



UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA 1
FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE MECANIQUE

Projet de Fin d'Etudes
Pour l'obtention du Diplôme de Master 2
En Génie Mécanique spécialité : Génie des Matériaux

THEME :

**Caractérisation D'un joint soudé en Acier Duplex
2205 ayant subi plusieurs Traitement Thermique**

Réalisé par : Benamar Oualid
Ouadah Badereddine

Proposé(e) et encadré par :
Mr.Dr.Maamache Bouzid
Mme.Dr. Tahar chaouch
Karima

Année universitaire 2024/2025

ملخص

على دراستنا بتصنيف الخصائص الميكانيكية والمعدنية لوصلة لحام ذاتي، حيث إن المادة المستخدمة هي فولاذ دوبلكس غير قابل وقد اكتسبت هذه المواد أهمية كبيرة في مختلف الصناعات بفضل ER 2209. تم لحامه بمعن الحشو خصائصها الميكانيكية الممتازة، ومقاومة لها للبيئات المسيبة للتكلل، وقابليتها الجيدة للحام. في الجزء الأول من الدراسة، قمنا بإلزار بعض ، بالإضافة (BCC) FCC فريتي / الخصائص البنوية والميكانيكية لفولاذ الدوبلكس غير القابل للصدأ 2205 (ثاني الطور أوستيني) أما في الجزء الثاني، فقد درسنا تجريبياً الخصائص الميكانيكية والمعدنية لفولاذ الدوبلكس TIG إلى تطور بيته بعد عملية اللحام بطريقة 2205. وقد أظهر هذا الفولاذ أداءً ممتازاً في اختبارات الشد، مما يدل على خصائص ميكانيكية عالية. كما أن المعدن الأساسي أظهر مقاومة جيدة للصدامات، حتى في درجات الحرارة المنخفضة. ومع ذلك، فإن مقاومة المنطقة المنصهرة انخفضت بشكل ملحوظ بسبب شكل أطوار صلبة غنية بالألوستينيت الثنوي والتوزيع غير المتجانس لعناصر السبيك

RESUME

Notre étude vise la caractérisation mécanique et métallographique d'une soudure autogène dont, le matériau est un acier inoxydable duplex 2205 soudé avec le métal d'apport ER 2209. Ces matériaux de par leurs très bonnes propriétés mécaniques et leurs tenues en milieux corrosifs ainsi que l'aptitude au soudage, ont acquis une importance considérable dans diverses industries. Dans une première partie, nous avons mis en évidence certaines propriétés structurales et mécaniques des aciers inoxydables duplex 2205 (biphase austénite, CFC/ferrite, CC), ainsi que leur évolution structurale suite à une opération de soudage (TIG). Dans une deuxième partie nous avons étudié expérimentalement les caractéristiques mécaniques et métallographiques de l'acier inoxydable duplex 2205. Le comportement de notre acier en traction, délivre des valeurs excellentes sur ces propriétés mécaniques. Le métal de base présente une bonne résistance au choc, même à basse température. Cependant la résistance de zone fondue a sensiblement diminué en raison de la formation de phases dures riches d'austénite secondaires et de la ségrégation inégale des éléments d'alliage.

Mots clés : soudage TIG, acier duplex, Joint de soudure.

Abstract :

Our study aims to characterize the mechanical and metalgraphic properties of an autogenous weld, where the material used is duplex stainless steel 2205 welded with ER 2209 filler metal. These materials have gained significant importance in various industries due to their excellent mechanical properties, resistance to corrosive environments, and good weldability. In the first part, we highlighted certain structural and mechanical properties of duplex stainless steels 2205 (biphasic austenite, FCC / ferrite, BCC), as well as their structural evolution following a TIG welding operation. In the second part, we experimentally studied the mechanical and metalographic characteristics of duplex stainless steel 2205. The tensile behavior of our steel shows excellent values regarding its mechanical properties. The base metal exhibits good impact resistance, even at low temperatures. However, the strength of the fused zone has significantly decreased due to the formation of hard phases rich in secondary austenite and the uneven segregation of alloying elements.

Remerciment

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à toutes les personnes qui ont contribué, de près ou de loin, à la réalisation de ce projet de fin d'étude en génie mécanique, spécialité génie des matériaux.

Je remercie tout particulièrement Madame Tahar Chaouch Karima et Monsieur Maamache Bouzid, mes encadreurs, pour leur disponibilité, leur encadrement rigoureux et leurs précieux conseils tout au long de ce travail. Leur expertise et leur bienveillance ont été des piliers essentiels à la réussite de ce projet.

Je remercie également Monsieur Haddad Adel, chef de spécialité, pour son accompagnement, son écoute, et ses orientations éclairées, ainsi que Monsieur Benamour Abdessabour pour son soutien et sa confiance.

À tous, je vous exprime ma reconnaissance et mon respect pour la qualité de l'encadrement et l'esprit de collaboration que vous avez su instaurer.

Un grand merci à mes collègues de génie des matériaux et amis pour les moments partagés, les discussions enrichissantes, et leur précieuse camaraderie

Ouadah Badereddine
BENAMAR OUALID

DEDICASE

Je dédie ce travail à mes parents, qui m'ont toujours soutenu avec amour, patience et confiance, tout au long de ce parcours académique. À mes enseignants et encadrants, dont les conseils avisés et la rigueur intellectuelle ont nourri ma réflexion.

Je dédie mes collègues de promotion et tous mes amis sans exceptions, pour les échanges stimulants et le soutien mutuel dans les moments de doute comme de réussite. Et à tous ceux qui croient en la force du savoir et du partage

Je le dédie également à mon binôme BEAMAR OUALID, avec qui j'ai partagé les défis, les efforts, et les réussites de ce projet.

Ouadah Badereddine

DFDICASE

je dédie ce modeste travail, avant tout, à ma chère mère et mon père,
piliers de ma vie, pour
leur amour inconditionnel, leurs sacrifices silencieux, et leur soutien
indéfectible tout au long de mon parcours.

Je le dédie également à mon binôme Ouadah Badereddine, avec qui j'ai
partagé les défis, les efforts, et les réussites de ce projet.

À mon ami Bouziani Abdelkarim, véritable bras droit, dont la présence
et l'aide précieuse ont été une source constante de motivation.

À mon ami Bedrani Kamel, compagnon fidèle durant nos quatre années
à l'université, avec qui j'ai grandi humainement et intellectuellement.

À mes amis Aoufi Mohamed et Achrouf Mehdi, pour leur amitié
sincère et les moments de complicité qui ont enrichi ces années.

Et enfin, à tous mes camarades du génie des matériaux,
que je n'oublierai jamais.

Merci pour les souvenirs, l'entraide, et l'esprit de famille qui ont marqué
ce beau chapitre de ma vie.

BENAMAR OUALID

SOMMAIRE

Introduction générale.....	
Chapitre I : Étude bibliographique.....	
I – INTRODUCTION.....	1
1.Diagrammes d'équilibre de phases des aciers inoxydables.....	2
2.Les principales familles des aciers inoxydables	3
2.1 Les aciers inoxydables ferritiques.....	3
2.2 Les aciers inoxydables austénitiques	4
2.3- Les inoxydables martensitiques.....	5
Chapitre 02 : Procédures expérimentales	
Procédures expérimentales	23
Introduction	23
1- Matériaux d'étude	23
1.1Paramètre de soudage.....	24
1.2- Caractérisation métallographie.....	25
2 -Découpage plasma	25
3- Traitement thermique	26
4- Techniques de préparation	27
4.1- Échantillonnage.....	27
4.2 Enrobage des échantillons.....	27
4.3- Le polissage	28
5- L'attaque électrolytique	28
6-Microscopie Optique (MO)	30
7-essai de micro dureté	31
Chapitre III : RESULTATS ET DISCUSSION	
Observations métallographiques	34
1- Examen micrographique	35
1 .1 -Examen du ZAT: (échantillon 1/900C°) à l'eau et a l'air	35
1.2- Examen du ZF : (échantillon 1/900C°) a l'eau et a l'air	36
1.3- Examen du ZAT : (échantillon 1000C°) à l'eau et a l'air	37
1.4- Examen du ZF : (échantillon 1000C°) a l'eau et a l'air	37
1.5- Examen du ZAT : (échantillon 1060C°) a l'eau et a l'air	38
1.6 Examen du ZF: (échantillon 1060C°) a l'eau et a l'air.....	38

1.7- Examen du ZAT: (échantillon 1100C°) a l'eau et a l'air	39
1.8- Examen du ZF: (échantillon 1100C°) a l'eau et a l'air	40
1.9- Examen du MB, ZF et ZAT: (échantillon Témoin)	41
2-Mesure de la microdureté	42
3.Analyse par diffraction des rayons X	43
Conclusion générale	44

Liste Des Figure

Figure I.1 :Diagramme d'équilibre Fe-Cr	3
Figure I.2 : Coupe du diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni (à 65% Fe) $\gamma = \alpha =$ ferrite=austénite, $\sigma =$ intermétallique	4
Figure I.1: Coupe diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni a 1100 °C.....	8
Figure I .2: les différentes microstructures des aciers inoxydables.....	10
Figure I.5: courbes contrainte-déformation typiques des différents types d'acier inoxydables	14
Figure II.1: Machine découpage par plasma	16
Figure II.2: schéma de découpe longitudinale et transversale d'un échantillon cylindrique	18
Figure II.3: fourre à moufle	25
Figure II.4: évolution de la température au cours du traitement thermique d'un acierduplex.....	25
Figure II.5 (a) Machine enrobeuse, (b) les échantillons enrobées par la résine.....	26
Figure II.6 Polisseuse Minitech 233 et échantillon après polissage.....	26
Figure II.7: schéma électrolytique sur l'acier duplex 2205.....	27
Figure II.8: Microscope optique et l'observation de l'échantillon traiter et non traiter...	28
Figure II.9: Machine de micro dureté Vickers utilisée et empreinte observée en microscopie optique	29
Figure II.10 : Principe de la dureté Vickers.....	31
Figure III.1 : Microstructure optique du joint soude de l'acier duplex 2205 attaquer(KOH et NaOH).....	34
Figure III.2: Microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) du duplex 2205 après traitement à 900 °C : (a) Refroidissement à l'eau, (b) Refroidissement à l'air.....	35
Figure III.3: Microstructures de la zone fondue (ZF) du duplex 2205 après traitement thermique à 900 °C : (a) Refroidissement à l'eau, (b) Refroidissement à l'air.....	36
Figure III.4: Microstructures de la zone affectée thermiquement (ZAT) du duplex 2205 après traitement à 1000 °C : (c) Refroidissement à l'eau, (d) Refroidissement l'air.....	37

Figure III.5: Microstructures de la zone fondue (ZF) du duplex 2205 après traitement thermique à 1000 °C : (e) Refroidissement à l'eau, (f) Refroidissement à l'air	38
Figure III.6: Observation micrographique de la ZAT après traitement thermique à 1060 °C : comparaison des refroidissements à l'eau et à l'air.....	
Figure III.7: Microstructure de la zone fondue (ZF) après traitement thermique à 1060 °C : comparaison entre refroidissement à l'eau et à l'air.....	38
Figure III.8: Microographies de la ZAT à 1100 °C – Comparaison entre refroidissement à l'eau (L) et à l'air(K) (acier duplex 2205).....	39
Figure III.9: Microstructure de la zone fondue (ZF) à 1100 °C – Comparaison entre refroidissement à l'eau et à l'air (acier duplex 2205).....	40
Figure III.10: Micrographies comparatives des zones MB, ZAT et ZF – Échantillon témoin (acier duplex 2205).....	40
Figure III.11: Spectre de diffraction des rayons X (DRX) de l'échantillon E1 dans MB – Acier duplex 2205".....	42

Liste Des TABLEAU

Tableaux I.1 : variétés allotropiques du fer pur	3
Tableaux I.2: Fourchettes des caractéristiques mécaniques des différents types d'acières Inoxydables.....	4
Tableaux I.1: Composition chimique des aciers inoxydables duplex les plus utilisés....	5
Tableaux I.2: Composition chimique des aciers duplex.....	10
Tableaux I.5: Quelques propriétés physiques à la température ambiante de quelques nuances austéno- ferritiques.....	12
Tableau II.1: Paramètres de soudage GTAW pour chaque passe (Duplex 2205)...	20
Tableau II.2 : Composition chimique du duolex 2205.....	21
Tableau II.3 : caractéristique mécaniques.....	21
Tableau III.1 : Évolution de la microdureté Vickers dans les zones MB, ZAT et ZF du duplex 2205 selon la température et le mode de refroidissement".....	40

Introduction Générale

Les aciers inoxydables duplex (DSS) représentent une classe particulière de matériaux métalliques qui ont gagné une reconnaissance croissante dans les industries pétrolière, gazière, chimique, navale et de traitement des eaux usées, grâce à leurs bonnes propriétés mécaniques et grande résistance à la corrosion. En effet, leur microstructure biphasée, constituée typiquement de 50 % de ferrite (α) et 50 % d'austénite (γ), permet de concilier les avantages des aciers austénitiques (tenue à la corrosion) et ferriques (résistance mécanique et limite d'élasticité) [1]. Le développement de ces aciers, comme l'alliage UNS S31803 (connu sous le nom de 2205), repose sur un équilibre soigneusement contrôlé des éléments d'alliage (Cr, Ni, Mo, N, Mn), permettant d'obtenir la structure mixte souhaitée et d'éviter la formation de phases indésirables comme sigma (σ) ou chi (χ) [3].

