

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

École Nationale Polytechnique

Département de métallurgie

Entreprise nationale des Grand Travaux Pétroliers



المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات  
Ecole Nationale Polytechnique



Mémoire de Projet de Fin d'Etude

Pour l'obtention du diplôme

**d'Ingénieur d'État en Génie des matériaux**

Intitulé

**Caractérisation microstructurale et mécanique d'une  
soudure hétérogène : Acier duplex 2205/Acier au carbone  
API Grade B**

Réaliser par : • BAHLOUL Mahmoud  
• KERCHA Smail

Sous la direction de : • M. KASSER Abdelmadjid  
• M. ETTIGRINI Mohamed

Présenté(e) et soutenue publiquement le (30/06/2019)

**Composition du Jury:**

Président	M. Mohamed Lamine DJEGHLAL,	Professeur	ENP Alger
Promoteur	M. Abdelmadjid KASSER,	Professeur	ENP Alger
Co-promoteur	M. Mohamed ETTIGRINI,	Ingénieur	GTP
Examineurs	M. Fatah HELLAL,	Professeur	ENP Alger
	M. Kamel ABADLI.	Docteur	ENP Alger

ENP 2019



République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
École Nationale Polytechnique  
Département de métallurgie  
Entreprise nationale des Grand Travaux Pétroliers



Mémoire de Projet de Fin d'Etude

Pour l'obtention du diplôme

**d'Ingénieur d'État en Génie des matériaux**

Intitulé

**Caractérisation microstructurale et mécanique d'une  
soudure hétérogène : Acier duplex 2205/Acier au carbone  
API Grade B**

Réaliser par : • BAHLOUL Mahmoud  
• KERCHA Smail

Sous la direction de : • M. KASSER Abdelmadjid  
• M. ETTIGRINI Mohamed

Présenté(e) et soutenue publiquement le (30/06/2019)

**Composition du Jury:**

Président	M. Mohamed Lamine DJEGHLAL,	Professeur	ENP Alger
Promoteur	M. Abdelmadjid KASSER,	Professeur	ENP Alger
Co-promoteur	M. Mohamed ETTIGRINI,	Ingénieur	GTP
Examineurs	M. Fatah HELLAL,	Professeur	ENP Alger
	M. Kamel ABADLI.	Docteur	ENP Alger

ENP 2019

## ***Dédicace 1***

*Je dédie ce modeste travail*

*A mes chers parents*

*A mes frères*

*A toute ma famille surtout la famille KERCHA Djalloul qui m'a aidé dans toutes mes études universitaires*

*Ainsi qu'à tous mes amis.*

***Smail***

## ***Dédicace 2***

*Je dédie ce travail*

*À ma chère mère, grâce à laquelle j'ai atteint ce que je suis maintenant ;*

*À mon père, je prie Allah d'avoir pitié de lui, de lui pardonner et de lui faire habiter dans son paradis ;*

*À tous ma famille, en particulier mes oncles Abdallah, Houssine et mes tantes Hassina et Ouarda ;*

*À tous mes cousins et cousines : Yacine, Diaa Eddine, Ahmed, Kawtar, Chaima et Hiba.*

***Mahmoud***

## **Remerciements**

*Le Prophète (paix et bénédictions d'Allah soient sur lui) a dit :  
« Quiconque ne remercie pas les gens ne remercie pas Allah ».*

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

*Nous tenons à remercier Mr. KASSER Abdelmadjid, notre promoteur pour son acceptation d'encadrer ce travail, ses encouragements, son suivi attentif et ses précieux conseils.*

*Nous tenons également à remercier Mr. ETTIGRINI Mohamed qui a bien voulu nous proposer ce thème de recherche, et encadrer les travaux expérimentaux mené au niveau de l'entreprise GTP. Nous le remercions également pour sa disponibilité et pour ses précieux conseils.*

*Nous adressons nos vifs remerciements à Mr. BELKESSA Brahim et Mr. KABA Amine et Mr. Djamel (l'ingénieur de laboratoire) pour nous avoir aidé sur la réalisation de l'analyse métallographique au sein du Centre de recherche en technologies industrielles CRTI.*

*Nos vifs remerciements vont également à Mr. Mohamed Lamine DJEGHLAL qui nous a fait l'honneur de présider le jury.*

*Nous voudrions remercier aussi nos enseignants Mr. Kamel ABADLI et Mr. Fatah HELLAL d'avoir accepté de faire partie du jury.*

*Il est également de notre devoir de remercier tous ceux qui nous ont apporté aide et assistance de près ou de loin durant la préparation de ce projet.*

*Nous remercions Allah en premier et en dernier, et dans tous les cas pour nous avoir guidé pour arriver à cette heureuse conclusion.*

## ملخص

الهدف من هذا العمل هو دراسة تطور البنية المجهرية والخواص الميكانيكية للحامات غير المتجانسة بين الفولاذ المقاوم للصدأ من نوع دوبلكس 2205 وسبائك الفولاذ API 5L Grade B ، وذلك باستخدام معدن التلحيم من نوع : دوبلكس E2209 . أظهر الفحص المجهرى بواسطة المجهر الضوئي وجود نسبة عالية من المارتنيسيت على طول الواجهة بين المنطقة المنصهرة (ZF) وسبائك الفولاذ API 5L Grade B وهذا يعني، بين خط الانصهار و ما يسمى بالحد من النوع II، الصلابة المسجلة في هذا المجال مرتفعة نسبيا. مقاومة شد اللحام أكبر من مقاومة المعدن الأساسي. مما يعني أن قوة الشد مقبولة.

**الكلمات المفتاحية:** الفولاذ دوبلكس، الفولاذ HSLA، لحام غير متجانس، وصف البنية المجهرية، وصف البنية الميكانيكية.

## Abstract

The aim of this work is to study the evolution of the microstructure and mechanical properties of heterogeneous welds between a duplex stainless steel 2205 and a low alloy steel API 5L Grade B, using a filler metal duplex E2209. Microscopic investigation by optical microscopy showed a large fraction of martensite synonymous with diffusion of carbon to chromium along the (ZF / steel API Grade B) interface. That is, between the line of merge and the Type II boundary which constitutes a grain boundary parallel to the fusion line. The hardness recorded in this area is relatively very high. The resistance  $R_m$  of the weld is greater than the resistance of the base metal. This means that the tensile strength of the weld is acceptable since it is in standard range of values for these steels.

**Key Words:** duplex steel, HSLA steel, heterogeneous welding, microstructural characterization, mechanical characterization.

## Résumé

L'objectif de ce travail est d'étudier l'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques de soudures hétérogènes entre un acier inoxydable duplex 2205 et un acier faiblement allié API 5L Grade B, en utilisant un métal d'apport de type : duplex E2209. L'investigation microscopique menée par la microscopie optique a montré une importante fraction de martensite synonyme d'une diffusion du carbone vers le chrome le long de l'interface ZF/acier API Grade B. C'est-à-dire entre la ligne de fusion et la limite de type II qui constitue un joint de grain parallèle à la ligne de fusion. La dureté enregistrée dans cette zone est relativement très élevée. La résistance  $R_m$  de la soudure est supérieure à celle du métal de base. Cela signifie que la résistance à la traction de la soudure est acceptable car elle est proche des valeurs standards pour ces types d'aciers.

**Mots clés :** acier duplex, acier HSLA, soudage hétérogène, caractérisation microstructurale, caractérisation mécanique.

# TABLE DES MATIERES

*Dédicace 1*

*Dédicace 2*

*Remerciements*

*Résumé*

*Liste des tableaux*

*Liste des figures*

*Liste des sigles et abreviations*

<i>Introduction générale</i> .....	15
<b><i>Chapitre I. Généralités sur les aciers</i></b> .....	18
I.1. Introduction .....	18
I.2. Aciers au carbone .....	18
I.2.1. Définition.....	18
I.2.2. Classification des aciers .....	20
I.3. Aciers à haute limite d'élasticité (HSLA) .....	20
I.3.1. Développement des aciers à haute limite d'élasticité.....	20
I.3.2. Définition.....	21
I.3.3. Microstructure des aciers HSLA .....	22
I.3.4. Influence des éléments d'addition .....	23
I.3.5. Propriétés des aciers HSLA .....	23
I.4. Aciers inoxydables .....	24
I.4.1. Développement des aciers inoxydables .....	24
I.4.2. Définition.....	25
I.4.3. Etude des aciers inoxydables .....	25
I.4.4. Influence des éléments d'addition .....	28
I.4.5. Classification des aciers inoxydables .....	29
I.4.6. Microstructure des aciers duplex.....	31
I.5. Conclusion .....	32
<b><i>Chapitre II. Généralités sur le soudage</i></b> .....	34
II.1. Introduction .....	34
II.2. Définition .....	34
II.3. Les différents procédés de soudage.....	34

