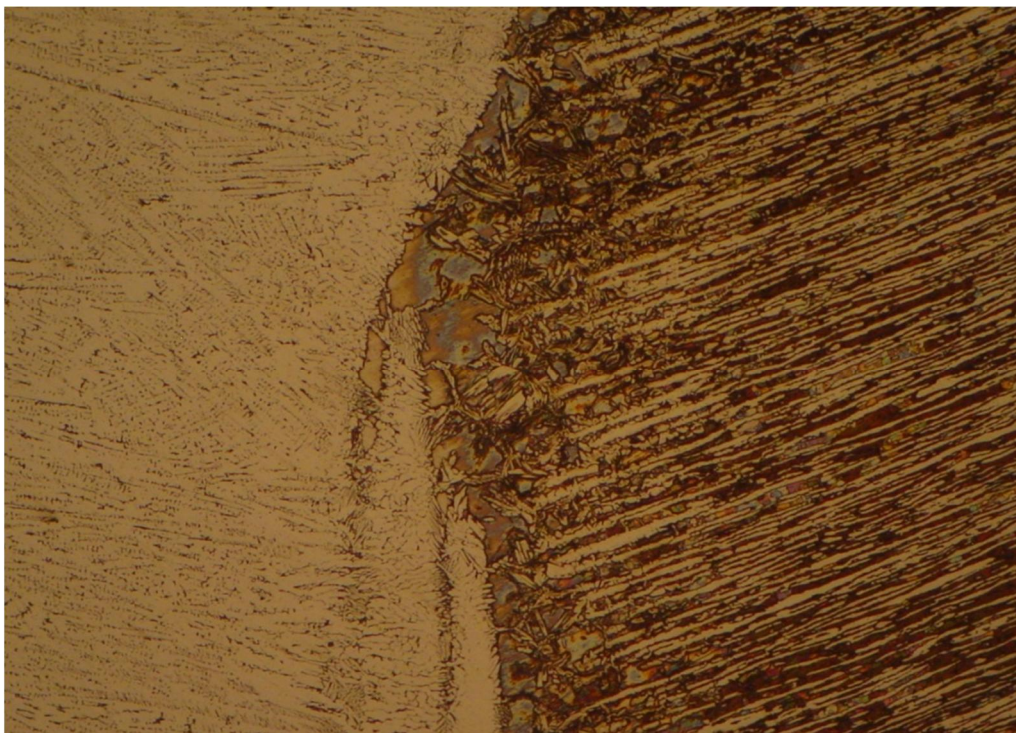


Figure III.12: Microstructure la ZL ; ZF; ZAT (2205/A106)

dans les(figures III.12 (a, b et c)) Nous constatons la présence de grains de grande taille à côté de grains plus fins qui est expliqué par le surchauffement important subit au cours de l'opération du soudage
la ZF(figure III.12 (d)) est constituée de grains colonnaires de ferrite et austénite à structure dendritique