Lors d'une opération de soudage, l'équilibre de la ferrite-austénite est perturbé à la fois dans le métal fondu (MF ou ZF) et dans la zone affectée par la chaleur (ZAC ou ZAT). En effet, les soudures d'aciers austénico-ferritiques sont caractérisées par une élévation de la teneur en ferrite dans la ZAT et dans le métal déposé de même composition que le métal de base. Cet enrichissement est imputable aux cycles thermiques de soudage dont la vitesse de refroidissement est trop rapide pour une retransformation complète en austénite de la ferrite formée au chauffage. Ce nouvel état microstructurale altère les propriétés mécaniques de l'acier et notamment ses propriétés de résistance à la corrosion.

L'objectif de l'étude présentée dans ce manuscrit est d'étudier l'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques dans les soudures de l'acier inoxydable duplex 2205 et de mettre en évidence l'effet des traitements thermiques sur les caractéristiques mécanique et microstructurale des joints soudés. Nous avons, pour cela, divisé ce travail en trois parties :

La première partie en une étude synthèse bibliographique dans laquelle on présente les aciers inoxydables duplex, leur évolution structurale et les différents phénomènes de précipitation rencontrés, on présente ensuite les aspects liés à la métallurgie de soudage de ces aciers, leur mode de solidification et les diverses transformations de phase qui se produisent à l'état solide.

Une attention particulière est accordée à la transformation du α -ferrite $\rightarrow \gamma$ (austénite) car elle est l'aspect le plus important dans les soudures duplex.

Dans la seconde partie, on présente l'étude expérimentale et les différentes techniques de caractérisation utilisées. Le matériau étudié est présenté, avec sa composition chimique et ses caractéristiques mécaniques.

La troisième partie, est consacrée pour la présentation des résultats d'observations métallographiques des microstructures et des essais de mesures des microduretés des différents joints soudés avant et après les différents traitements thermiques réalisés.

Enfin nous terminerons cette étude par une conclusion générale.

Chapitre 01:

Etude bibliographique

Chapitre I : Étude bibliographique

Introduction

Selon la norme Européenne **EN 10088-1**, un acier inoxydable est un acier dont l'élément d'alliage de base est le chrome à des teneurs supérieures à **10.5%** [5]. L'inoxidabilité est due à la formation d'une couche passive d'oxyde de chrome. Ces alliages contiennent peu de carbone pour éviter la précipitation de carbures de chrome, et beaucoup d'éléments agissant sur la résistance à la corrosion.

Les aciers inoxydables présentent une grande variété de structure et donc des propriétés physiques, mécaniques et surtout chimiques. Une des principales raisons est que le fer, élément principal, possède trois variétés de structure cristalline entre, la température **ambiante et la température de fusion (Tableau I.1)**:

Tableau I.1. Variétés allotropiques du fer pur

Intervalle de température	Symbole	Structure cristalline
Jusqu'à 910 °C	Le fer α	Cubique centrés (CC)
de 910 °C à 1400 °C	Le fer γ	Cubique faces centrées (C.F.C)

Les additions majoritaires, le nickel et surtout le chrome (%> 13%), les éléments à moindre teneur comme le carbone et l'azote, jouent un rôle très différent sur la structure cristallographique des alliages et donc sur la forme de leurs diagrammes de constitution. Ceux-ci permettent de fixer les conditions de traitements thermiques. Les aciers inoxydables peuvent subir des modifications de structure essentiellement sous l'action:

- d'un traitement thermique (imposé lors de la fabrication ou subi en service);
- d'une déformation plastique à froid;
- d'un traitement thermomécanique à haute température (imposé par exemple lors du laminage à chaud)

1. Diagrammes d'équilibre de phases des aciers inoxydables

La métallurgie physique de base des aciers inoxydables peut être décrite en utilisant le diagramme d'équilibre de phase du système binaire Fe-Cr illustré par la (figure.I.1). Le système Fe-Cr a trois caractéristiques importantes:

- l'existence d'un domaine biphasé séparant l'austénite et la ferrite appelé boucle ;
- la formation de la phase intermétallique Sigma ' σ [6,7,8] en dessous de 812 °C. Cet intermétallique riche en chrome, est extrêmement dur et a pour effet principal de rendre l'alliage très fragile.
- à plus basse température ($\approx 520^{\circ}\text{C}$), le système Fe-Cr, montre un eutectoïde avec une réaction de décomposition de $\sigma \rightarrow (\alpha + \alpha)$. Ce phénomène s'appelle « fragilisation à 475°C ».

Le détail de la boucle γ montre que pour [9] :

- **%Cr < 11** : les alliages subissent une transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ au chauffage et l'inverse au refroidissement; ils se comportent donc comme le fer ou l'acier doux,
- **%Cr > 12.7** : il n'y a plus de transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ et les alliages restent totalement ferriques, excluant ainsi tout affinement de grain et la possibilité de durcissement d'acier.
- **11 < %Cr < 12.7** : les deux phases α et γ coexistent en équilibre. Ainsi, selon la composition par rapport à la boucle γ , les aciers au chrome peuvent avoir des structures différentes : ferritique, martensitique ou semi-martensitique.

L'étendue du domaine γ peut être très fortement influencée par d'autres éléments d'addition. Certains auront tendance à favoriser l'existence de la phase α (structure ferritique) ; ces éléments sont dits alphagènes. D'autres, parmi lesquels le nickel, le carbone et l'azote, auront tendance à favoriser l'existence de la phase γ (structure austénitique) ; ils sont appelés gamma gènes.

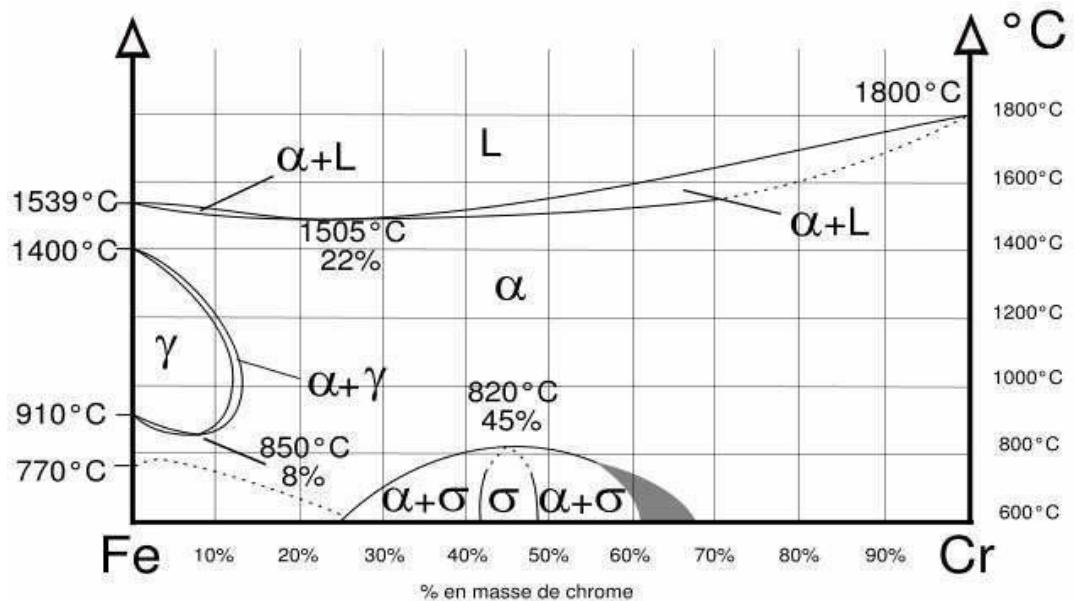


Figure I.1. Diagramme d'équilibre Fe-Cr [5]

2. Les principales familles des aciers inoxydables

A partir de l'analyse du diagramme précédent (Figure I.1), on peut définir quatre familles d'aciers inoxydables: aciers inoxydables martensitiques, ferritiques, les austénitiques, et les austéno-ferritiques.

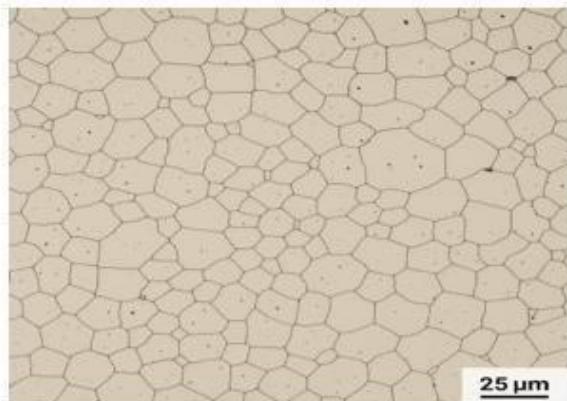
3. Les aciers inoxydables ferritiques

Ce sont des aciers à faible teneur en carbone (**inférieure à 0,1 %**) dont la structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température (**Figure I.4a**) c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$. La proportion de chrome dans ces alliages varie de 11 à 17% et peut atteindre jusqu'à 24 à 28 %, on parle alors d'aciers ferritiques à haute teneur en chrome ou

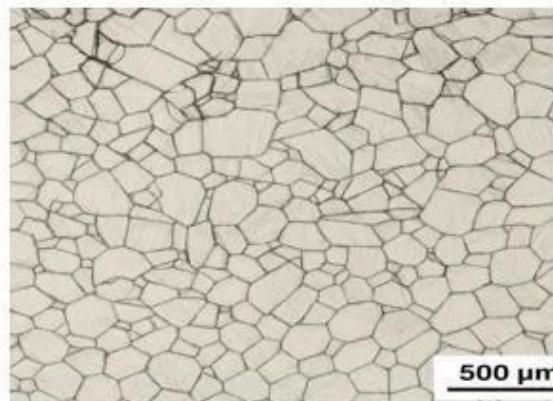
Chapitre I : Étude bibliographique

encore d'acières superferritiques.

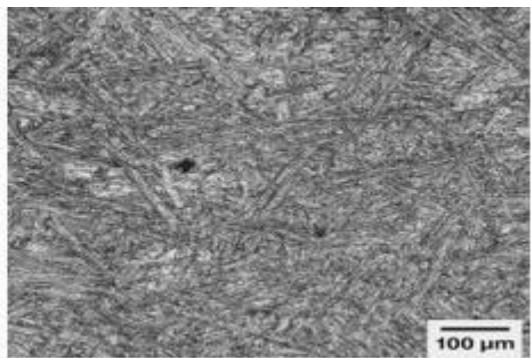
Les ferritiques disposent de bonnes caractéristiques mécaniques (**Tableau I.1**). Leur limite d'élasticité est plus importante que celle des austénitiques. Il faut aussi signaler leur plus faible coefficient de dilatation (**12/10°C, donc fragiles à basses températures**), leur plus grande conductivité thermique, leur insensibilité à la corrosion sous contrainte. Ces aciers sont magnétisables.



a) Structure ferritique



b) structure austénitique



c) Structure martensitique



d) structure austénitique-ferritique
(Duplex) 2205

Figure I.4.Les différentes microstructures des aciers inoxydables [13]

3.1. Les aciers inoxydables austénitiques

Qui à la température ambiante, ont une structure cubique à face centrée (γ) (**Figure I.4b**). Cet état est obtenu par addition d'éléments gammagènes (nickel, carbone, azote et manganèse). Ces aciers allient une facilité de mise en œuvre avec une grande aptitude à la déformation et une résistance à la corrosion satisfaisante dans de très nombreux milieux. Une grande stabilité structurale permet leur utilisation à hautes températures (échangeurs de chaleur) et aux basses températures (stockage de gaz liquéfié).

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.

3.2. Les inoxydables martensitiques

Ils comprennent en général de 12 à 18% de Cr et des teneurs en carbone pouvant atteindre 1.2%. De nombreux éléments d'alliages (Ni, Mo, Si, Ti, Nb...) permettent un large éventail de propriétés et conduisent à des applications aussi variées que la construction mécanique, l'outillage, la coutellerie... Les aciers inoxydables martensitiques allient une bonne résistance à la corrosion (due au chrome) et des caractéristiques mécaniques élevées. Ceci s'explique par la structure martensitique obtenue par refroidissement rapide de l'austénite (Figure 1.4)

3.3. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques ont été développés il y a maintenant plus de 90 Ans, ils sont commercialisés pour la première fois en suède dans les années 30 du siècle dernier grâce au bon compromis qu'ils offrent entre la résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques ainsi qu'un faible coût de production. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques, dits « duplex », contiennent de 20 à 30 % de chrome, de 2 à 10 % de nickel et une teneur en azote comprise entre 0,1 et 0,3 %. Ils peuvent en plus contenir d'autres éléments comme du molybdène (jusqu'à 4,5 % environ) du cuivre (jusqu'à 2 %) et du tungstène [9].

Les aciers duplex modernes présentent deux caractéristiques principales :

- une structure biphasée (45 % de ferrite, 55 % d'austénite) obtenue par un équilibrage des éléments alphagènes (Cr, Mo, Si...) et gammagènes (Ni, N, Cu, C) et un choix judicieux

Chapitre I : Étude bibliographique

de la température de traitement thermique. Cette structure est à l'état hypertrempé, exempte de précipitations de phases fragiles (σ , χ ...) et de précipités (carbures, nitrures) ;

- une teneur suffisante en azote, plus efficace que les éléments métalliques (Ni) pour stabiliser la structure lors des cycles thermiques courts, en particulier dans les ZAT. L'azote joue de plus un rôle favorable sur les propriétés mécaniques de la phase austénitique.