II.4. Généralités sur le soudage par fusion.....	35
II.5. Soudage TIG .....	37
II.5.1. Principe de soudage TIG.....	38
II.5.2. Paramètres technologiques.....	39
II.6. La soudabilité des aciers .....	41
II.6.1. Soudabilité des aciers HSLA .....	42
II.6.2. Soudabilité des aciers inoxydables duplex.....	43
II.7. Métallurgie de soudage des aciers HSLA .....	43
II.7.1. Formation de la zone affectée thermiquement (ZAT) dans l'acier HSLA .....	43
II.7.2. Microstructures de la zone affectée thermiquement .....	45
II.8. Métallurgie de soudage des aciers inoxydables .....	47
II.8.1. Modes de solidification .....	47
II.8.2. Microstructure de solidification et formation d'austénite .....	48
II.8.3. Transformations en ZAT de l'acier inoxydable duplex .....	49
II.9. Soudage hétérogène entre l'acier inoxydable duplex et l'acier faiblement allié HSLA .....	51
II.9.1. Région de transition .....	55
II.9.2. Migration du carbone .....	57
II.9.3. Gradients de composition dans une soudure hétérogène .....	58
II.9.4. Bande Martensitique à l'interface .....	59
II.10. Conclusion.....	59
<b>CHAPITRE III. Matériaux et procédures expérimentales .....</b>	<b>63</b>
III.1. Introduction.....	63
III.2. Identification des matériaux utilisés .....	63
III.3. Préparation des éprouvettes pour l'opération de soudage .....	65
III.4. Description du procédé de soudage des tubes utilisés .....	65
III.5. Opération de soudage.....	66
III.5.1. Exécution du soudage .....	66
III.5.2. Conditions du mode opératoire.....	67
III.6. Prélèvement et préparation des échantillons.....	67
III.7. Préparation des échantillons pour les observations microscopiques .....	68
III.8. Caractérisation métallographique .....	69
III.8.1. Observation au microscope optique.....	69
III.8.2. Estimation des proportions des phases par métallographie quantitative .....	69

III.9. Caractérisation mécanique .....	70
III.9.1. Essais de traction .....	70
III.9.2. Essai de dureté et de microdureté .....	72
III.9.3. Essais de résilience Charpy.....	74
<b>CHAPITRE IV. Résultats expérimentaux et discussion .....</b>	<b>77</b>
IV.1. Introduction .....	77
IV.2. Aspect macrographique .....	77
IV.3. Evolution microstructurale dans la soudure hétérogène .....	77
IV.3.1. Microstructure dans les métaux de base .....	77
IV.3.2. Microstructure de la zone affectée thermiquement ZAT.....	79
IV.4. Résultats des propriétés mécaniques .....	84
IV.4.1. Résultats de l'essais de traction .....	84
IV.4.2. Résultats de l'essais de dureté .....	85
IV.4.3. Résultats de l'essais de microdureté.....	87
IV.4.4. Résultats de l'essais de résilience Charpy .....	87
IV.5. Conclusion .....	89
<b>Conclusion générale .....</b>	<b>91</b>
<b>Références bibliographiques .....</b>	<b>95</b>
<b>Annexes .....</b>	<b>100</b>

## LISTE DES TABLEAUX

<b>Tableau I-1.</b> Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes.....	26
<b>Tableau III-1.</b> Composition chimique des métaux de base et du métal d'apport. ....	64
<b>Tableau III-2.</b> Propriétés mécaniques des matériaux utilisés.....	64
<b>Tableau III-3.</b> Paramètres de soudage.....	67
<b>Tableau III-4.</b> Les caractéristiques mécaniques de la traction. ....	71
<b>Tableau IV-1.</b> Proportions des phases de l'acier duplex 2205 et des zones fondues obtenues par le Ferritoscopie. ....	80
<b>Tableau IV-2.</b> Proportions des phases de l'acier duplex 2205 et des zones fondues obtenues par l'image J. ....	80
<b>Tableau IV-3.</b> Résultats de l'essai de traction. ....	85
<b>Tableau IV-4.</b> Propriétés mécaniques des soudures hétérogènes. ....	85
<b>Tableau IV-5.</b> Résultats de l'essai de dureté.....	86

## LISTE DES FIGURES

<b>Figure I-1.</b> Diagramme d'équilibre fer-carbone .....	19
<b>Figure I-2.</b> Classification des aciers.....	20
<b>Figure I-3.</b> Développement des pipelines en fonction de la composition, selon les grades API .....	21
<b>Figure I-4.</b> Images par microscopie optique de (a) Ferrite + Perlite, (b) Ferrite + Bainite, (c) Bainite + Martensite .....	22
<b>Figure I-5.</b> Diagramme d'équilibre de phases du système Fer-Chrome .....	27
<b>Figure I-6.</b> Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle $\gamma$ .....	28
<b>Figure I-7.</b> Microstructure typique d'un acier inoxydable duplex : a) laminé, b) moulé ....	32
<b>Figure II-1.</b> Classification des procédés de soudage .....	35
<b>Figure II-2.</b> L'interaction entre la source de chaleur et le métal de base .....	36
<b>Figure II-3.</b> Variation de la température $\theta$ en fonction du temps $t$ .....	36
<b>Figure II-4.</b> Variation de la température $\theta$ en fonction de la distance $x$ .....	37
<b>Figure II-5.</b> Principe du procédé de soudage TIG simple flux .....	38
<b>Figure II-6.</b> Forme de l'arc électrique de soudage TIG .....	38
<b>Figure II-7.</b> Caractéristiques des modes de fonctionnement possibles pour le soudage TIG .....	39
<b>Figure II-8.</b> Cycle d'apparition du courant pulsé .....	40
<b>Figure II-9.</b> Présentation schématique des différentes parties d'un joint soudé.....	44
<b>Figure II-10.</b> Microstructures en ZAT en fonction des cycles thermiques.....	45
<b>Figure II-11.</b> Diagramme TRC .....	46
<b>Figure II-12.</b> Modes de solidification des aciers inoxydables .....	48
<b>Figure II-13.</b> Effet de la vitesse de refroidissement sur le taux de ferrite dans la ZAT .....	50
<b>Figure II-14.</b> Effet de l'apport de chaleur sur la taille des grains ferritiques .....	50
<b>Figure II-15.</b> Cycle thermique d'un acier duplex à 0.1 % d'azote obtenu dans la zone de surchauffe.....	51
<b>Figure II-16.</b> Zone de liaison d'une soudure entre un acier faiblement allié et une zone fondue austénitique .....	52
<b>Figure II-17.</b> Microstructure à l'interface entre la zone fondue en acier inoxydable et la ZAT l'acier faiblement allié .....	53
<b>Figure II-18.</b> Microstructure à l'interface zone fondue – ZAT Acier 16MnR Decarburization layer : couche décarburée ; The unmixed zone : zone non fusionnée.....	53
<b>Figure II-19.</b> Diagramme Schäffeler. ASM International.....	55
<b>Figure II-20.</b> Formation de ces limites de type I et II lors de la solidification d'une soudure austénitique en contact avec un métal de base ferritique .....	56
<b>Figure II-21.</b> Mécanisme de formation des limite de type II lors du soudage hétérogène entre un acier austénitique et un acier au carbone .....	57
<b>Figure II-22.</b> Diagramme schématisant la diffusion du carbone à travers une soudure hétérogène .....	57
<b>Figure II-23.</b> Illustration schématique des différentes zones présentes dans une soudure hétérogène .....	59