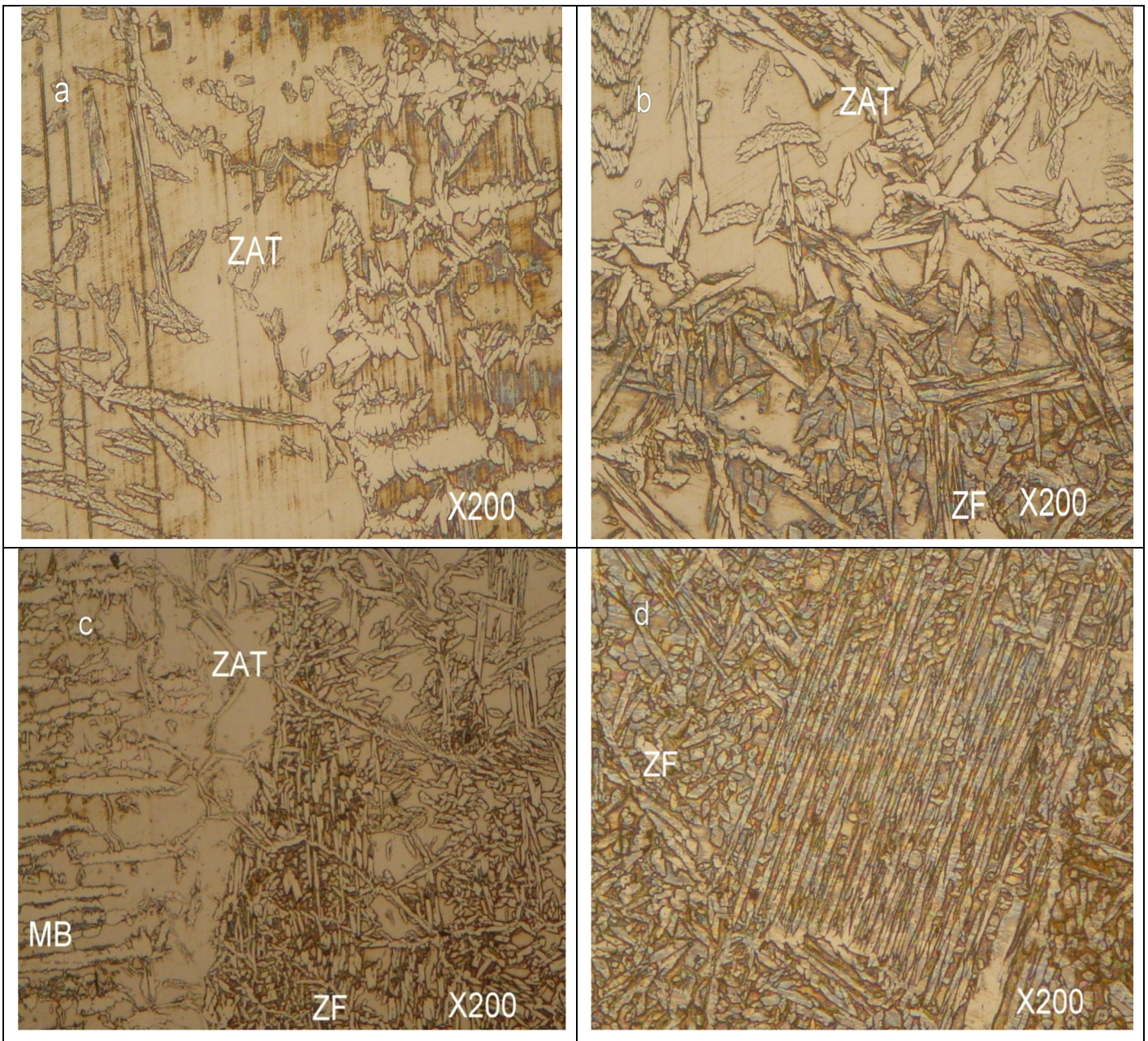


Figure III.13 la microstructure de la soudure hétérogène coté duplex

D'après les figures on observe que la zone affectée thermiquement est claire par rapport la zone fondue (sombre et plus petite)