L'acier duplex le plus utilisé est le 1.4462 (22 % Cr, 5 % Ni, 3 % Mo, N) mais il en existe en réalité trois groupes principaux :

- Les **acières duplex économiques ou lean duplex** du type 2304 sans molybdène présentent une tenue à la corrosion voisine de celle des aciers type 316L.
- Les **acières duplex classiques** (2205) sont nettement plus résistants à la corrosion grâce à une addition de molybdène.
- Les **acières dits « superduplex »** à teneur en chrome (25 %), molybdène (4 %) et azote très élevées présentent une combinaison exceptionnelle de propriétés mécaniques et de tenue à la corrosion.

3.3.1. Propriétés mécaniques des aciers duplex

La comparaison des propriétés mécaniques de traction des aciers duplex avec les matériaux monophasés ferritique et austénitique est donnée dans le Tableau I.2

Tableau I.2. Les propriétés mécaniques des différentes familles des aciers inoxydables [Desestret]

Alliage	Standard	Limite d'élasticité à 0,2% (MPa)	Résistance mécanique (MPa)	Elongation A (%)
AISI 304	UNS S 30400	210	515-690	45
AISI 430	UNS S 4300	205	450	20
SAF 2304	UNS S 32304	400	600-820	25
SAF 2205	UNS S 31803	450	680-880	25
SAF 2507	UNS S 32750	550	800-1000	25

Chapitre I : Étude bibliographique

En générale, les aciers duplex possèdent une limite d'élasticité élevée (entre 200 et 600 MPa) alliée à une ductilité satisfaisante (25 à 45%) [Desestret 1990]. La résistance à la rupture peut atteindre 1000 MPa, pour des aciers superduplex contenant 80% de ferrite [4].

3.3.2. Les plus importantes applications des aciers duplex :

Etant donné leurs propriétés, les aciers duplex trouvent naturellement leur place dans le secteur pétrolier, chimie, papier, l'industrie des gaz et dans la biocompatibilité. Le Tableau I.2 résume l'utilisation des duplex dans divers secteurs industriels en fonction de leur paramètre PRE (Cr + 3,3 Mo + 16N).

Tableau I.3. Différentes applications des aciers duplex dans divers secteurs industriels. [11]

Secteur industriel	23Cr-4Ni-0.1Mo PRE=25	22Cr-5Ni-3Mo PRE=30-36	22Cr DSS PRE= 32-40	25Cr super DSS PRE > 40
Chimique	Tuyauterie, tubulure d'instrumentation	Pompes, ventilateurs Conteneur chimique	Agitateurs de réacteurs Echangeurs de chaleur	Tubes d'évaporation de sel Systèmes de refroidissement par eau de mer
Pétrochimique	Réacteurs tubulaires où la coque en acier au carbone est utilisée	Diverses unités de dessalement Désulfuration et distillation	Equipement de désulfuration Corps de pompe	Tubes et tuyaux dans des environnements Cl^- et HCl
Papier	Préchauffeur de digesteur	Digesteur dans les usines de sulfate et de sulfite	Digesteurs, Préchauffeurs de digesteurs	Equipement de blanchiment
Production d'énergie	Alimentation de chauffe-eau, réchauffeurs	Tuyau d'injection dans les puits géothermiques	...	Echangeurs de chaleur Systèmes dans les puits géothermiques
Pétrole et gaz	Refroidisseurs, systèmes de tuyauterie, systèmes de tension, tubes d'instrumentation	Câbles de chemises d'huile rainurées	Pompes Cloches de plongée	Systèmes de refroidissement par eau de mer, Récipients sous pression

3.3.3. Les propriétés microstructurales

Les alliages austéno-ferritiques sont formés d'un agrégat de grains austénitiques γ de structure CFC, et de grains ferritiques α de structure CC. Les fractions volumiques de ces deux phases dépendent non seulement fortement de la composition chimique, mais aussi du traitement thermique. En particulier, plusieurs auteurs [12, 13, 14, 15, 16], ont montré que la teneur en ferrite dans les aciers duplex augmente avec l'augmentation de la température d'hypertrempe. De plus l'augmentation de la teneur en ferrite avec la température est fortement ralentie par les additions d'azote (Figure I.5), cette stabilisation de la structure par l'azote est d'un grand intérêt dans le cas des ZAT de soudage.

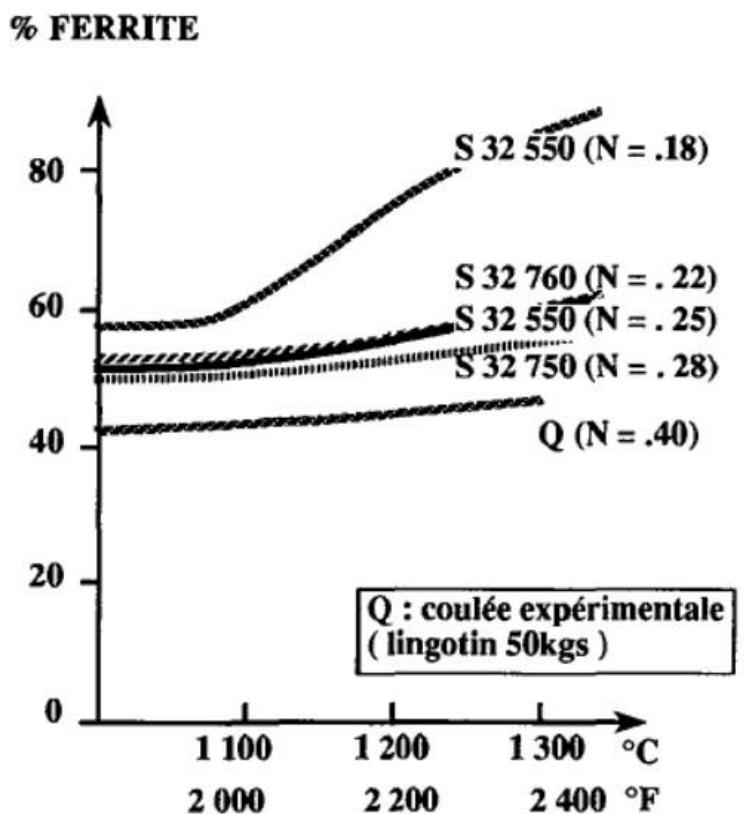


Figure I.5. Variation de la teneur en ferrite avec la température (duplex à 25% Cr)

[11]

De nombreuses transformations microstructurales peuvent affecter les aciers austéno-

ferritiques durant les traitements thermiques isothermes ou unisothermes. Beaucoup de ces transformations concernent la phase ferritique, ceci s'expliquant par le fait que les vitesses de diffusion des éléments d'alliage dans cette phase sont de l'ordre de 100 fois plus grande que dans l'austénite. Ceci est principalement la conséquence de la structure cubique centrée moins compacte de la ferrite [15].

De plus, la ferrite est enrichie en Cr et Mo qui sont connus pour favoriser les précipitations de phases intermétalliques. Enfin la solubilité dans la ferrite des éléments C, N, W, et Cu.

Chute fortement avec une température décroissante, augmentant la probabilité de précipitations durant les traitements thermiques.

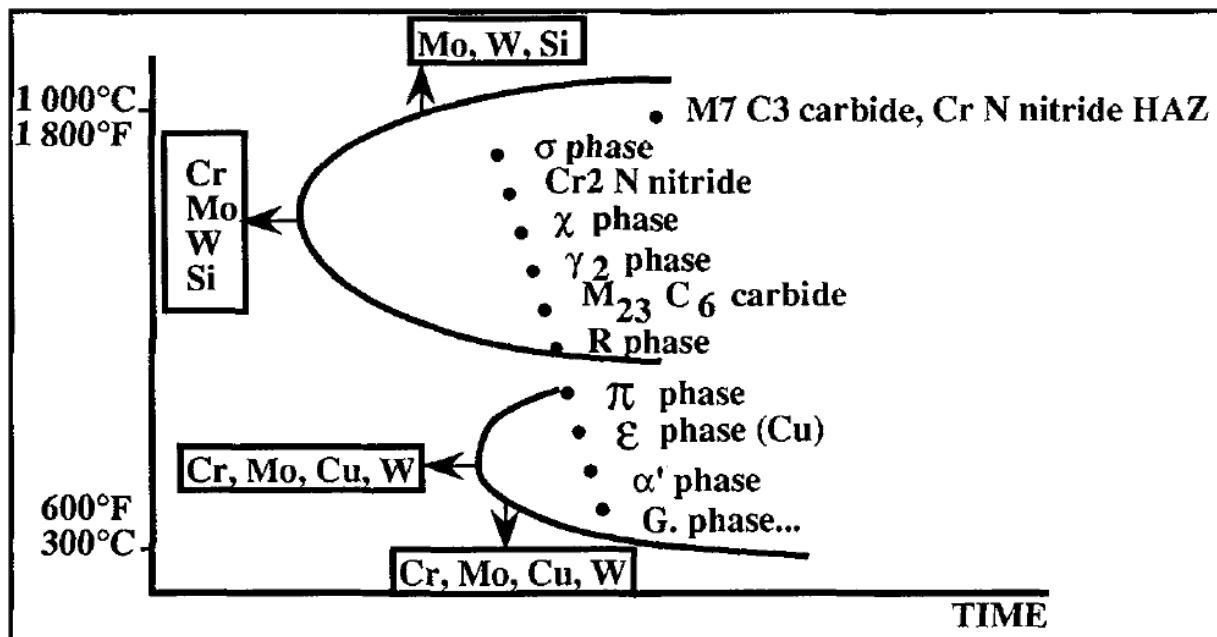


Figure I.6. Précipitation possibles dans les aciers inoxydables duplex [17]

➤ **Transformations lors de maintiens entre 600 et 1000°C :**

De nombreux changements microstructuraux peuvent apparaître dans les aciers duplex après maintiens entre 600°C et 1000°C. On peut citer les phases intermétalliques σ , χ , R, les carbures et nitrures, l'austénite secondaire [17]. Le diagramme de la figure I.6.4a récapitule les différents précipités qui peuvent se former lors des traitements thermiques des aciers inoxydables duplex dans différentes plages de températures. Ces différentes transformations dépendent de la composition chimique de l'alliage et du temps de maintien et la vitesse de refroidissement :

Chapitre I : Étude bibliographique

Phases intermétalliques :

La plus communément rencontrée est la phase σ qui est connue pour son effet particulièrement désastreux sur les caractéristiques mécaniques. Sa composition chimique est typiquement proche de Fe -30%Cr-4%Ni-4à7% Mo. Dans la pratique on la confond souvent avec la phase % (Fe - 25 % Cr3 % Ni - 14 % Mo). Ces phases intermétalliques sont plus stables à haute température en présence de W, Mo, Si obligeant la réalisation de traitements d'hypertrempe à températures plus élevées.

Leur cinétique de précipitations est également accélérée par des additions croissantes de W, Mo, Cr et Si.

Carbures et nitrures :

Lors du refroidissement, les caractéristiques de solubilité des différents éléments dans l'alliage sont modifiées. Entre 700°C et 1000°C, les premiers précipités à se former étaient alors des carbures de type M₇C₃ aux environs de 900-1050°C et de type M₂₃C₆ à des températures plus basses 700°C-900°C. Ces carbure se forment préférentiellement aux joints de grains. De par leurs natures discontinues, de telles précipitations n'affectent pas forcément les propriétés mécaniques ou la résistance à la corrosion. Quant à la précipitation de nitrures (Cr₂N ou CrN) dans l'intervalle de température 700-900 °C est importante lorsque la teneur en azote est élevée. La précipitation inter granulaire de nitrures est facilitée par un refroidissement rapide depuis les hautes températures grâce à la super saturation de l'azote dans la ferrite.

➤ Transformations à basse température (< 500°C)

Comme pour les aciers ferritiques à haute teneur en chrome, la ferrite des aciers duplex peut être durcie par traitement entre 300 et 550°C. Ce durcissement peut être causé par différentes transformations : formation de phase α' , précipitations de carbures, nitrures, précipités riches en cuivre.

Le durcissement de la ferrite est généralement attribué à la formation de phase α' par décomposition spiroïdale. La ferrite se sépare spontanément en zones alternativement enrichies ou appauvries en chrome.

A des températures un peu plus élevées, il n'est pas exclu que la transformation se fasse par germination et croissance. La formation de cette phase est facilitée par de hautes teneurs en Cr et en éléments interstitiels et, à un degré moindre, par des additions de titane, aluminium et cuivre.

Chapitre I : Étude bibliographique

Le rôle du molybdène reste incertain.

Des maintiens prolongés à 400°C peuvent mener également à la formation de carbures et nitrures qui contribuent au durcissement de la ferrite par leur faible taille.

Enfin, pour des nuances contenant du cuivre et/ou du tungstène, d'autres mécanismes de durcissement apparaissent. Dans le cas du cuivre, la sursaturation de la ferrite due à la Décroissance de sa solubilité aux basses températures, se traduit par la précipitation de particules extrêmement fines enrichies en cet élément et étend le domaine de durcissement vers les basses températures [15].