<b>Figure III-1.</b> Micrographie optique de l'acier API Grade B à l'état initial. ....	63
<b>Figure III-2.</b> Micrographie optique de l'acier inoxydable duplex 2205 à l'état initial. ....	64
<b>Figure III-3.</b> Conception du joint de soudure. ....	65
<b>Figure III-4.</b> Représentation schématique du principe du soudage TIG .....	66
<b>Figure III-5.</b> Assemblage soudé réalisé d'un tube en acier inoxydable duplex 2205 avec un tube en acier faiblement allié API Gr B. ....	67
<b>Figure III-6.</b> Représentation schématique du mode prélèvement des échantillons. ....	68
<b>Figure III-7.</b> Etapes d'analyse d'image pour l'estimation des taux de phases : a) Image originale, b) Image au niveau de gris, c) Image binaire. ....	69
<b>Figure III-8.</b> Ferritoscope utilisé pour l'estimation du taux de ferrite. ....	70
<b>Figure III-9.</b> Dimensions de l'éprouvette de traction selon Afnor NF EN 10002.1 .....	71
<b>Figure III-10.</b> Eprouvettes de traction utilisées. ....	72
<b>Figure III-11.</b> Dimensions de l'empreinte Pyramidale et formules de calcul. ....	73
<b>Figure III-12.</b> Machine de micro dureté utilisée. ....	73
<b>Figure III-13.</b> Positions des empreintes dans l'essai de dureté. ....	74
<b>Figure III-14.</b> Machine de résilience. ....	74
<b>Figure III-15.</b> a) Forme et dimensions de l'éprouvette de résilience b) zones de prélèvement d'éprouvettes. ....	75
<b>Figure III-16.</b> Eprouvettes de résilience. ....	75
<b>Figure IV-1.</b> Macrographie de la soudure hétérogène montrant les différentes zones. ....	77
<b>Figure IV-2.</b> Micrographie optique du métal de base de l'acier inoxydable duplex 2205. Attaque chimique « Beraha ». Microstructure biphasée austéno-ferritique .....	78
<b>Figure IV-3.</b> Micrographie optique du métal de base de l'acier HSLA API Grade B. Attaque chimique « 2% Nital » Structure ferrito-perlitique .....	78
<b>Figure IV-4.</b> Micrographie optique de la zone de liaison ZF (E2209) /ZAT de l'acier inoxydable duplex 2205. Attaque chimique : « Beraha » .....	79
<b>Figure IV-5.</b> Micrographie optique de la ZAT côté HSLA API Gr B. Structure composée de perlite, bainite et ferrite-aciculaire. ....	81
<b>Figure IV-6.</b> Micrographies optiques de la zone fondue (passe 1) : Austénite de Widmanstätten et intergranulaire dans une matrice ferritique .....	82
<b>Figure IV-7.</b> Micrographies optiques des zones fondues (passe 3) : Austénite de Widmanstätten et intergranulaire dans une matrice ferritique .....	82
<b>Figure IV-8.</b> Etapes de décomposition de la perlite. ....	83
<b>Figure IV-9.</b> Micrographie optique de l'interface zone fondue E2209 / acier API Gr B. ...	83
<b>Figure IV-10.</b> Micrographie de l'interface zone fondue / acier API Gr B, montrant clairement la zone appauvrie en carbone. ....	84
<b>Figure IV-11.</b> Evolution de la dureté HV10 le long de la soudure hétérogène. ....	86
<b>Figure IV-12.</b> Evolution de la dureté HV0.2 à l'interface entre l'acier Gr B et la zone fondue en 2 mm de distance. ....	87
<b>Figure IV-13.</b> Histogramme des valeurs de l'énergie absorbée lors des essais Charpy. ....	88
<b>Figure IV-14.</b> Eprouvettes de résilience après l'essai. ....	89

## LISTE DES SIGLES ET ABREVIATIONS

MB	Métal de base
ZAT	Zone affectée thermiquement
ZF	Zone fondue
API	Institut Américaine du Pétrole
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
NF	Norme française
HSLA	High strength low alloy
HLE	Haute limite d'élasticité
TM	Laminage thermomécanique
TIG	Tungsten Inert Gas
SMAW	Shielded metal arc welding
TRC	Diagramme de transformation en refroidissement continu
TTM	Traitement Thermomécanique
ACC	Refroidissement accéléré
DQ	Trempe
$T_f$	Température de fusion
$A_{c1}$	Température du début de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$
$A_{c3}$	Température de la fin de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$
$M_s$	Température de début de formation de la martensite
$M_f$	Température de la fin de formation de la martensite
FA	Ferrite aciculaire
FP	Ferrite polygonale
P	Perlite
B	Bainite
$\delta$	Ferrite
$\gamma$	Austénite
$C_\alpha$	Concentrations de carbone dans l'acier faiblement allié
$C_\beta$	Concentrations de carbone dans l'acier faiblement allié
$R_m$	Résistance à la traction
$R_e$	La limite d'élasticité
HV	Dureté Vickers
$Cr_{eq}$	Chrome équivalent
$Ni_{eq}$	Nickel équivalent
NaCl	Chlorure de sodium
$H_2SO_4$	Acide sulfurique
KOH	Hydroxyde de potassium
$HNO_3$	Acide nitrique
$K_2S_2O_5$	Métabisulfite de potassium
HCl	Acide chlorhydrique

***Partie***  
***Bibliographique***

# ***Introduction Générale***

### **Introduction générale**

Le soudage hétérogène (dissemblable) est une technique d'assemblage généralement utilisée dans plusieurs industries d'engineering quand une transition dans les propriétés mécaniques et/ou des conditions de performance en service sont exigées. Dans les industries énergétiques et pétrochimiques (pétrolières, gazières, chimiques et centrales thermiques), ces assemblages sont constitués le plus souvent des combinaisons 'aciers inoxydable/acier au carbone ou faiblement allié' évoluant dans des environnements de service très différents, exposés à des températures et des pressions variables.

Le soudage de matériaux dissemblables est généralement plus difficile que celui des matériaux similaires (soudage homogène), en raison de divers facteurs tels que, les différences dans la composition chimique, les propriétés physiques et mécaniques des matériaux soudés. Ces différences entraînent une sérieuse difficulté dans la sélection du métal d'apport, qui doit être compatible à la fois aux différents métaux de base à assembler.

En effet, au cours du soudage de matériaux différents, la présence d'éléments carburigènes (Cr, Mo) dans le bain de fusion qui provoque la migration du carbone favorisent la formation de phases intermétalliques. Ce mécanisme est accompagné d'une chute de la résistance du matériau ferritique et l'augmentation de dureté dans la région adjacente à la ligne de fusion [1].

En raison de leur excellente combinaison entre les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion, les aciers inoxydables *duplex*, constitués d'environ 50% d'austénite  $\gamma$  et 50% de ferrite  $\delta$ , sont largement utilisés dans de nombreux domaines évoluant à la fois dans de sévères conditions de service et des sollicitations mécaniques élevées, telles que les industries pétrolières et gazières, chimiques et les centrales thermiques. Ils possèdent une bonne soudabilité, une résistance à la corrosion sous contrainte élevée, une meilleure résistance que les aciers austénitiques et leur ténacité est supérieure à celle des aciers ferritiques. Cependant, le problème majeur dans le soudage de l'acier inoxydable duplex est l'altération de l'équilibre des phases austénite / ferrite. Lorsque la teneur en ferrite est supérieure à celle de l'austénite, le phénomène de précipitation de la phase intermétallique  $\sigma$ , peut réduire la ténacité et la résistance à la corrosion de l'acier inoxydable duplex [2].

Le soudage de ce dernier, à un acier faiblement allié à haute limite d'élasticité tel que l'acier Grade B peut constituer une alternative dans la fabrication des circuits de pipes destinés à l'exploitation et le transport de gaz.

Afin de contribuer à mieux comprendre la relation entre structure et propriétés dans ce type d'assemblage hétérogène, nous avons procédé au soudage hétérogène entre un acier inoxydable duplex 2205 et un acier faiblement allié API Grade B, par un procédé à l'arc sous protection gazeuse avec électrode réfractaire (TIG), en utilisant comme métal d'apport un acier duplex E2209. Nous nous sommes intéressés particulièrement à étudier l'effet de la réactivité du métal d'apport (E2209) sur l'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques.

## ***INTRODUCTION GENERALE***

---

Cette thèse est structurée comme suit :

Le *premier et le deuxième chapitre* sont consacrés à l'étude bibliographique. Nous présentons dans le *premier chapitre* les aciers HSLA, les aciers duplex, leurs microstructures, et l'influence des éléments d'additions sur chaque acier.

Dans le *second chapitre* nous présentons le procédé de soudage TIG utilisé dans cette étude, en mettant l'accent sur les aspects liés à la métallurgie de soudage.

Dans le *troisième chapitre* nous présentons le descriptif des techniques d'élaboration et de caractérisation microstructurale et mécaniques utilisées dans notre étude.

Le *quatrième chapitre* est consacrée à l'analyse et l'interprétation des résultats expérimentaux obtenus. Nous mettrons l'accent sur l'effet du comportement du métal d'apports utilisé sur les évolutions microstructurales et mécaniques de l'assemblage.

Nous proposerons à l'issue d'une conclusion générale, des perspectives pratiques pour améliorer et optimiser l'assemblage considéré.

# ***Chapitre I***

## *Généralités sur les aciers*

## **I. Chapitre I. Généralités sur les aciers**

### **I.1. Introduction**

L'acier de par ses propriétés physiques, chimiques, mécaniques et ses microstructures occupe une place importante dans l'industrie des métaux ferreux, d'où son utilisation dans divers domaines comme dans le transport par canalisation des hydrocarbures (pétrole et gaz naturel). Il est utilisé pour la fabrication des pipelines (Gazoducs et Oléoducs) pour acheminer des quantités importantes d'hydrocarbures sur de grandes distances depuis leurs gisements vers les zones de consommation et de transformation. A nos jours il existe plus d'un million de Km de réseau de pipelines en exploitation dans le monde. Le réseau en Algérie est évalué à plus de 16.000 Km pour des diamètres allant de 20 à 120 centimètres. Pour leur efficacité ces canalisations doivent répondre à des impératifs de rentabilité et de sécurité. Plus de 95% des aciers utilisés pour les gazoducs sont des aciers micro alliés à haute résistance [4].

Dans ce chapitre nous présenterons les aciers duplex et les aciers HSLA en illustrant leurs propriétés mécaniques, physiques et chimiques, leurs microstructures et aussi les effets des éléments d'addition sur ses derniers.