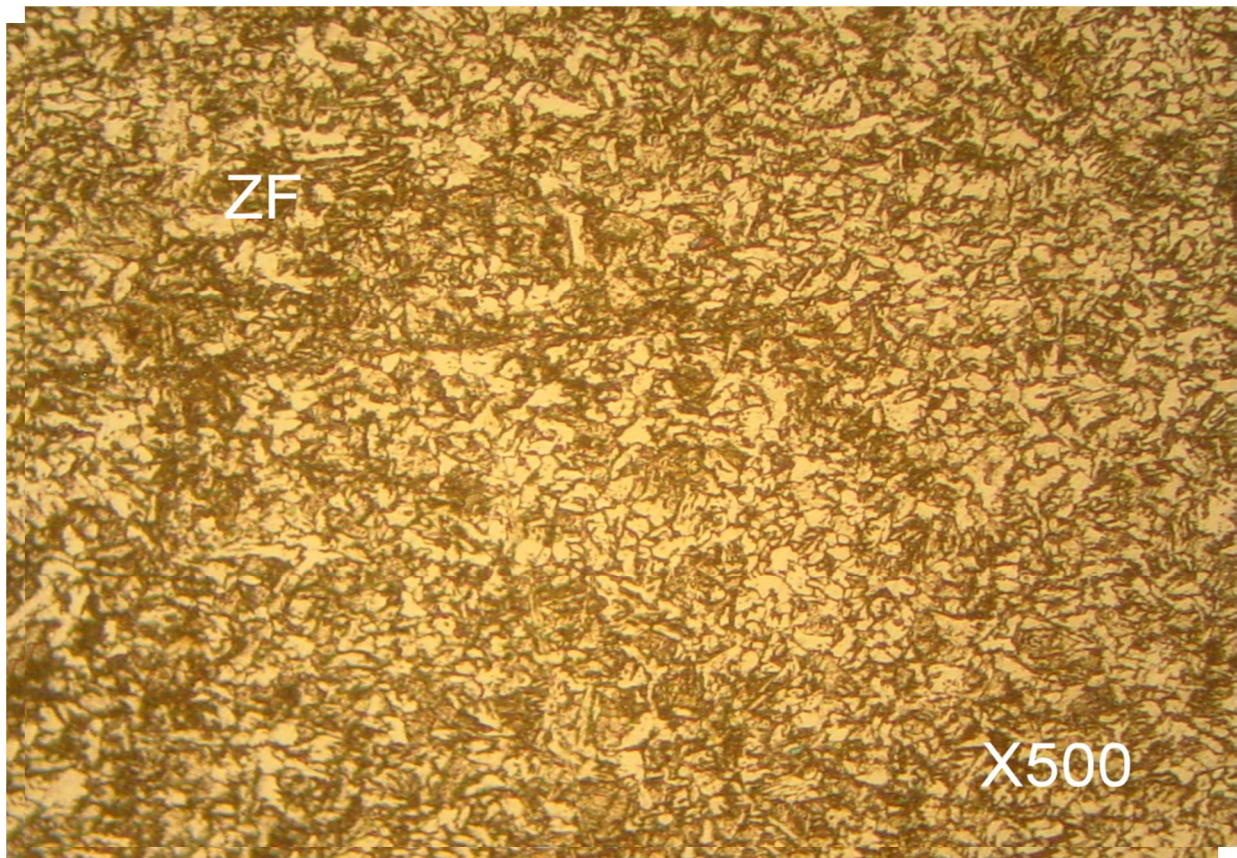
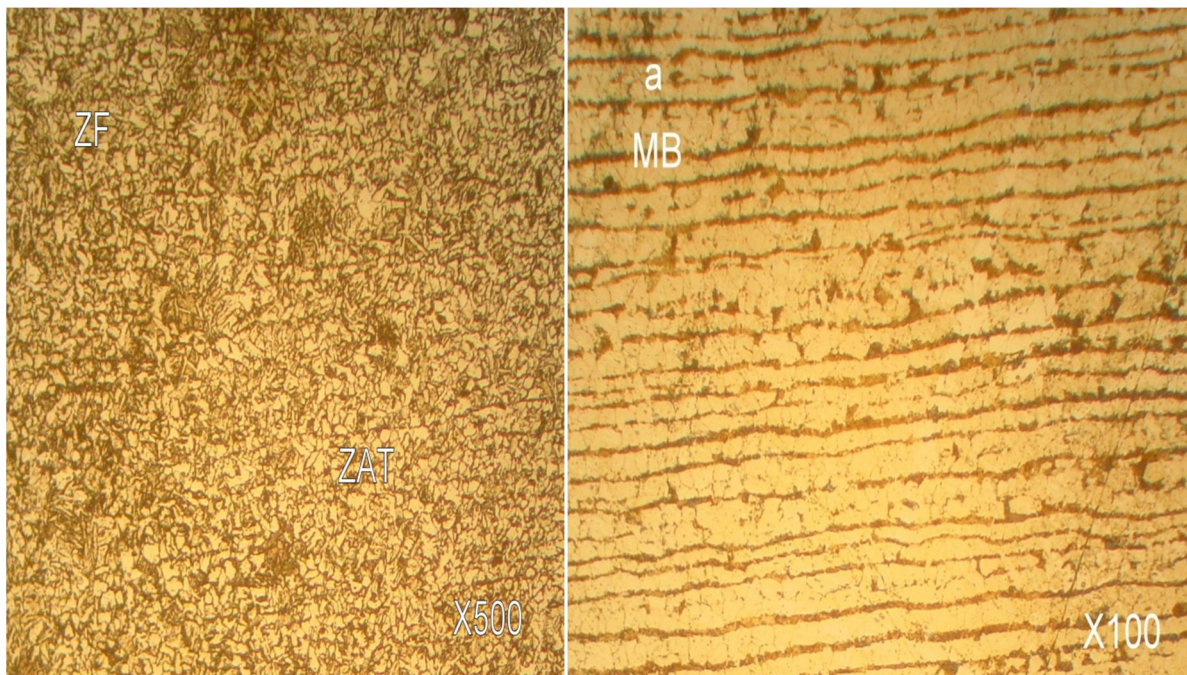
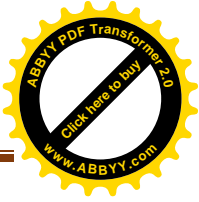