➤ **Variations des proportions d'austénite et morphologie**

Les proportions respectives d'austénite et ferrite dépendent de la température. Durant le cycle de refroidissements un taux croissant de ferrite se transforme en austénite.

En cas de refroidissement lent, ce phénomène se produit par déplacement des joints de grain ferrite/austénite.

D'autres morphologies (aciculaires) d'austénite secondaire peuvent apparaître. Ces précipitations de carbures nitrures et/ou phases intermétalliques peuvent mener à la formation d'austénite due à des appauvrissements locaux en Cr et Mo.

La formation d'austénite secondaire γ_2 , en particulier dans les zones affectées thermiquement, est marquée par une variation locale de la composition chimique, dégradant la résistance à la corrosion (cas en particulier des ZAT de soudage) et peut être le site privilégié de la nucléation de nitrures ou composés intermétalliques

4. Soudages des aciers inoxydables duplex :

Dans le chapitre précédent (Fig.1.2), nous avons discuté l'influence d'un traitement thermique sur l'évolution microstructurale des aciers duplex. Dans la pratique, les traitements thermiques d'hypertrempe sont bien maîtrisés (les paramètres temps de maintien, température max, refroidissement sont généralement contrôlables) ce qui permet de produire des aciers duplex à proportions approximativement équivalentes d'austénite et de ferrite ; notamment de s'affranchir de la présence de précipitations souvent néfastes pour les propriétés mécaniques et/ou la résistance à la corrosion. Cependant, les modifications microstructurales apportées à l'acier par l'opération de soudage peuvent dégrader plus ou moins la tenue en service des assemblages soudés. Les soudures d'aciers austénost-ferritiques sont caractérisées par une élévation de la teneur en ferrite dans la ZAT et dans le métal déposé de même composition que le métal de base. Cet enrichissement est imputable au cycle thermique de soudage dont la vitesse de refroidissement est trop rapide pour une retransformation complète en austénite de la ferrite formée au chauffage. Par ailleurs, la multiplicité des réaffectations thermiques en soudage multipasse pour les aciers austénost-ferritiques peut provoquer des précipitations de phases

Chapitre I : Étude bibliographique

intermétalliques, des carbures ou nitrures. De ce fait, l'obtention d'un métal déposé duplex avec des propriétés structurales, mécaniques et de résistance à la corrosion aussi proches que celles du métal de base nécessite une bonne optimisation des différents paramètres de soudage.

4.1. Modes de solidification

Un point capital concernant la microstructure des aciers inoxydables austénoferritiques, est la manière dont ils se solidifient. Pour comprendre la séquence de solidification et de transformation de ces aciers, il faut observer le diagramme d'équilibre de l'alliage. Un diagramme ternaire Fe-Ni-Cr est nécessaire. Une section à 70% de Fe est montrée sur la Figure (I.16). On note sur ce diagramme qu'on peut avoir 4 séquences de solidification selon la composition chimique (Tableau I.S):

- solidification austénitique (A),
- austénito-ferritique (AF) (l'austénite est la phase primaire) ;
- solidification ferrito-austénitique (FA)
- ferritique (F) (la ferrite est la phase primaire).

Tableau I.4.Modes de solidifications des aciers inoxydables et microstructures finales [13]

Phase Primaire	Mode de Solidification	réaction	Microstructure
Austénite (γ)	A Cr eq/Ni eq <1,25	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$	100% austénite
	AF 1.25< Cr eq/Ni eq<1.48	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \alpha \rightarrow \gamma + \alpha$	Ferrite α eutectique à la frontière des structures cellulaire et dendritiques.
Ferrite (α)	FA 1.48< Creq/Nieq<1.95	$L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \gamma + \alpha \rightarrow \alpha + \gamma$	Ferrite squelettique et / ou lattes de ferrite issues de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$.
	F Creq/Nieq>1.95	$L \rightarrow L + \alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma + \alpha$	Ferrite aciculaire α ou matrice ferritique avec de l'austénite Widmanstatten aux joints de grains.

Les soudures d'acier inoxydables duplex se solidifient en modes totalement ferritique [1,4,10]. La croissance de la ferrite s'effectue par épitaxie ; les cristaux du solide en formation adoptent l'orientation des cristaux du métal de base sur lequel ils reposent. La croissance des premiers cristaux formés suit le sens du gradient thermique [26,32,33]. Cette solidification est suivie d'une transformation ultérieure en austénite à l'état solide.

Chapitre I : Étude bibliographique

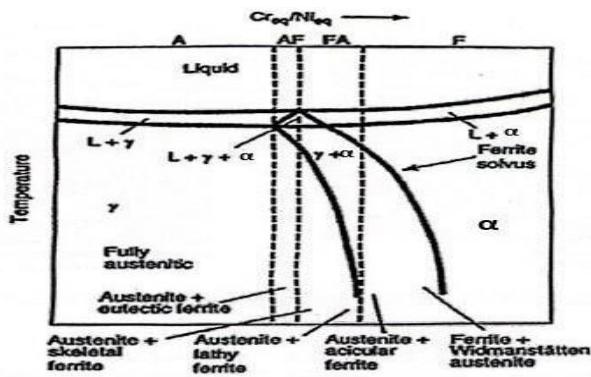


Figure I.7. Diagramme d'équilibre pseudo-binaire Fe-Cr-Ni à 70%: relation mode de solidification et composition chimique.

L'étendue de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ dans les métaux d'apport de ces aciers dépend essentiellement de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement.

Dans le cas du soudage multipasses des structures de fortes épaisseurs, les zones internes du métal fondu se refroidissent en dernier, et sont donc caractérisées par de fortes teneurs en austénite par rapport aux passes externes. C'est donc cette transformation qui détermine la balance de phase S/y et la répartition de l'austénite dans le métal fondu. Sur la base de ces considérations métallurgiques, la séquence de transformation proposée pour les aciers inoxydables duplex est donnée comme suit [10] :

$L \rightarrow L+\alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma+\alpha$

Au début de la transformation, l'austénite se forme dans les joints de grains ferritiques par un mécanisme de germination et de croissance et prend souvent des aspects de type Widmanstätten ou allotrimorphe. Cette transformation se poursuit avec le refroidissement et donne lieu à la formation d'austénite intragranulaire. La figure I.17 illustre la solidification et la formation de l'austénite dans un acier duplex LDX 2101.

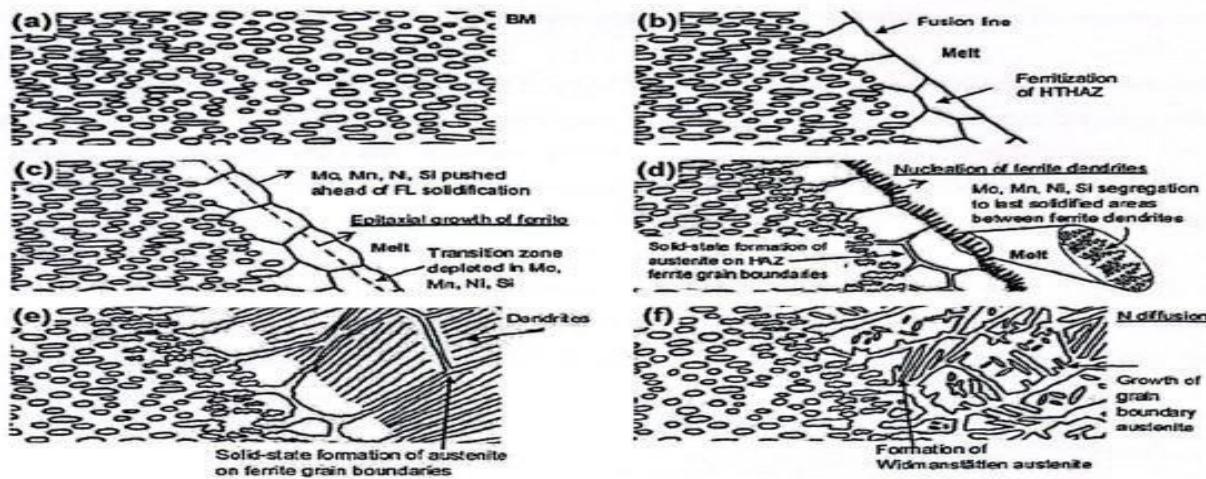


Figure I.8. Principe de solidification et formation de l'austénite dans un acier duplex LDX 2101

Enfin, il convient de mentionner que certains auteurs [2,20] classent l'austénite dans les aciers inoxydables duplex selon le mécanisme de formation de l'austénite (voir tableau I.5).

Tableau I.5. Types d'austinites formées dans les aciers inoxydables duplexe

Type	Formation
Austénite primaire γ_1	Durant la solidification $L \rightarrow \alpha + \gamma_1$
Austénite secondaire γ_2	Précipitation à partir de la ferrite $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma_2$
Austénite tertiaire γ_3	Réaction eutectoïde $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_3$

4.2. Transformations en ZAT

Comme dans plusieurs cas de soudage d'aciers, la zone affectée thermiquement des soudures d'aciers duplex est constituée de deux parties principales :

- ❖ la zone de surchauffe adjacente à la zone fondu (ZAT- Haute Température)
- ❖ la zone de recuit partiel adjacente au métal de base (ZAT- Moyenne Température)

Le cycle thermique dans la ZAT d'un acier duplex peut être subdivisé en trois régions voir (figure I.18.).

- ❖ **Région 1** : le niveau atteint par le cycle thermique déclenche la transformation $\gamma \rightarrow \delta$ par un mécanisme de croissance contrôlée par diffusion [6,17]. Cette transformation peut dans certains cas être très rapide.
- ❖ **Région 2** : le niveau du gradient thermique dans cette zone favorise la forte croissance des

grains ferritiques du fait de l'absence de l'austénite qui peut gêner cette croissance. On assiste ainsi à un cas similaire à celui des aciers ferritiques monophasés.

❖ **Région 3** : Lors d'un refroidissement ultérieur à partir de cet état, l'austénite se reforme par précipitation aux joints de grains ferritiques de manière analogue à ce qui se passe lors de la solidification des soudures. Nous reviendrons sur ce point dans le paragraphe suivant avec plus de détails.

cas se poursuivra jusqu'à ce que toute l'austénite soit transformée en ferrite.

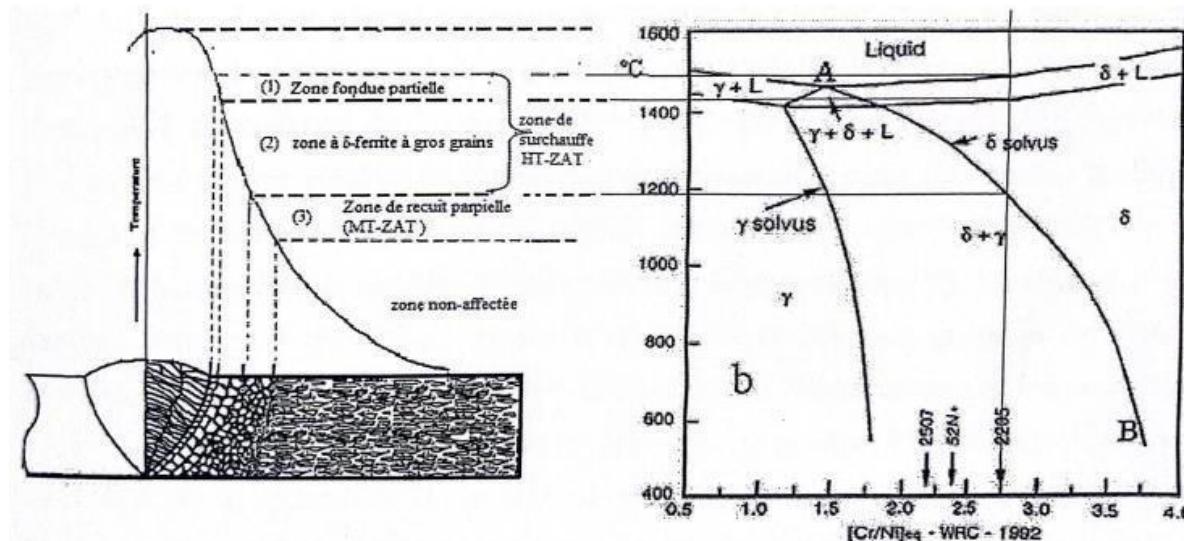


Figure I.9. Representation schématique du cycle thermique dans une soudure (monopasse) duplex

4.3. Reformation de l'austénite dans la ZAT de l'acier 2205:

Contrairement au métal de base où il est proche de 1, le rapport de phase α/γ dans la ZAT des aciers duplex dépend fortement de l'apport de chaleur utilisé. En raison de son importance dans la détermination de la qualité des joints soudés, la reformation de l'austénite dans la ZAT des soudures d'acier duplex 2205 a été étudiée avec beaucoup d'attention dans de nombreux travaux scientifiques. Lors du refroidissement à partir du domaine ferritique monophasé, la précipitation de

l'austénite débute aux joints de grains ferrite/ferrite; elle est suivie par la formation d'austénite Widmanstatten et intragranulaire [17]. L'existence d'une structure ferritique à grains fins augmente la densité de joints de grains et favorise la reformation de l'austénite [17]. La précipitation d'austénite Widmanstatten et intragranulaire nécessite des forces motrices relativement faibles et peut se produire à haute température avec un faible degré de surfusion [21]. La reformation de l'austénite dans la ZAT de l'acier duplex 2205 dépend aussi de la teneur en éléments gammagènes; l'augmentation de la teneur en nickel élève la température de début de formation de cette phase [22] et l'introduction de l'azote favorise la formation de structures Widmanstatten.