### **I.2. Aciers au carbone**

#### **I.2.1. Définition**

Les aciers au carbone qui sont essentiellement des alliages de fer et divers autres éléments du tableau périodique introduits en faibles quantités au moment de leur élaboration. La grande majorité des aciers contiennent du carbone en tant qu'élément d'alliage principal. D'une manière générale, un acier est un alliage de fer, de carbone (moins de 2.1% C) basé sur le système fer-carbone (*figure I.1*) [5].

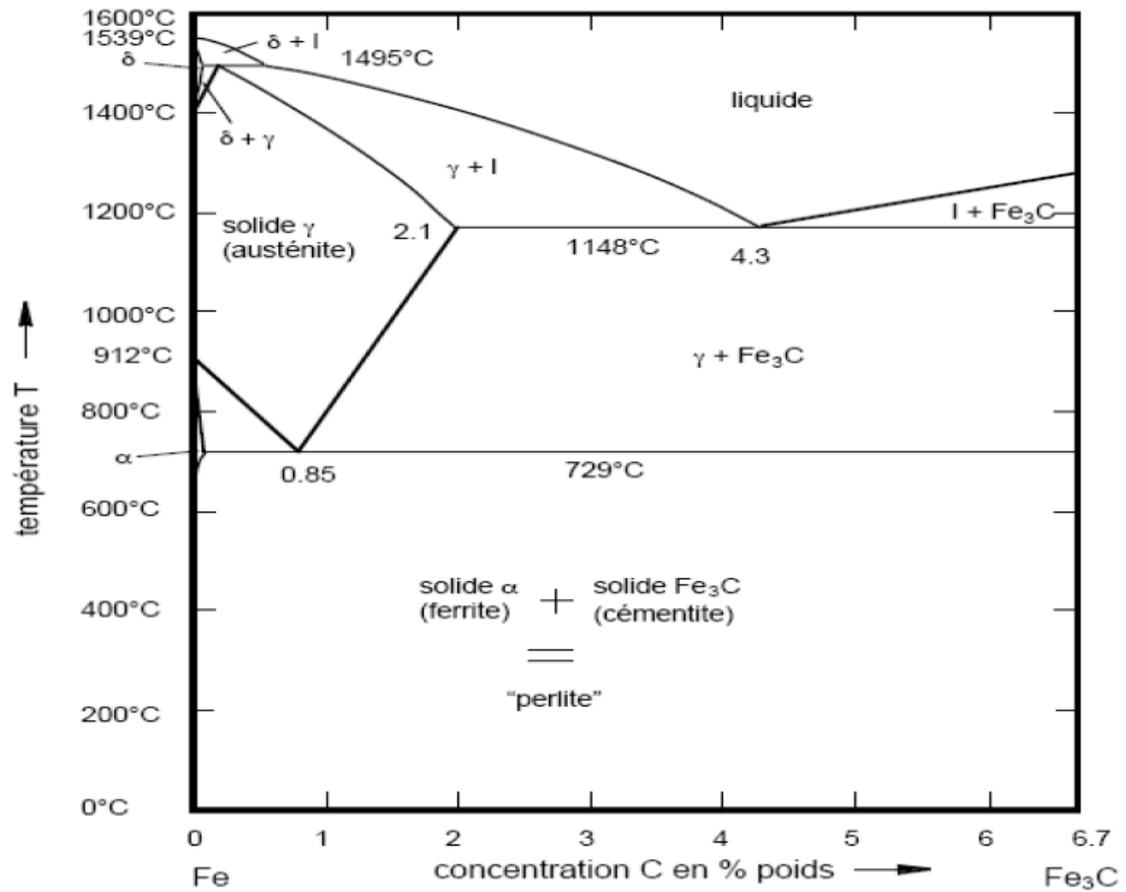


Figure I-1. Diagramme d'équilibre fer-carbone [5].

## I.2.2. Classification des aciers

Généralement, les aciers au carbone et faiblement alliés sont soumis à un système de classification basé sur la composition. Les aciers fortement alliés (aciers inoxydables, résistants à la chaleur, à l'usure, etc.) peuvent être classés selon de nombreux systèmes différents, notamment la composition, la microstructure ou l'application. Le diagramme de la *figure I.2* montre de manière très générale la classification des aciers. A gauche, elles sont classées par nom commercial ou application et à droite par microstructure [5].

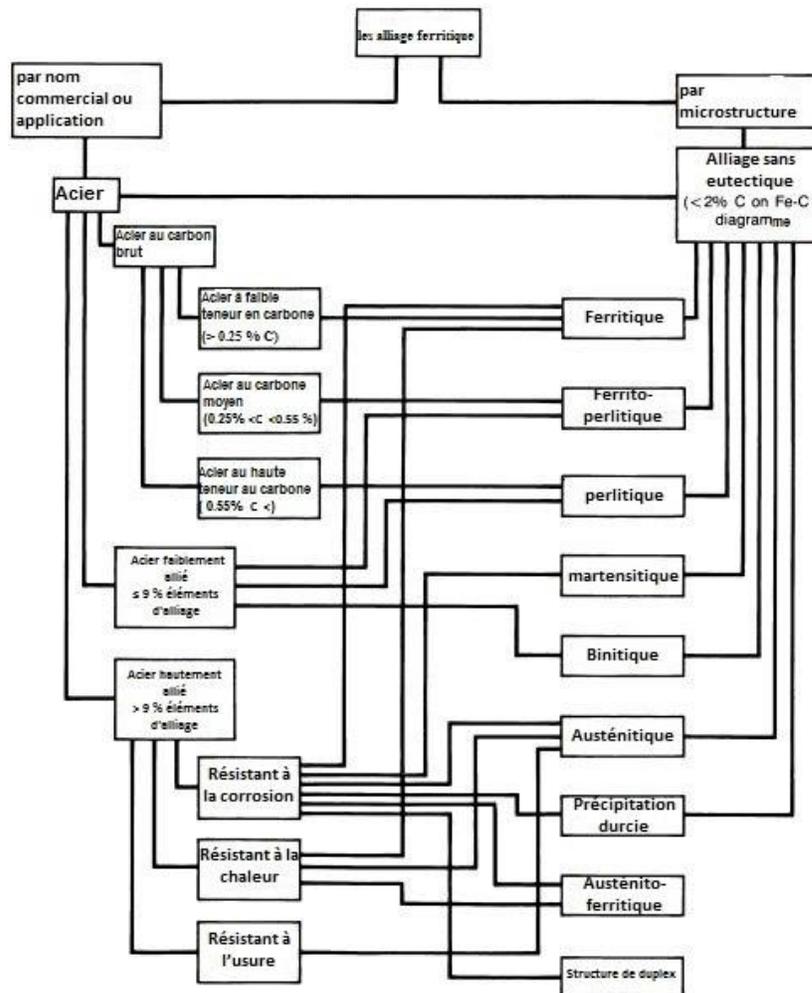


Figure I-2. Classification des aciers [5].

## I.3. Aciers à haute limite d'élasticité (HSLA)

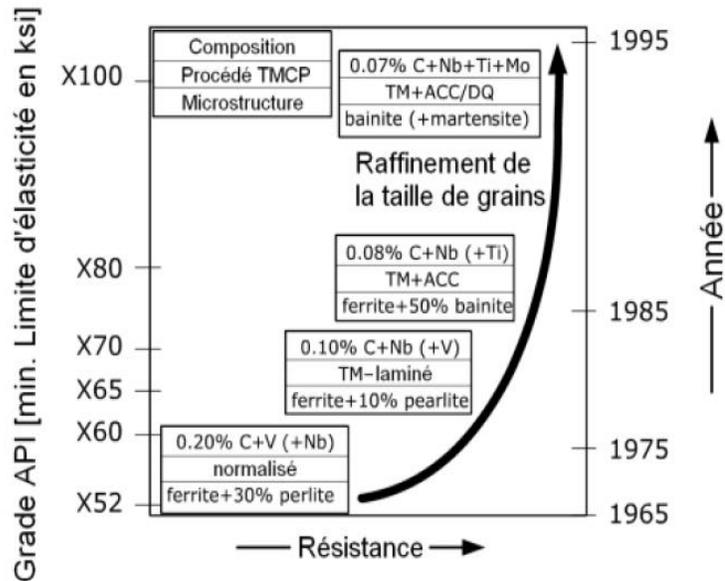
### I.3.1. Développement des aciers à haute limite d'élasticité

Ce développement selon les grades de la norme API est présenté sur la *figure I.3*. La fabrication des aciers HSLA se faisait par laminage suivi d'un traitement de normalisation.

Dans les années 70, ce procédé est remplacé par le laminage thermomécanique (TM). Le laminage thermomécanique permet de produire des matériaux, à partir d'aciers à faible teneur en carbone et micro alliés au niobium et vanadium.