Figure III.14 la mirostructure de la soudure hétérogène coté A106

a)MB, b)ZAT-ZF, c)ZF

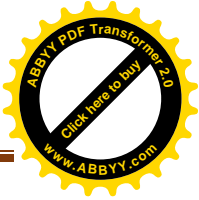
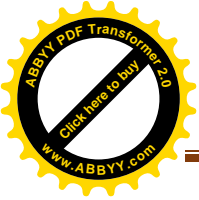


Conclusion générale

L'objectif de l'étude présentée dans ce manuscrit a été de caractériser des soudures hétérogènes en acier inoxydable duplex et acier au carbone microallié et de les comparer aux soudures homogènes, du point de vue caractéristiques métallurgiques et mécaniques.

Trois configurations d'assemblages sont donc considérées pour cette étude : une soudure hétérogène Acier Duplex 2205/ acier microallié A106 et deux soudures homogènes Duplex 2205/ Duplex 2205 et soudure A106/ A106. Le choix de ces deux matériaux a été imposé par GTP. Se sont des matériaux largement utilisés dans les industries chimiques et pétrolières et les différentes soudures sont réalisées, à la base pétrolière de Hassi Messaoud, par le procédé TIG sur des tubes (pipeline) de diamètre de 70. Cette étude a été menée au niveau des laboratoires GTP-Reghaia. Les conclusions que l'on peut y tirer sont :

- L'observation métallographique montre que les changements structuraux influents sur les propriétés mécaniques de traction et de ténacité.
- La résistance à la rupture du soudage hétérogène est acceptable par rapport aux deux autres échantillons.
- L'absorption d'énergie du soudage hétérogène présente des valeurs inférieures.
- L'acier A106 présentant une structure ferrito-perlitique. Les résultats de micrographie et essais mécaniques (traction, résilience, microdureté) ont montrés que l'acier est conforme à la norme API et présente de bonnes caractéristiques mécaniques.
- le soudage homogène duplex reste meilleur que le soudage hétérogène du point de vue des propriétés mécaniques



Référence bibliographiques

[1] HANIFA_MAROUF « CARACTERISATION STRUCTURAL ET MECANIQUE DU JOINT SOUDE DE LA LIAISON BIMETALLIQUE » MEMOIR DE MAGESTAIR, UNIVERSITE DE TIZI OUZOU, 2012.

[2] JACKY RUSTE « LES MATERIAUX DU NUCLEAIRE ENDOMMAGEMENT ET EVOLUTION », UNIVERSITE NANCY 1, 2011.

[3] CENTRALE PHENIX « EVALUATION COMPLEMENTAIRE DE LA SURETE DE LA CENTRALE PHENIX » DIRECTION DE L'ENERGIE NUCLEAIRE, CENTRALE PHENIX, 2011.

[4] GUIDE PRATIQUE INTERNE PROCEDE TIG ANTONY FERNANDES, ESAB FRANCE 2009 .

[5] [HTTP://WWW.SOUDEURS.COM](http://www.soudeurs.com).

[6] JEAN-YVES MAETZ, « EVOLUTION DE LA MICROSTRUCTUR D'UN ACIER INOXYDABLE LEAN DUPLEX

LORS DU VIEILLISSEMENT », THESE DOCTORAT, 2014 L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON

[7] J.DAVIS, ED, ASM SPECIALTY HANDBOOK: STAINLESS STEELS 1994

[8] J.BAVAY, LES ACIER INOXYDABLE, CHAPITRE XVI, P. 565-610, LES EDITION DE PHYSIQU, 1990

[9] M.DURAND-CHARRE, LA MICROSTRUCTURDES ACIERS ET DES FONTES : GENESE ET INTERPRETATION SIRPE, 2003

[10] HICKS, J.G., WELDED JOINT DESIGN, BSP PROFESSIONAL BOOKS, 1979.

[11] PRATT, J.L., INTRODUCTION TO THE WELDING OF STRUCTURAL STEELWORK, STEEL CONSTRUCTION INSTITUTE, 3RD REV. ED. 1989.

[12] BAKER, R. G., THE WELDING OF PRESSUR VESSEL STEELS, THE WELDING INSTITUTE, 1973.

[13] SERRAR HACENE, MEMOIRE DE MAGISTER, ESSAI DE TRACTION ASSISTE PAR CORRELATION D'IMAGES SUR JOINTS SOUDES EN ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES (AISI 316L), ECOLE NATIONALE SUPERIEURE POLYTECHNIQUE 2009