La vitesse de refroidissement, la taille des grains ferritiques et la présence ou non d'inclusions sont aussi des facteurs influant sur la reformation de l'austénite dans les soudures de l'acier duplex 2205 [23].Métallurgie du soudage des aciers inoxydables duplex

Chapitre 02 :

Procédures expérimentales

Introduction :

Dans ce chapitre on présente le matériaux utilisé dans le cadre de cette étude, la procédure de soudage par la suite les techniques expérimentales mise en œuvre pour la caractérisation des soudures .

1. Matériaux d'étude :

L'acier duplex 2205 n'est pas un acier inoxydable à simple phase. Contrairement aux aciers austénitiques ou ferritiques, il présente une structure composée des deux phases (ferritique et austénitique) réparties de manière équilibrée. Cette composition lui permet d'être particulièrement résistant à la corrosion et à la fissuration par corrosion sous contrainte , notamment dans des environnements agressifs. Grâce à sa haute résistance mécanique et sa grande capacité à résister à l'oxydation, il est fréquemment utilisé dans des secteurs où ces propriétés sont primordiales, comme l'industrie chimique, la pétrochimie ou les applications marines.

Le métal de base a été reçu sous forme de tube de 27 mm de diamètre et 5 mm d'épaisseur Soudé par le procédé GTAW.

Les propriétés mécanique et composition chique de base sont données dans le tableau

1.1. Paramètre de soudage : Procédé et paramètre soudages

Les tubes duplex sont soudés au niveau la sociétés GTP par un soudeur qualifié. Le procédé GTAW est utilisé pour réaliser les soudures en 4 passe. La soudure

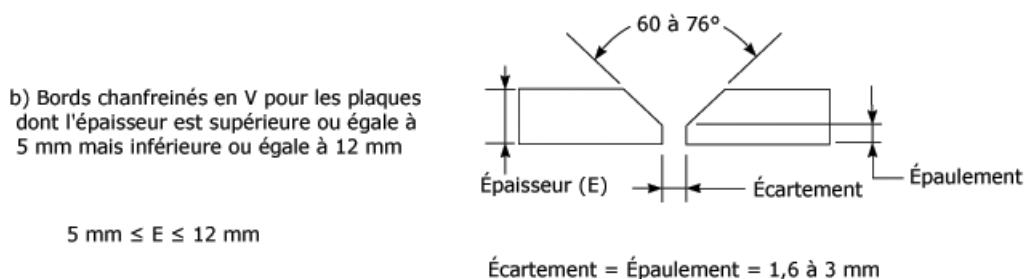


Figure II.0-1 : Chanfreinés d'un joint soudé

Tableau II.1: Paramètres de soudage GTAW pour chaque passe (Duplex 2205)

Layer / passes	Root / penetrati on	Hot / Chau de	Fil / Bourr age	Cap / finition
Welding procès	GTAW	GTAW	GTAW	GTAW
Welding position	All position for site			
Curent et polarité / courant et polarité	DC (-)	DC (-)	DC (-)	DC(-)
Filler métal /métal d'apport	ER-W2594-NL	ER 2209	ER2209	ER2209
Trade Name	SANDVIK TIGROD 2510,9L	ESAB OK TIGR OD 16,86	ESAB OK TIGR OD 16,86	ESAB OK TIGRO 16,86
Ø Electrode/Electrode(mm)	WT 20 Ø24	WT 20 Ø24	WT 20 Ø24	WT 20 Ø24
Ø Rod / Fil (mm)	2,0-2,4	2,0-2,4	2,0-2,4	2,0-2,4
AMP. Range/Gamme d'antenniste (A)	70-95	110-130	120-125	100-125
Voll.Range/Gamme de tension (V)	9-11	10-12	11-12	10-13
Heat input / Energy (Ki /cm)	12,62-18,50	8,56-12,14	8,39-9,53	8,73-12,37
Gas / Gas	Ar99, 99%	Ar99, 99%	Ar99, 99%	Ar99, 99%
Flow Rate / debit (L / min)	10-20	10-20	10-20	10-20

Chapitre II Procédures expérimentales

- ❖ Position : 6G
- ❖ Courant : DC pour toutes les zones (MB, ZF, ZAT)
- ❖ ER : 2209 (filler mentale)
- ❖ Diamètre : 2,0 / 2,4 Ø
- ❖ La température entre passe : 140 C°

Tableau II.2 : Composition chimique du duoplex 2205

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
2205(W%)	0,024	0,61	1,45	0,016	0,001	22,43	5,43	3,21	0,17	0,19
ER 2209(W%)	0,01	0,49	1,47	0,019	0,001	23,4	8,6	3,11	0,16	0,05

Tableau II.3 : caractéristique mécaniques

Désignation	Limite élastique MPA	Résistance a la rupture MPA	Allongement A la rupture %	Dureté Brinell HRC
UNC 31803 (2205 steel)	>450	>620	>25	<250 <32

1.2. Caractérisation métallographie :

La caractérisation métallographie a pour objectif l'observation du matériau à l'échelle microscopique, elle permet de relever la structure métallographique homogène ou hétérogène d'une coupe transversale d'un cordon de soudure.

2. Découpage plasma :

➤ Principes :

Pour couper certains matériaux, il faut utiliser l'arc électrique qui ionise les gaz tels que l'air, argon ou azote. Ces gaz, qui peuvent être utilisés, créent lors de leur découpe et avant, Nous avons découpé ces échantillons aux dimensions de (300 ×25×3) mm



Figure II.2. Machine découpage par plasma

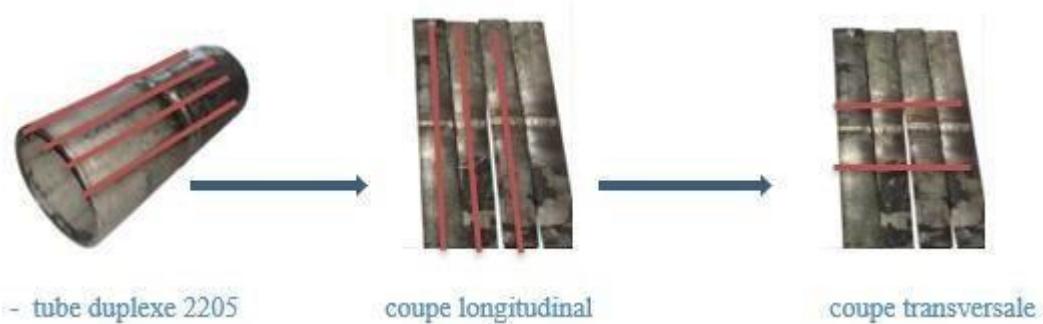


Figure II.3. Schéma de découpe longitudinal et transversal d'un échantillon cylindrique - Préparation métallographique (duplexe 2205)

3. Traitement thermique :

Les échantillons ont été répartis en plusieurs groupes, chacun soumis à un traitement thermique à une température cible spécifique : 900 °C, 1000 °C, 1050 °C, 1060°C et 1100°C.

Chaque échantillon a été introduit dans un four préchauffé et maintenu à température constante pendant une durée de 30 minutes, de manière à assurer une homogénéité thermique suffisante et à favoriser les transformations métallurgiques caractéristiques de chaque palier thermique



Figure II.4. Fourre à moufle

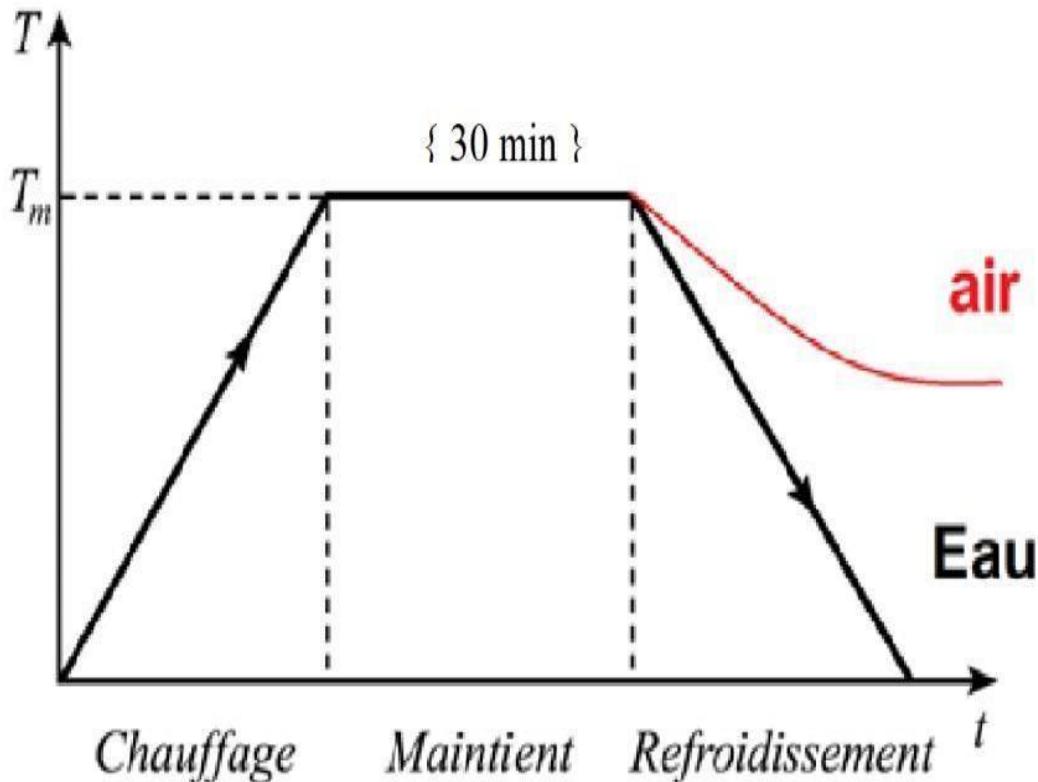


Figure II.5. Évolution de la température au cours du traitement thermique d'un acier duplex

Lorsque l'on laisse refroidir un acier duplex lentement à **l'air**, la transformation se fait en douceur. Cela permet aux grains de croître, ce qui donne une structure plus grossière, mais assez uniforme. En contrepartie, la micro dureté est un peu plus basse. Ce type de refroidissement peut toutefois favoriser l'apparition de phases indésirables, comme sigma (σ) ou chi (χ), surtout si la descente en température est trop lente dans certaines zones sensibles. À l'inverse, si on plonge l'échantillon dans **l'eau**, le refroidissement est brutal. Résultat : la structure devient plus fine, avec des grains plus petits et une dureté plus élevée. Mais ce gain de performance peut s'accompagner de tensions internes, dues aux variations rapides de température et aux déséquilibres entre les phases

4. Techniques de préparation:

La réalisation d'une métallographie nécessite un certain **l'échantillonnage, l'enrobage, le polissage et l'attaque électrolytique**.

4.1 Échantillonnage:

L'échantillonnage est le processus de sélection d'un sous-ensemble représentatif d'une population ou d'un matériau pour en analyser les caractéristiques.

4.2 Enrobage des échantillons:

D'une façon générale, l'enrobage permet de faciliter la manipulation des échantillons et d'avoir une meilleure prise en mains pour obtenir des surfaces plus planes. La méthode la plus simple était d'utiliser la résine à l'état liquide, un durcisseur et des moules destinés à cet effet.



FigureII.6. (a) Machine enrobeuse, (b) l'échantillon enrobes par la résine thermoplastique.

4.3 Le polissage :

Deux étapes importantes dans le polissage sont considérées :

a) Le polissage premier :

Le polissage d'ébauches de la surface à examiner est réalisé sur une polisseuse, Possédant du papier abrasif de plusieurs granulométries P400-P600- 800-P1000 et 1200 et 1500 et 2000 et un drap de finition. Ces nombres correspondent au nombre de grains par unité de surface (grains/cm²). On fait tourner l'échantillon de 90° à chaque

changement de granulométrie pour effacer les stries du polissage précédent. La durée de polissage est d'environ dix minutes par granulométrie.

b) Le polissage de finition :

L'opération de finition s'effectue sur un disque de feutre avec une suspension de poudre d'alumine.



Figure II.7. Le polisseuse et l'échantillon après polissage

5. L'attaque électrolytique :

L'observation au microscope optique (MO) après polissage nécessite une attaque chimique pour révéler et mettre en évidence les grains et les différentes phases de l'alliage, l'échantillon subit une attaque chimique avec une solution de (25g d'acide KOH +100ml d'eau). Après attaque l'échantillon est soigneusement lavé à l'eau, puis séché.