Dans les années 80, un procédé amélioré apparaît, c'est la combinaison d'un laminage thermomécanique avec un refroidissement accéléré (TM+ACC). Par ce procédé, des matériaux à plus haute limite d'élasticité ont pu être produits ; ils contiennent encore moins de carbone et par conséquent possèdent une excellente soudabilité.

Dans les années 90, le laminage thermomécanique est suivi d'un refroidissement accéléré et d'une trempe (TM+ACC/DQ). Ce procédé, permet d'augmenter le niveau de résistance du matériau [21].



**Figure I-3.** Développement des pipelines en fonction de la composition, selon les grades API [14].

### I.3.2. Définition

Les aciers HSLA (High-strength low-alloy), ou aciers micro-alliés à haute limite élastique (supérieure à 275 MPa), sont des aciers ferrito-perlitiques ou ferrito-bainitiques, élaborés de façon à fournir de meilleures propriétés mécaniques et/ou une meilleure résistance à la corrosion atmosphérique que celles des aciers au carbone conventionnels. Leur composition chimique peut varier selon l'épaisseur des différents produits afin de répondre aux exigences des propriétés mécaniques. Ils ne sont pas considérés comme étant des alliages au sens normal car ils sont conçus de façon à répondre à des exigences de propriétés mécaniques spécifiques plutôt que de composition chimique.

Les aciers HSLA ont été développés afin de répondre aux besoins en matériaux de meilleure résistance, en améliorant le rapport entre les propriétés mécaniques et le poids.

L'utilisation d'un acier à haute limite d'élasticité permet d'avoir un diamètre plus petit ou une épaisseur de tube plus fine que les aciers à limite d'élasticité conventionnelle. L'intérêt principal est donc une diminution du poids.

L'augmentation des propriétés mécaniques permet une réduction de l'épaisseur du tube. Le gain de masse permet des économies sur l'acier, le transport et le soudage [6,7].

Grâce à une grande résistance, une meilleure ténacité et formabilité des aciers HSLA, l'application de ces aciers s'est étendue à une multitude de domaines industriels : Industrie automobile, construction navale, tuyauterie, récipients sous pression, construction de bâtiments, ponts et réservoirs de stockage...etc.

Parmi la vaste gamme d'aciers de pipeline à haute limite d'élasticité, l'acier API 5L grade B a été largement utilisé, dans notre pays, pour le transport du pétrole brut et du gaz naturel, sur de longues distances et sous haute pression. Par conséquent, il doit présenter une bonne ténacité même à basse température.

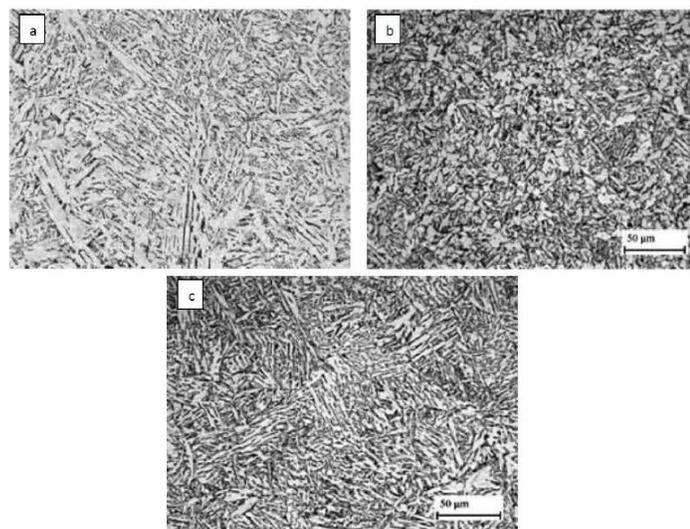
Les propriétés mécaniques dépendent des éléments chimiques en présence. Chaque élément est précisément dosé et les éléments indésirables sont supprimés dès la fabrication de l'acier [8].

### I.3.3. Microstructure des aciers HSLA

Les microstructures d'un acier pipeline peuvent être divisées essentiellement selon les phases fondamentales suivantes :

- Aciers ferrite-perlite.
- Aciers ferrite-bainite.
- Aciers bainite-martensite.

Les caractéristiques microstructurales telles que les dislocations, les joints de grains et les précipitations, régissent les propriétés mécaniques des aciers. Dans les aciers faiblement alliés, ils se développent au cours de la transformation de l'austénite durant le refroidissement, et le développement dépend de la vitesse de refroidissement et de la température d'arrêt du refroidissement.



**Figure I-4.** Images par microscopie optique de (a) Ferrite + Perlite, (b) Ferrite + Bainite, (c) Bainite + Martensite [9].

### I.3.4. Influence des éléments d'addition

Les éléments d'alliages, jouent un rôle prépondérant dans les différentes transformations de phases des aciers. L'étude de leur rôle, de leur influence et des conditions dans lesquelles elles surviennent constitue donc une étape incontournable dans la compréhension des différentes propriétés d'un alliage. Ces éléments influent sur les différentes propriétés en modifiant leurs transformations, leurs cinétiques, et par conséquent, les microstructures obtenues.

Les éléments d'addition qui rentrent dans la composition chimique des aciers, ainsi que leurs effets sur les propriétés de l'acier se résument comme suit :

- Carbone (C) : il permet d'accroître la résistance à la rupture et la dureté.
- Manganèse (Mn) : il augmente de manière sensible les caractéristiques mécaniques de l'acier et du métal déposé par son rôle désoxydant.
- Molybdène (Mo) : élément noble, il accroît la résistance à chaud ou diminue la fragilité des aciers.
- Chrome (Cr) : élément trempant, il augmente la résistance à la rupture.
- Nickel (Ni) : il améliore les caractéristiques générales des aciers et augmente la résistance à la corrosion.
- Cuivre (Cu) : Durcissement par solution solide.
- Silicium (Si) : agent désoxydant dans les aciers.
- Aluminium (Al) : il permet un affinage des grains.
- Soufre (S) et phosphore (P) : Impuretés très nocives aux joints soudés, ils augmentent la fragilité des aciers et les risques de soufflures ou de criques.
- Niobium (Nb) : Ce sont sans doute les précipités les plus fins qui sont obtenus d'où un durcissement global très intéressant ; le niobium est également très efficace pour le contrôle des grains en TTM (traitement thermomécanique).
- Titane (Ti) : élément d'addition bien connu pour désoxyder, dénitrurer ou fixer l'azote, le titane était réputé délicat à utiliser en raison de la formation de précipités grossiers, cubiques, très durs (surtout de nitrures mais aussi des oxycarbosulfures) et très néfastes pour la ductilité, la ténacité, la tenue en fatigue et l'usinabilité [5].

### I.3.5. Propriétés des aciers HSLA

Afin de diminuer le prix de revient des pipelines, les industriels de la métallurgie et de la sidérurgie développent de nouveaux types d'Aciers à Haute limite d'Elasticité (HLE) connu aussi sous le nom High-Strength-Low-Alloy (H.S.L.A). Ces aciers se caractérisent par une faible teneur en carbone et en éléments d'alliage, judicieusement choisis pour leur conférer d'excellentes propriétés mécaniques, telles que l'aptitude au formage à froid, profilage et soudage ou revêtement. Leur durcissement obtenu par précipitation et affinement de la taille des grains permet d'atteindre de hauts niveaux de résistances mécaniques. Ce qui permet, de diminuer l'épaisseur des pipelines et de réaliser ainsi de fortes économies. Ces aciers, dont les limites d'élasticité s'échelonnent entre 460 et 1300 MPa, sont produits selon différents

modes d'élaboration (normalisation, trempe et revenu, laminage thermomécanique). De ce fait, les compositions chimiques sont aussi très variables et sont fonction des options prises par les aciéristes. L'une des pistes explorées pour produire ces aciers plus performants concerne le développement de microstructures complexes où la phase principale est très résistante (martensite, bainite, ferrite à grains ultra fins, ... etc.) et les phases secondaires (austénite résiduelle) sont ductiles.

Bien que le terme d'acier à ferrite aciculaire ait d'abord été décrit par Smith et al dans le début des années 1970 ; il a été largement accepté dans l'ingénierie des pipelines, mais il y a encore des controverses et des incertitudes sur l'identification et la classification des phases. Parfois, la structure de la ferrite aciculaire est également contestée en tant que bainite ou ferrite quasi-polygonal. Les aciers bainitiques, et plus particulièrement ceux à faible teneur en carbone (inférieure à 0,2%) présentent un bon compromis entre résistance mécanique, limite d'élasticité et ductilité, tout en combinant de très bonnes propriétés de ténacité et de soudabilité [18].

### **I.4. Aciers inoxydables**

#### **I.4.1. Développement des aciers inoxydables**

L'histoire des aciers inoxydables est intimement liée à celle du chrome et aux travaux du chimiste français Nicolas-Louis Vauquelin (1763-1889) qui, en 1797, fut le premier à isoler cet élément.