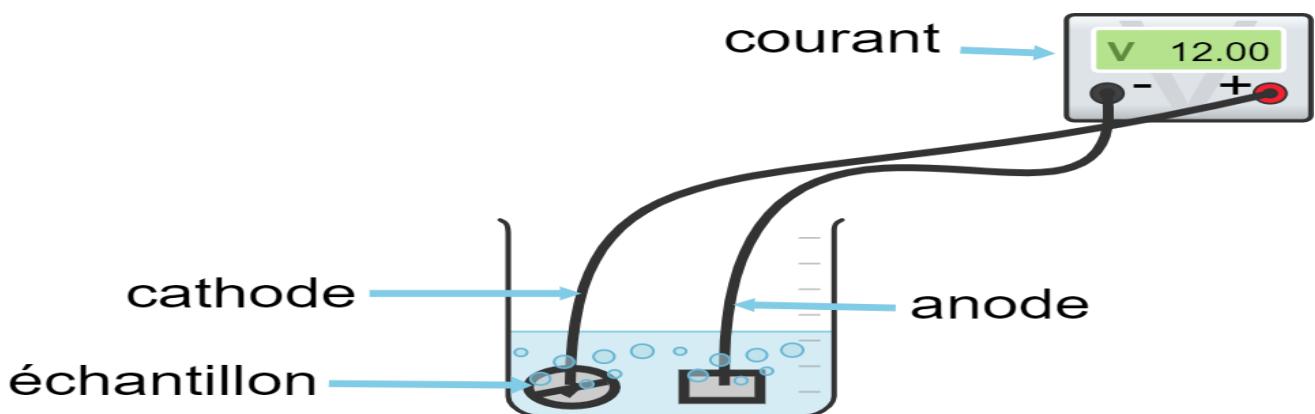


Figure.II.7 Schéma électrolytique sur l'acier duplexe 2205

6. Microscopie Optique (MO) :

- Le microscope optique utilisé dans cette étude il permet l'observation des échantillons avec des grossissements de 10 à 100 fois. Ce microscope est doté d'une caméra, d'un téléviseur et d'un logiciel d'acquisition et de traitement d'image. L'observation des surfaces après chaque traitement nous permet d'obtenir des informations sur la morphologie et l'épaisseur de la couche d'oxyde formée sur le substrat.



Figure.II.8.Microscope optique et l'observation de l'échantillon traiter et non traiter

7. Essai du micro dureté :

La dureté Vickers est mesurée à l'aide d'un indenter en diamant en

Chapitre II Procédures expérimentales

forme de pyramide, sur lequel on applique une force normalisée pendant un temps défini. L'empreinte laissée permet de calculer la dureté du matériau. Cette méthode est précise et couramment utilisée en laboratoire, mais moins dans l'industrie, où l'on privilégie des techniques plus rapides comme Rockwell ou plus simples comme Brinell. Nous avons fait ce test en CRTI (centre de recherche technologie industrielle).

F(N) : La charge appliquée au pénétrateur =0,2 kgf

Temps (s) : le temps de pénétrations de 10 a 15 seconds

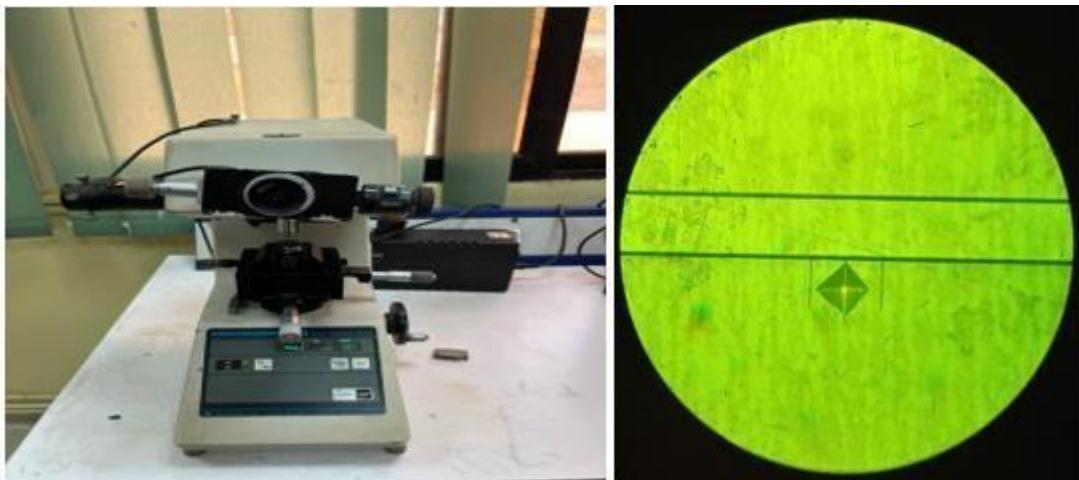


Figure.II.9 Machine de micro dureté Vickers utilisée et empreinte observée en microscopie optique

L'empreinte à la forme d'un car On mesure donc les deux diagonales d_1 et d_2 de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient la valeur d en effectuant la moyenne de d_1 et d_2 . C'est d qui sera utilisé pour le calcul de la dureté. [11]

La valeur de la dureté est évaluée par la relation suivante :

$$HV = \frac{2F \cdot \sin(68)}{g \cdot d^2} = 1,89 \frac{F}{d^2}$$

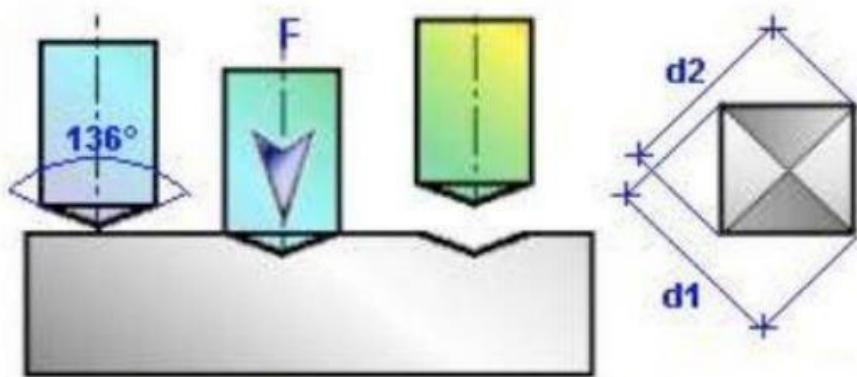


Figure II.10.Principe de la dureté Vickers [11]

But de l'essai :

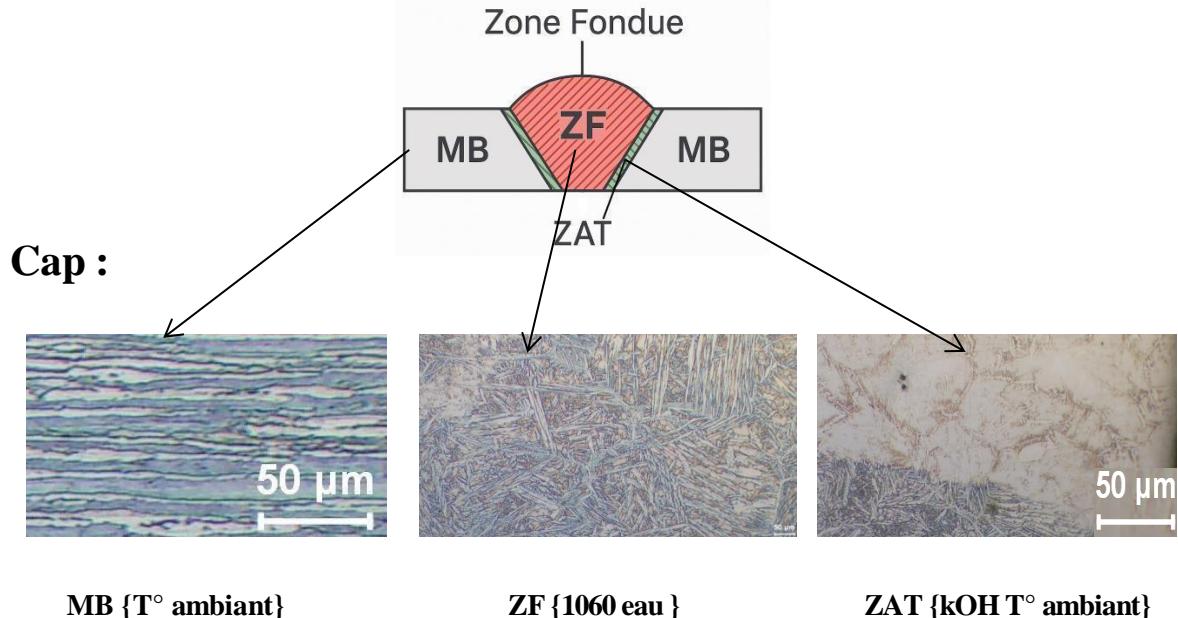
L'essai de dureté a pour but de déterminer la dureté superficielle du cordon de soudure des métaux comparé celui du métal de base du tube.

Chapitre 03:

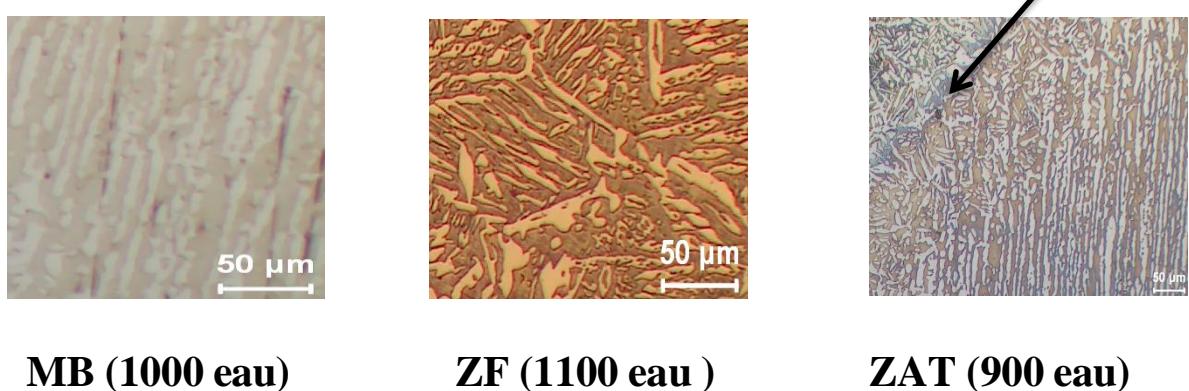
Résultats et discussion

1. Observations métallographiques:

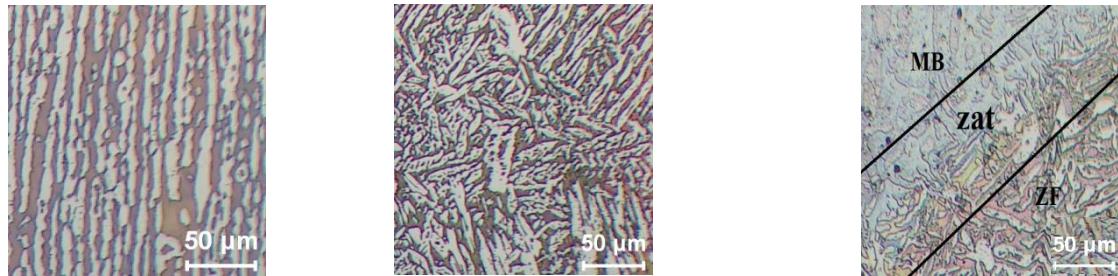
Notre assemblage soude présenté par la (figure 1), est composée du MB, de la ZAT et de ZF.



Milieu :



Root :



MB (1050 air)

ZF (1050 air)

ZAT (1060 air)

Figure III.1. Microstructure optique du joint soude de l'acier duplex 2205 attaqué (KOH et NaOH)

1. Examen micrographique :

Pour bien comprendre un matériau, il faut identifier les phases qui le composent, leur forme, leur répartition et leur qualité. L'observation au microscope optique est une méthode de base pour étudier ces structures. Avant cela, l'échantillon doit être soigneusement préparé, depuis son prélèvement jusqu'à l'attaque chimique, en évitant tout échauffement ou déformation qui pourrait modifier la structure. En ce qui concerne les soudures, on distingue généralement trois zones :

Au centre, la zone fondue (ZF), mélange de métal d'apport et de métal de base fondu, Entre ZF et le métal de base, une fine zone de liaison (ZL), Et enfin, du côté du matériau non fondu, la zone affectée thermiquement (ZAT)

1.1. Examen du ZAT: (échantillon 1/900C°) à l'eau et à l'air :

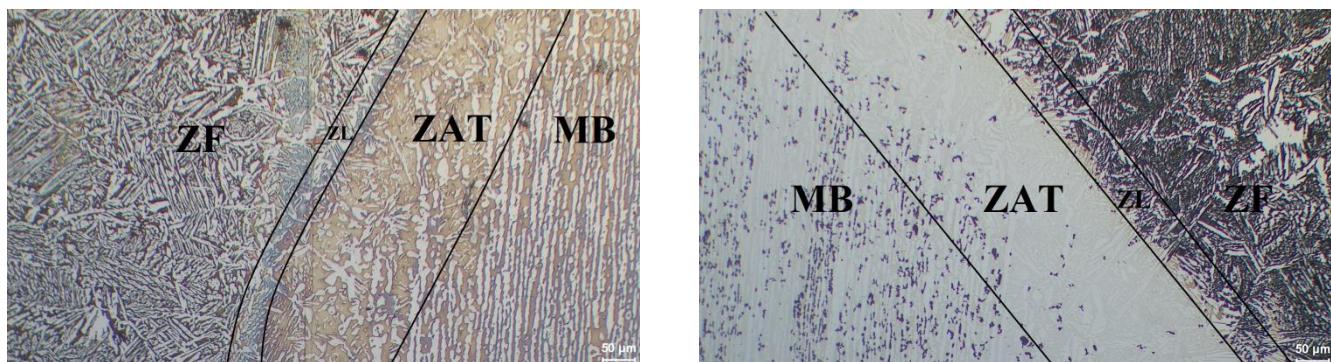


Figure III.2. Microstructures de la (ZAT) du duplex 2205 après traitement à 900 °C : a droit Refroidissement à l'eau, à gauche Refroidissement à l'air

L'image compare la microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) d'un échantillon de duplex 2205 traité thermiquement à **900 °C**, suivi d'un refroidissement soit à **l'eau** (image a), soit à **l'air** (image b). Ces deux méthodes de refroidissement influencent significativement l'évolution microstructurale dans la ZAT.

L'analyse micrographique de la ZAT montre que la **trempe à l'eau** génère une microstructure fine et homogène avec des transitions nettes, ce qui augmente la dureté locale mais peut induire des contraintes internes. À l'inverse, le **refroidissement à l'air** favorise une structure plus grossière et allongée, avec recristallisation partielle et éventuelles précipitations secondaires, pouvant engendrer un comportement mécanique directionnel.

1.2. Examen du ZF : (échantillon 1/900C°) a l'eau et a l'air :

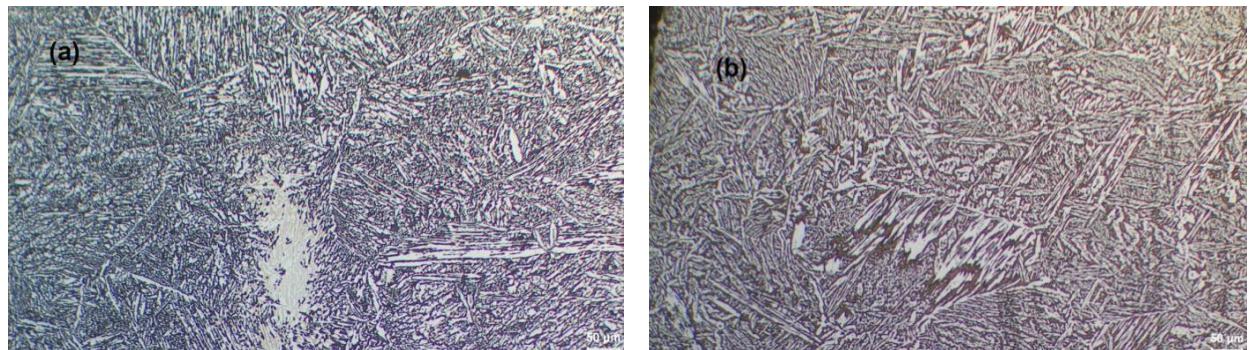


Figure III.3.Microstructures de la zone fondue (ZF) du duplex 2205 après traitement thermique à 900 °C : (a) Refroidissement à l'eau, (b) Refroidissement à l'air.

La figure III.3 est comparé la microstructure de la zone fondue d'un acier duplex 2205 traité à 900 °C selon deux modes de refroidissement. La **trempe à l'eau** conduit à une structure fine et homogène, avec un bon équilibre entre ferrite et austénite. En revanche, le **refroidissement à l'air** engendre une structure plus grossière, dominée par la ferrite, avec une austénite moins développée et un risque accru de précipités indésirables.

1.3. Examen du ZAT : (échantillon 1000C°) à l'eau et à l'air :

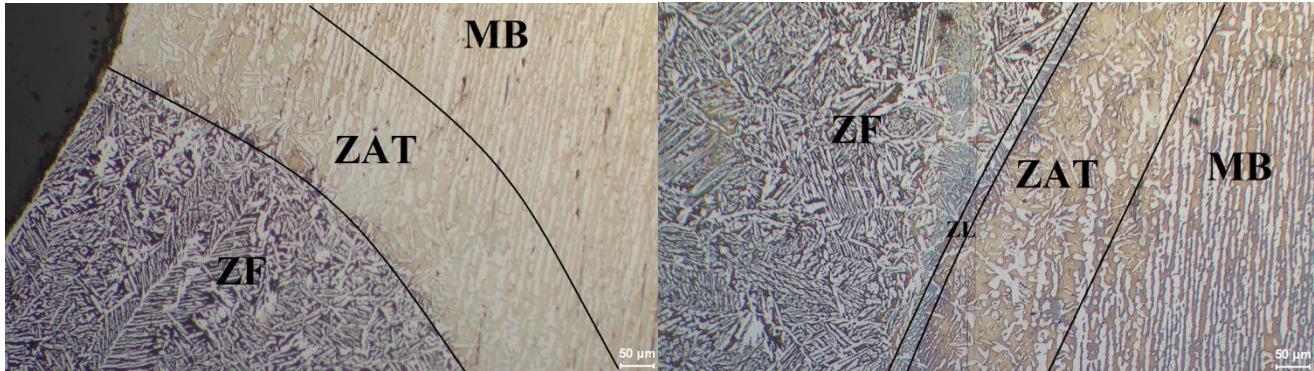


Figure III.4. Microstructures de la zone affectée thermiquement (ZAT) du duplex 2205 après traitement à 1000 °C : à gauche Refroidissement à l'eau et à droit Refroidissement à l'air

Cette figure met en évidence l'impact du mode de refroidissement sur la microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) d'un acier duplex 2205 soumis à un traitement thermique à 1000 °C.

Dans le cas du refroidissement à l'eau (image c), la microstructure apparaît fine et homogène, avec une bonne répartition entre ferrite et austénite. Ce refroidissement rapide limite la formation de phases indésirables et favorise ainsi de meilleures performances mécaniques et une structure plus stable.

En revanche, avec le refroidissement à l'air (image d), la structure devient plus grossière, marquée par une ferrite dominante et une austénite moins bien définie. Ce ralentissement de la cinétique peut favoriser l'apparition de précipités secondaires, notamment aux joints de grains, ce qui peut fragiliser localement le matériau.

1.4. Examen du ZF : (échantillon 1000C°) à l'eau et à l'air :

Chapitre III Résultats et discussion

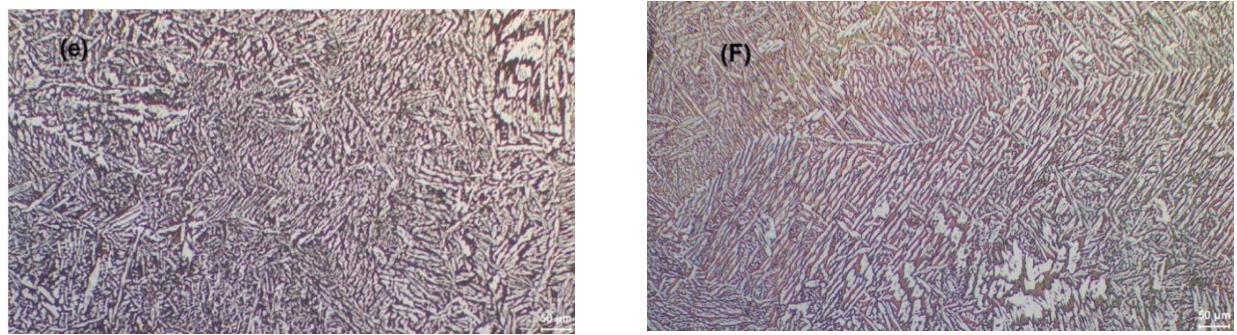


Figure III.5. Microstructures de la zone fondue (ZF) du duplex 2205 après traitement thermique à 1000 °C : (e) Refroidissement à l'eau, (f) Refroidissement à l'air

La figure III.5 l'influence de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de la zone fondu du duplex 2205 chauffé à 1000 °C. Le refroidissement rapide par trempe à l'eau favorise une structure fine, équilibrée et résistante, tandis que le refroidissement à l'air conduit à une structure plus grossière, déséquilibrée et potentiellement moins performante. Le contrôle du refroidissement est donc essentiel pour optimiser les propriétés du matériau.

1.5. Examen du ZAT : (échantillon 1060°C) a l'eau et a l'air :

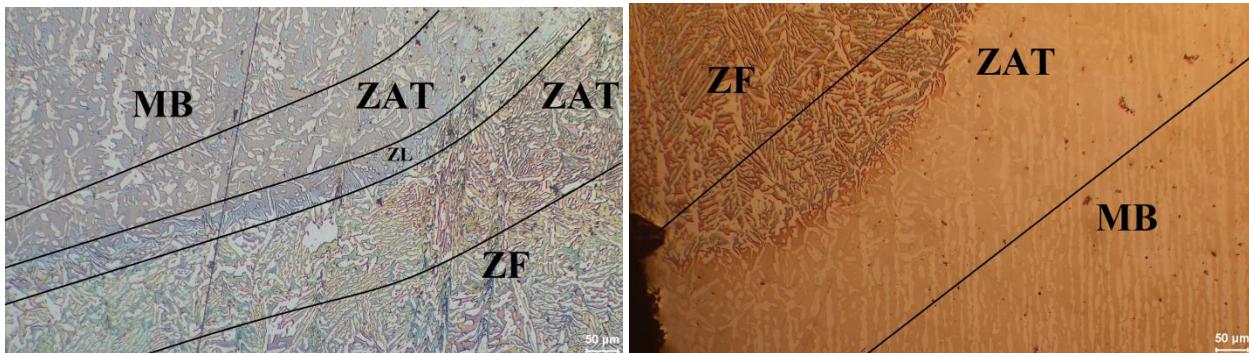


Figure III.6.Observation micrographique de la ZAT après traitement thermique à 1060 °C : comparaison des refroidissements à l'eau a gauche et à l'air a droit

La figure (III.6) met en évidence l'impact du mode de refroidissement sur la microstructure de la ZAT d'un acier duplex 2205 traité à 1060 °C. La **trempe à l'eau** favorise une structure fine, homogène et équilibrée, tandis que le **refroidissement à l'air** produit une structure plus grossière, dominée par la ferrite, avec un risque accru de précipités indésirables.

1.6. Examen du ZF: (échantillon 1060C°) a l'eau et a l'air :

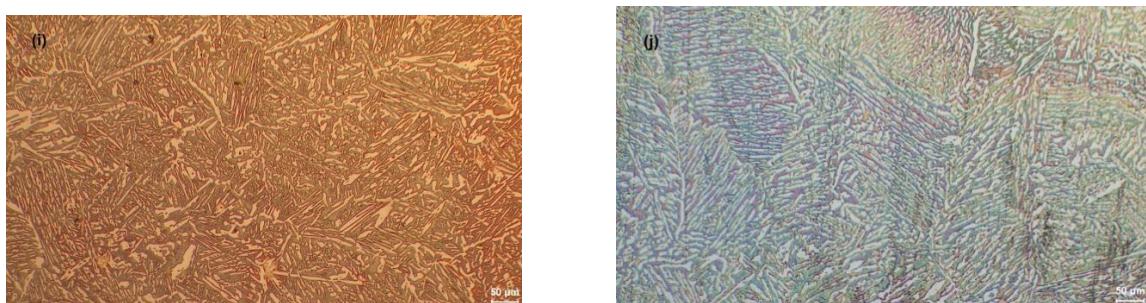
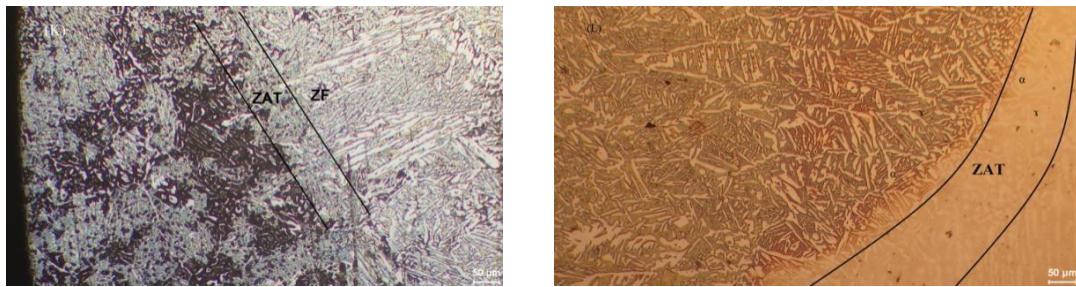


Figure III.7.Microstructure de la zone fondu (ZF) après traitement thermique à 1060 °C : comparaison entre refroidissement à l'eau et à l'air

La figure compare deux microstructures de la zone fondue d'un acier duplex 2205 traité à 1060 °C. Le **refroidissement à l'eau** produit une structure fine et homogène, tandis que le **refroidissement à l'air** engendre une structure plus grossière, dominée par la ferrite. Cette observation met en évidence l'impact direct de la vitesse de refroidissement sur l'équilibre des phases et la qualité de la microstructure.

1.7. Examen du ZAT: (échantillon 1100C°) a l'eau et a l'air :



1.7.1. Vue comparative de la ZAT traitée à 1100 °C :

La figure illustre l'impact du mode de refroidissement sur la microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) d'un acier duplex 2205 chauffé à 1100°C. Sur la micrographie de gauche, l'échantillon a été trempé dans l'eau après le traitement. On y distingue une structure plus fine, où l'austénite est mieux répartie au sein de la ferrite. Ce refroidissement rapide a permis de figer une microstructure équilibrée, limitant la croissance des grains et optimisant les propriétés mécaniques.