Les premières observations des propriétés « inoxydables » du fer allié au chrome furent faites par Berthier, un autre français. Il montra dès 1821 que l'alliage fer-chrome était d'autant plus résistant à certains acides que sa teneur en chrome était plus élevée.

Par contre, la quasi-impossibilité d'abaisser la teneur en carbone de l'alliage constitua un obstacle majeur à son développement.

En 1904, Léon Guillet puis Albert Portevin publièrent une série d'études relatives à la structure et aux propriétés des alliages fer-chrome couvrant les nuances martensitiques à 13% de chrome et les nuances ferritiques à 17% de chrome.

En 1909, L. Guillet publia une étude sur les aciers inoxydables au chrome-nickel ou aciers inoxydables austénitiques complétant ainsi ses études précédentes sur les alliages fer-chrome et couvrant pratiquement l'ensemble de la famille des aciers inoxydables. Le métallurgiste allemand W. Giesen fit, de son côté, et à la même époque, des recherches comparables.

Les études de L. Guillet, A. Portevin et W. Giesen permirent ainsi, dès 1909, de classer les aciers inoxydables en fonction de leur structure et de définir les trois familles principales martensitique, ferritique et austénitique.

Le passage au stade industriel est attribué à Harry Brearley pour les aciers inoxydables martensitiques. Il serait à l'origine de la première élaboration réalisée à Sheffield en 1913.

La première description de la passivité des aciers inoxydables est attribuée à l'allemand Philipp Monnartz. Les recherches ultérieures ont notamment porté sur le rôle des éléments d'alliage. Elles ont conduit à la mise au point des nuances à durcissement structural dont les propriétés aux températures élevées ont été mises en évidence par Pierre Chevenard.

Enfin, c'est au début des années 1930 que Hochmann a découvert les nuances biphasées austéno-ferritiques appelées de nos jours duplex.

Si la période comprise entre 1904 et 1920 a été riche en travaux de laboratoire, il a fallu attendre presque un demi-siècle pour atteindre un stade véritablement industriel [3].

### **I.4.2. Définition**

L'acier inoxydable est un nom général regroupant divers d'aciers. Il s'agit d'un alliage de fer et de carbone possédant une bonne tenue à la corrosion. Ces aciers contiennent au moins 12 % de chrome qui forme une couche d'oxyde ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) à la surface de sorte que l'acier ne rouille pas, A par le chrome l'acier inoxydable peut contenir différentes proportions d'autres matières comme :

- Le nickel capable d'améliorer les propriétés mécaniques générales telles que la ductilité (capacité à se déformer sans rompre).
- Le molybdène ou le titane, qui améliorent la stabilité de l'alliage.
- Le vanadium et le tungstène, accompagné en général d'une augmentation de la teneur en chrome, pour améliorer la résistance aux hautes températures..., etc.

Une des manières d'éviter la corrosion consiste à mettre une quantité importante de chrome dans l'acier : le chrome réagit avec le dioxygène de l'air et forme une couche d'oxyde de chrome  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  selon la réaction suivante :  $4 \text{Cr} + 3 \text{O}_2 \rightarrow 2 \text{Cr}_2\text{O}_3$ .

Cette couche compacte, adhérente et protectrice est appelée « couche passive ». Elle forme une barrière séparant l'acier de son milieu. En temps normal, elle est invisible car très fine. Ainsi, contrairement à son nom, l'acier n'est pas inoxydable. En effet, il s'oxyde rapidement, et un oxyde protecteur empêchant sa destruction.

Par rapport à une électrode à hydrogène de référence, le potentiel des aciers inoxydables se situe entre le molybdène et le mercure, à environ -1,66 V/ENH ce qui le place non loin du platine (élément pour lequel sa résistance à la corrosion est très forte) [19].

### **I.4.3. Etude des aciers inoxydables**

#### **I.4.3.1. Etat structural**

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

- En dessous de 910 °C, le fer a une structure cubique centrée, c'est le fer  $\alpha$  ou ferrite.
- De 910 °C à 1400 °C, le fer se transforme en fer  $\gamma$  ou austénite dont la structure est cubique à faces centrées.
- Une nouvelle transformation intervient de 1400 °C à 1538 °C pour donner le fer  $\delta$  dont la structure est à nouveau cubique centrée [3].

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

Fer $\alpha$ (ferrite) ( $T < 910\text{ C}^\circ$ )	Fer $\gamma$ (austénite) ( $910\text{ C}^\circ < T < 1400\text{ C}^\circ$ )	Fer $\delta$ ( $T > 1400\text{ C}^\circ$ )
Structure cubique Centrée	Structure cubique à faces centrées	Structure cubique centrée

**Tableau I-1.** Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes [3].

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

- **Eléments alphagènes**

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

- **Eléments gammagènes**

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

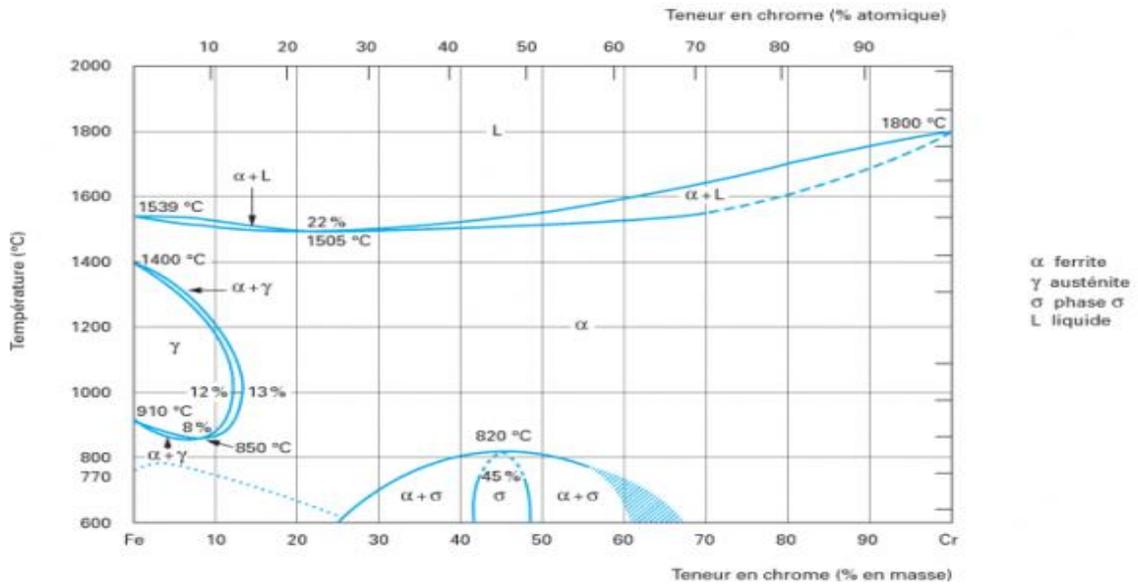
C'est sur ces bases que plusieurs diagrammes ont été proposés, les digrammes Fe-Cr et Fe-Cr-Ni nous renseignons sur la structure des aciers inoxydables.

### I.4.3.2. Diagrammes d'équilibre de phases

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

- **Système Fer-Chrome**

Le diagramme binaire complet à l'équilibre fer-chrome illustré dans la *figure I.5* montre que l'existence de la phase  $\gamma$  est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « boucle  $\gamma$  » ; cette situation étant due au chrome qui compte tenu de sa structure cristallographique favorise le développement du domaine  $\alpha$  [9,19].



**Figure I-5.** Diagramme d'équilibre de phases du système Fer-Chrome [19].

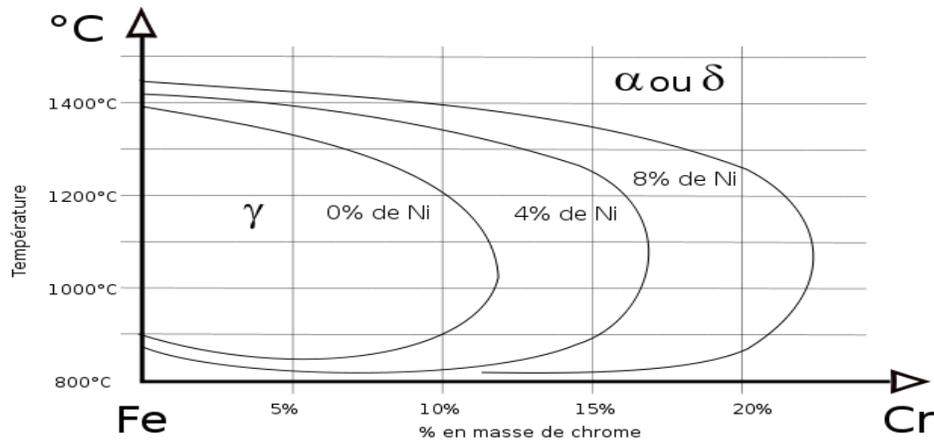
Comme on peut le voir le diagramme peut être délimité en deux régions :

- Cr < 13% : ou les alliages peuvent subir une austénitisation totale (100%  $\gamma$ ) ou partielle ( $x\% \alpha + y\% \gamma$ ) à travers des traitements requis bien sûr.
- Cr > 13% : ou les alliages ne peuvent qu'être ferritique [3].

- **Système Fer-Chrome-Nickel**

En totalité ou au moins partiellement. La *figure I.6* montre une coupe verticale du diagramme Fe-Cr-Ni. On voit que l'importance de la transformation austénite  $\rightarrow$  ferrite varie avec la teneur en nickel. Mais il faut noter que la présence de nickel en fortes proportions engendre une hystérèse importante lors de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  à un point tel que l'austénite va rester parfaitement stable à la température ambiante, notamment lorsque la teneur en carbone de l'acier ne sera plus nulle.

L'effet gammagène du nickel est cependant beaucoup plus faible que celui du carbone. Si, par convention, l'effet gammagène du nickel est affecté d'un coefficient égal à l'unité, celui du carbone est généralement affecté d'un coefficient égal à 30 [2,9].



**Figure I-6.** Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle  $\gamma$  [3].

#### I.4.4. Influence des éléments d'addition

- **Le Chrome :** C'est un élément stabilisateur de fer ( $\alpha$ ). Il est la cause de la passivation de l'acier et constitue et augmente la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique), au-delà de 12%, l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables [19].
- **Le molybdène :** C'est un élément formateur de fer ( $\alpha$ ). Il améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables en milieux réducteurs. En présence d'ions halogènes, il améliore en particulier la résistance à la corrosion par piqûres. De plus, il augmente la résistance du film passif et la résistance mécanique à chaud. L'alliage contenant 2 à 5% de molybdène, exposé à des températures de 500 à 1000°C pendant des durées allant de 1 à 1000 heures manifeste la formation de différents composés intermétalliques (altération de la résistance à la corrosion ainsi que les caractéristiques mécaniques) [2,19].
- **Le silicium :** C'est un élément également formateur de fer ( $\alpha$ ). Il améliore les propriétés d'emploi à haute température (la résistance à l'oxydation à chaud) mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage. A teneurs élevées et dans certaines conditions, il augmente la résistance à la corrosion par exemple en milieu concentrés d'acide nitrique. Il possède un effet sigma gène [2,19].
- **Le vanadium :** Formateur de fer ( $\alpha$ ), intervient qu'en faible quantité dans les aciers martensitiques au chrome par formation de carbures pour rendre des aciers insensibles à la surchauffe. De plus il élève la résistance mécanique à chaud [2,19].
- **Le titane :** C'est un formateur de ferrite. Il se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec le carbone pour former un carbure de titane et avec l'azote pour former un nitrure de titane dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion intergranulaire [3].
- **Le niobium :** Il s'agit d'un formateur de ferrite. Il se combine également avec le carbone dans les aciers au Cr et au Cr-Ni et s'oppose à la corrosion intergranulaire [3,19].

- **Le nickel** : C'est un élément stabilisateur du fer ( $\gamma$ ). Il élargit en effet le domaine d'existence de l'austénite en fonction de sa teneur jusqu'aux températures inférieures à 20°C. Il est avec le chrome un des plus importants éléments d'alliage des aciers inoxydables austénitiques. Le Ni améliore la résistance à la corrosion et renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension, et favorise la mise en œuvre par déformation plastique [3,19].
- **Le manganèse** : Il stabilise le fer ( $\gamma$ ) et n'a pas d'influence reconnue sur la résistance à la corrosion, Classé comme élément gammagène mais il joue toutefois un rôle alphasène pour des teneurs supérieures à 7% [3].
- **Le cuivre** : Il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid [19].
- **Le carbone** : Il favorise le fer ( $\gamma$ ). C'est l'élément essentiel non métallique de tous les aciers. Il élargit fortement le domaine austénitique. Son effet aux basses teneurs est d'environ 30 fois celui du nickel. Pour des raisons de corrosion chimique, la teneur en C est dans la plupart des cas maintenue très basse. Il provoque la formation de carbures de chrome  $Cr_{23}C_6$  en diminuant la résistance à la corrosion intergranulaire [3].
- **L'azote** : Stabilisateur d'austénite. Il agit comme le carbone. La solubilité de l'azote augmente dans les aciers au Cr et au Cr-Ni avec l'accroissement de la teneur en Cr. Dans les aciers austénitiques l'azote accroît la stabilité de l'austénite et les caractéristiques mécaniques sans compromettre les valeurs de ténacité. Il retarde l'apparition de composés intermétalliques dans les aciers austéno-ferritiques [19].
- **Le soufre** : Il améliore l'usinabilité par enlèvement de copeaux. L'augmentation de la teneur en S conduit cependant à remettre en cause la résistance à la corrosion ce qui est à considérer lors du choix des aciers dans certaines conditions de sollicitations [19].

### I.4.5. Classification des aciers inoxydables

On peut segmenter les aciers inoxydables par familles, en se fondant :

- Sur la composition chimique notamment teneurs en chrome et autres éléments alphasènes, en nickel et autres éléments gammagènes.
- Sur les principales propriétés d'utilisation (résistance à la corrosion, caractère réfractaire, résistance au fluage..., etc.).
- Et/ou sur la structure cristalline.

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

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

### **I.4.5.1. Les aciers inoxydables martensitiques**

Ce sont essentiellement des aciers contenant du chrome (11 - 18 %), nickel jusqu'à 6 % et éventuellement des petites quantités d'autres éléments.

Ces aciers peuvent augmenter leurs caractéristiques mécaniques de résistance à la traction, limite d'élasticité et de dureté, avec un traitement de trempe.

Les aciers martensitiques ont une structure tétragonale centrée qui se caractérisent en générale par une dureté élevée, ductilité limitée, résistance à la corrosion plus au moins bonne [9].

### **I.4.5.2. Les aciers inoxydables ferritiques**

Ces aciers contiennent de 12 à 30% de chrome. La teneur en carbone ne dépasse pas 0,1%, ce qui n'autorise pas la trempe martensitique. Leurs éléments d'alliages sont le molybdène qui améliore la résistance à la corrosion localisée dans les milieux chlorés, et l'aluminium qui apporte une meilleure résistance à l'oxydation à chaud. Les aciers à 17% de chrome résistent bien à l'oxydation mais sont difficilement soudables. Ceux contenant plus de 20% de chrome ont une excellente résistance à l'oxydation et au fluage à haute température et sont dits réfractaires. La nuance ferritique la plus connue est le 430 (ASTM), qui contient 17% de chrome. On l'utilise surtout pour des applications domestiques peu coûteuses et pour des revêtements.

### **I.4.5.3. Les aciers inoxydables austénitiques**

C'est la famille la plus importante des aciers inoxydables. Ils contiennent comme principaux éléments d'alliage du chrome (16 à 35%) et du nickel (7 à 26%). La teneur en carbone est inférieure à 0,12%. Ces aciers sont ductiles, résistants aux chocs et amagnétiques. La présence de nickel améliore la résistance à la corrosion générale et l'usinabilité. A partir de 20% de nickel, on obtient une augmentation de la résistance à la corrosion sous tension. Leur résistance à la corrosion est excellente même à haute température. Ces aciers sont utilisés dans les industries chimiques, alimentaires, pharmaceutiques, automobiles et papetières. La nuance la plus connue est le 18/8 (ou 304) utilisé dans la plupart des applications alimentaires.

### **I.4.5.4. Les aciers inoxydables austéno-ferritique « DUPLEX »**

Ces aciers ont une structure mixte. Ils sont dérivés des aciers austénitiques par diminution de la teneur en nickel et augmentation de la teneur en chrome. Ils contiennent de 22 à 27% de chrome et de 4 à 8% de nickel. Ces aciers peuvent également contenir du molybdène, du cuivre et de l'azote comme éléments d'addition, pour améliorer les propriétés de la résistance à la corrosion généralisée et localisée. Ils sont un compromis entre les austénitiques et les ferritiques leur limite d'élasticité est très supérieure à celle des austénitiques et ils n'ont pas la fragilité des ferritiques.

Ces aciers sont obtenus en refroidissant une composition chimique à 1100°C du domaine biphasé. La phase gamma reste métastable et la phase delta reste inchangée, on obtiendra à

la fin une structure mixte ( $\delta+\gamma$ ) identique à celle à l'équilibre à haute température. Les taux d'austénite et de ferrite sont équilibrés pour contenir entre 40 et 60 % de ferrite.

Les aciers austéno-ferritiques ont connu un essor important ces dernières années. Ils peuvent être utilisés pour la construction d'appareils chimiques, dans l'industrie pétrolière lors du transport de pétrole brut et des gaz naturels, ainsi que dans la construction de plateformes de forage. Leur coût reste toutefois élevé. Notons aussi que ces aciers présentent un très bon comportement au soudage [3].