À droite, l'échantillon a été refroidi lentement à l'air. La différence est nette : les grains sont plus grossiers, la ferrite devient dominante, et l'austénite s'efface. Cette évolution, liée au refroidissement lent, peut diminuer la dureté et nuire à la résistance à la corrosion.

1.8. Examen du ZF: (échantillon 1100C°) a l'eau et a l'air :

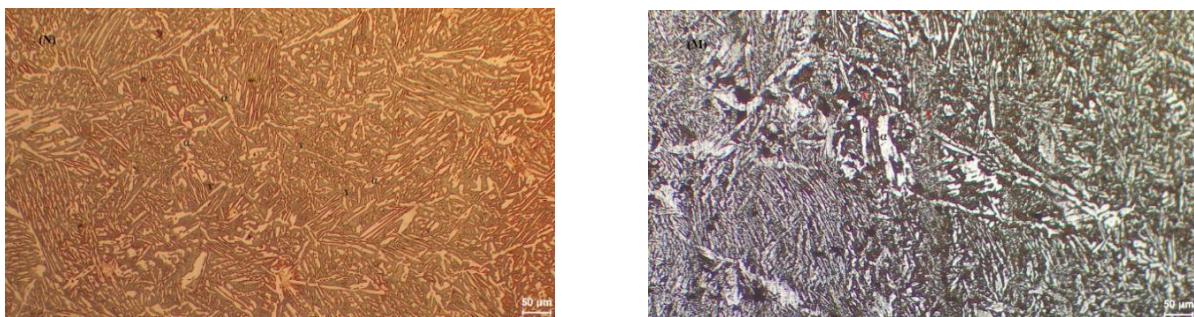
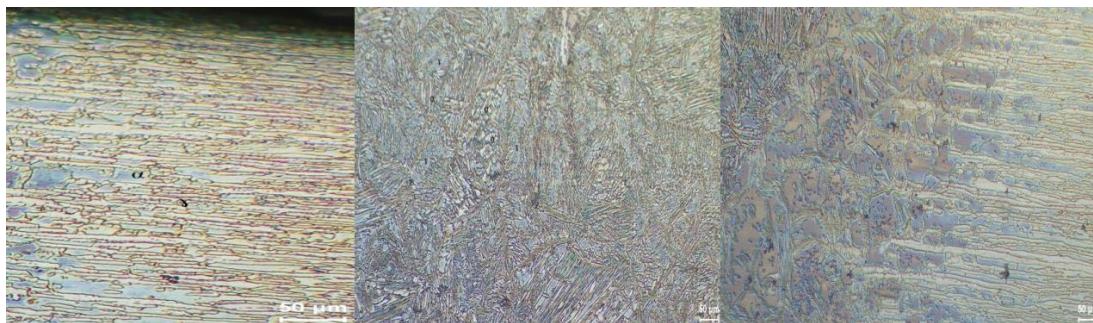


Figure III.9. Microstructure de la zone fondue (ZF) à 1100 °C – Comparaison entre refroidissement à l'eau et à l'air (acier duplex 2205)

Cette figure compare l'effet de deux modes de refroidissement sur la microstructure de la zone fondue d'un acier duplex 2205 traité à 1100 °C.

- **Refroidissement à l'eau (gauche) :** on observe une structure fine et bien équilibrée, avec une austénite répartie de manière homogène. Le refroidissement rapide bloque les transformations indésirables et conserve de bonnes propriétés mécaniques.
- **Refroidissement à l'air (droite) :** les grains sont visuellement plus gros, la ferrite est majoritaire et l'austénite moins développée. Ce refroidissement lent favorise la croissance des grains et peut affaiblir la résistance du matériau.

1.9. Examen du MB, ZF et ZAT: (échantillon Témoin) :



MB

Z F

Z AT

Figure III.10. Micrographies comparatives des zones MB, ZAT et ZF – Échantillon témoin (acier duplex 2205)

Cette figure illustre les trois zones principales d'un joint soudé en acier duplex 2205 à l'état brut. Le métal de base (MB) conserve une structure stable, équilibrée entre ferrite et austénite. La zone affectée thermiquement (ZAT) montre un léger déséquilibre dû à l'influence de la chaleur sans fusion. Enfin, la zone fondue (ZF) présente une microstructure plus désorganisée, dominée par la ferrite, résultat de la solidification après soudage.

2. Mesure de la micro dureté :

$$\frac{\Sigma HV}{3} = 1 \text{ empreinte } HV.$$

Tableau III.1. Évolution de la micro dureté Vickers dans les zones MB, ZAT et ZF du duplex 2205 selon la température et le mode de refroidissement"

	MB			ZAT			ZF		
	cap	milieu	root	cap	milieu	root	cap	milieu	root
1060(eau)	196,9 HV	190,2 HV	187,0 HV	259,8HV	262,06 HV	207,5 HV	199,2 HV	197,8 HV	212,4 HV
1060 (air)	352,1 HV	183,2 HV	287,4 HV	229 HV	176,5 HV	290,5 HV	191,7 HV	191,9 HV	301,1 HV
1100(eau)	234 HV	238,5 HV	241,8 HV	238,8 HV	242,6 HV	229,4 HV	205,4 HV	239,1 HV	259,0 HV
1100 (air)	218,5 HV	208 HV	215,3 HV	234,5 HV	200,3 HV	214,2 HV	243,2 HV	239,9 HV	281,5 HV

3. Analyse par diffraction des rayons X :

Lors des traitements thermiques que subit le métal, différentes réactions peuvent avoir lieu : transformation de phases cristallines, croissance de grains, dissolution ou formation de 53 Chapitre II Matériaux et procédures expérimentales précipités, ...etc. La diffraction des rayons X est l'une des techniques permettant le suivi de la formation des phases cristallines et de leur évolution lors d'un tel traitement.

Chapitre III Résultats et discussion

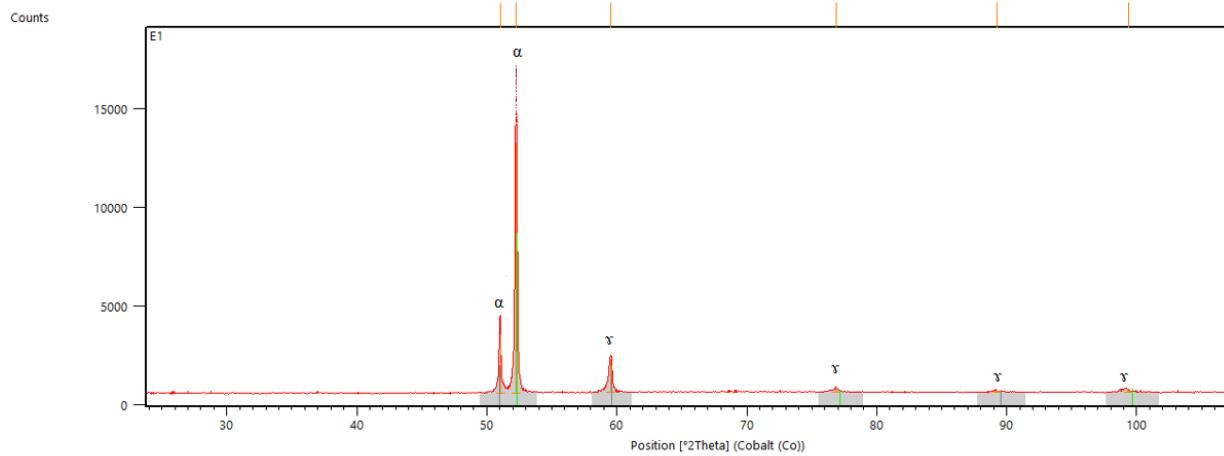


Figure III.11. "Spectre de diffraction des rayons X (DRX) de l'échantillon E1 dans MB – Acier duplex 2205"

- En observe et constitué austénite et ferrite autour de ce graphe DRX
- Le grand pic c'est une ferrite et petite pic c'est l'austénite.
- Source de rayons X (tube à anode de cobalt) : permet une meilleure résolution des pics de diffraction

Conclusion Générale

Conclusion générales :

Dans cette étude, on a examiné les effets de différents traitements thermiques allant de 900°C à 1100°C sur un joint soudé en acier duplex 2205. On a observé des changements importants au niveau de la structure interne ainsi que des propriétés mécaniques.

Le traitement à 900°C s'est révélé bénéfique, en maintenant un bon équilibre entre les phases ferrite et austénite. Il a aussi favorisé l'apparition de précipités de type M23C6, ce qui a entraîné une hausse notable de la micro dureté, atteignant 210 HV.

Par contre, lorsque la température a été poussée à 1100°C, une recristallisation trop importante s'est produite, accompagnée d'un grossissement des grains. Cela a provoqué une baisse marquée de la micro dureté, qui est descendue à environ 120 HV. Cette perte de dureté est due à la formation de précipités de type M7C3, moins favorables du point de vue mécanique.

En résumé

Ce travail ne se limite pas à une simple observation en laboratoire : il offre une véritable feuille de route pour produire des soudures aussi fiables que le matériau lui-même. En maîtrisant seulement deux leviers la température et la vitesse de refroidissement, on peut répondre aux exigences des environnements les plus exigeants, des pipelines sous-marins aux réacteurs chimiques.

Références:

- [1] R. N. Gunn, Duplex stainless steels, ABINGTON PUBLISHING, Cambridge England, 2000.
- [2] Iris Alvarez-Armas, Duplex stainless steels, ISTE Ltd, London, UK, 2009.
- [3] I. Chouffa, Effets du vieillissement thermique sur la résistance à la corrosion d'une soudure en acier inoxydable duplex 2205, projet de fin d'étude, ENP, Alger, 2013.
- [4] P.J. Cunat, Aciers inoxydables : Mise en oeuvre, Techniques de l'ingénieur, M4542.
- [5] A.P.Lambert, Rupture par clivage de microstructures d'aciers bainitiques obtenues en conditions de soudage, Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 03 Mai 2001.
- [6] H.Granjon, Bases métallurgiques du soudage, Editions Eyrolles, 1989.
- [7] P.Berthet, déformation et contraintes en soudage, Publication de la soudure autogène, 1988.H.Granjon, Bases métallurgiques du soudage, Editions Eyrolles, 1989.
- [8] William F.smith edt, Structure and properties of engineering alloys, Mc Graw-Hill, INC 1994.
- [9] Iris ALVAREZ-ARMAS, Suzanne DEGALLAIX-MOREUIL, « Les aciers inoxydable duplex », Éditeur : HERMES 2012
- [10] IMOA, Guide pratique pour le travail des aciers inoxydables duplex, international molybdenum association, London, UK, 2011.
- [11] Nilson J.-O. « Super duplex stainless steels ». Materials Science and Technology [en ligne]. août 1992. vol. 8, n°8, p. 685-700. Disponible sur : <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.8.685>
- [12] J.C. GAGNEPAIN, F. DUPOIRON, B. BONNEFOIS et J. CHARLES, Transformations structurales dans les aciers inoxydables austeno-ferritiques : influence des éléments d'alliage, JOURNAL DE PHYSIQUE IV Colloque C3, supplément au Journal de Physique III, Volume 4, février 1994

- [13] JOSEPHSON B., NISSON J.O., WILSON A, phase transformations duplex steels and the relations between continuous cooling and isothermal heat treatment, Duplex Stainless Steels'91, Beaune, Proceedings, Vol. 1 p 67 - 78
- [14] structurales dans les aciers inoxydables austeno-ferritiques : influence des éléments d'alliage, JOURNAL DE PHYSIQUE IV Colloque C3, supplément au Journal de Physique III, Volume 4, février 1994
- [15] Charles J., "Super duplex stainless steels : structure and properties", DSS'91 , Eds.
- [16] J. Charles et S. Bernhardsson, les Editions de Physique, 1991, (les Ulis, France), pp. 3-48. (a)
- [17] 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, thèse de doctorat 2008. ENP et Université Paris 13..
- [18] Anthony Jhon Comer CORROSION FATIGUE OF SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL WELDMENT, School of Mechanical and Manufacturing Engineering, Faculty of Engineering and Computing, Dublin City University, Doctoral thesis 2003
- [19] B. Chassignole. Influence de la structure métallurgique des soudures en acier inoxydable austénitique sur le contrôle non destructif par ultrasons. These de doctorat, INSA
- [20] Lee, K.M., Cho, H. S., And Choi, D.C, "Effect Of Isothermal Treatment Of SAF 2205 Duplex Stainless Steel On Migration Of S/y Interface Boundary And Growth Of Austenite" Journal Of Alloys Compounds, 285, (1999). 156-161
- [21] B. Chassignole. Influence de la structure métallurgique des soudures en acier inoxydable austénitique sur le contrôle non destructif par ultrasons. Thèse de doctorat, INSALyon 2000.
- [22] T.H. Chen, J. R. Yang. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen containing 2205 duplex stainless steel. Mater. Sci. Eng. A338 (2002) 166-181.
- [23] Van Nassau, L., Meelker, H. et Hilkes, J., "Le soudage des aciers inoxydables duplex et superduplex", Souder, n° 4; (Juillet 1994). 35 – 50
- [24] L. Karlsson, L. Ryen, S. Pak, Precipitation of intermetallic phases in 22%Cr duplex stainless steel weld metals, Welding Journal-Including Welding Research Supplement, 74 (1995) 28-38.
- [25] Oriane Senninger Ségrégation et précipitation dans les alliages fer-chrome hors et sous irradiation. These Doc., Materiaux, Univ. Grenoble, 2013.