Les aciers duplex peuvent être classés en quatre sous-groupes :

**1- Sous-groupe 1 :** La seule nuance dans ce groupe est le 2304. Seulement sa résistance n'est pas aussi élevée que les aciers inoxydables austénitiques, le 2304 est considéré comme un acier inoxydable performant vu qu'il contient une faible teneur en carbone et une teneur élevée en azote qui procurent des propriétés élevées en matière de résistance à la corrosion.

Il est aisément soudable et il présente une dureté élevée ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion sous contraintes que l'acier 316L.

**2- Sous-groupe 2 :** Dont la nuance est le 2205, ce type d'acier est le plus utilisé des duplex parce qu'il présente des propriétés performantes en matière de résistance à la corrosion, facilité d'élaboration, ainsi qu'en matière de prix de revient. Ces aciers ont une résistance élevée à la corrosion sous contrainte supérieure à celle des aciers austénitiques 316L.

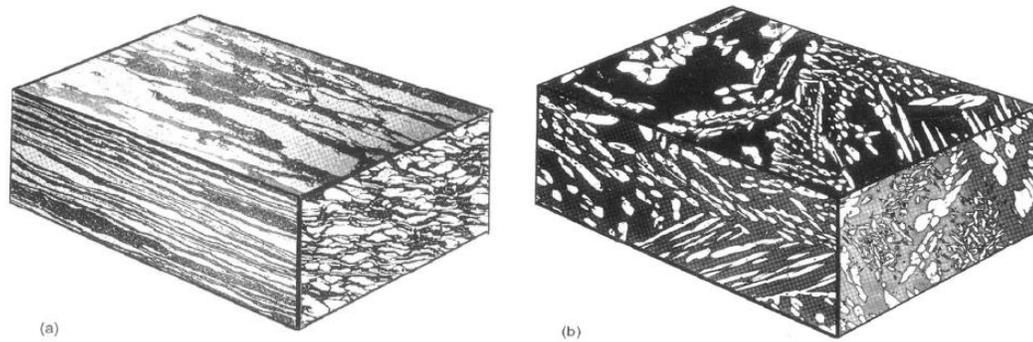
**3- Sous-groupe 3 :** Ces aciers contiennent aux alentours de 25% de chrome, cette teneur élevée contribue à une meilleure résistance à la corrosion localisée comparé au groupe précédent par contre il a une faible résistance à l'eau de mer.

Le chrome confère une très bonne résistance dans les milieux acides, par contre une teneur élevée de ce dernier accélère la cinétique de précipitation des phases nuisibles qui conduit à l'endommagement de l'acier d'où la nécessité d'un traitement thermique adéquat.

**4- Sous-groupe 4 :** C'est les plus alliés de toute la famille des aciers inoxydables la teneur élevée en Chrome, Nickel, Azote, Molybdène, confère une meilleure résistance à la corrosion ainsi qu'une dureté élevée. Ces aciers ont une très bonne résistance à la corrosion par piqure et par crevasses. D'ailleurs ce groupe est appelé le groupe des super-duplex [22].

### I.4.6. Microstructure des aciers duplex

Les aciers inoxydables austénoferritiques 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 1.7* montre une structure typique, caractérisant les états de moulage et de laminage d'un acier inoxydable duplex.



**Figure I-7.** Microstructure typique d'un acier inoxydable duplex : a) laminé, b) moulé [15].

Lors de la solidification, il semble que la phase ferritique apparaît d'abord et que la phase austénitique germe ensuite dans la phase  $\delta$ . La structure finale se compose donc d'îlots d'austénite dans une matrice ferritique. Chacune des phases est polycristalline. 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 [15].

### **I.5. Conclusion**

Les aciers jouent un rôle très important dans l'industrie des métaux ferreux à cause de leurs propriétés et leurs comportements dans différentes conditions.

Aujourd'hui, l'application de ces aciers s'est étendue à presque tous les domaines : Industrie automobile, construction navale, tuyauterie, récipients sous pression, construction de bâtiments, ponts et réservoirs de stockage. Grâce à sa grande résistance, sa ténacité et sa meilleure formabilité.

# ***Chapitre II***

*Généralités sur le soudage*

## II. Chapitre II. Généralités sur le soudage

### II.1. Introduction

On estime aujourd'hui que 60 à 80% de la production mondiale de l'acier est destinée à la fabrication des produits soudés. Le soudage est utilisé dans les domaines de la fabrication et des assemblages métalliques à partir de la microélectronique jusqu'à la fabrication de grands corps de presses hydrauliques [16].

### II.2. Définition

Le soudage est un procédé d'assemblage ; il permet de relier deux pièces de manière à assurer la continuité physique entre les parties à assembler.

En soudage, on doit distinguer deux situations :

- Les deux matériaux à assembler ont la même composition chimique et le métal d'apport s'il est utilisé, est tel que le cordon de soudure aura une composition très voisine de celle du métal de base ; on parle alors du soudage « homogène ».
- Les deux matériaux à assembler sont :
  - De natures différentes ;
  - Identiques avec un métal d'apport tiers ;
  - De natures différentes avec un métal d'apport tiers, on parle alors du soudage « hétérogène ».

De même, il est possible d'assimiler à un assemblage hétérogène, une soudure entre deux tôles de même matériau avec un métal d'apport de nature identique ou similaire. Dans ce cas, en effet, les transformations métallurgiques qui ont pu avoir lieu dans le cordon de soudure peuvent rendre cet assemblage hétérogène d'un point de vue microstructural et donc au final d'un point de vue comportement mécanique.

La continuité physique peut être obtenue en faisant ou en ne faisant pas intervenir la fusion des métaux à assembler, c'est ainsi qu'on pourra distinguer entre le soudage sans fusion (par induction, par friction...) et le soudage avec fusion obtenu par tous les procédés de soudage aux gaz, à l'arc, par faisceau d'électrons, par faisceau laser [23].

### II.3. Les différents procédés de soudage

Il existe plusieurs procédés de soudage qui diffèrent et qui sont classés selon la nature d'énergie mise en œuvre. La *figure II.1* présente le classement de ces procédés de soudage en fonction de l'énergie.

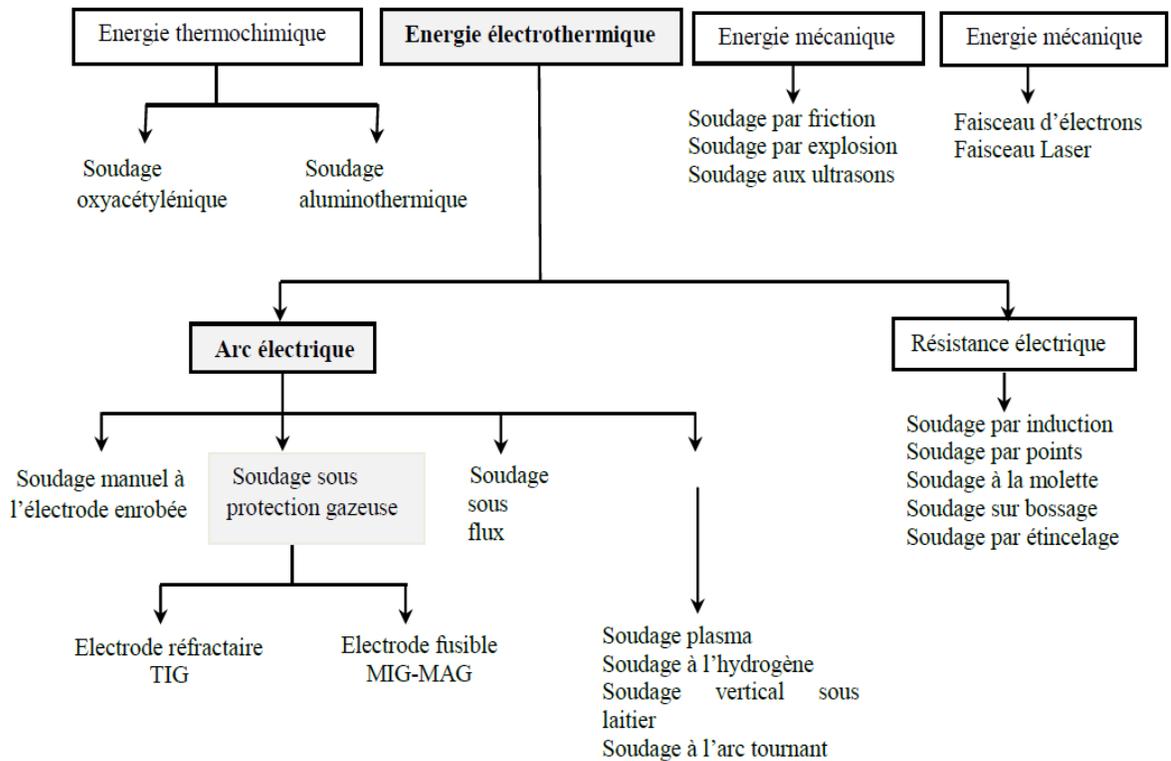


Figure II-1. Classification des procédés de soudage [24].

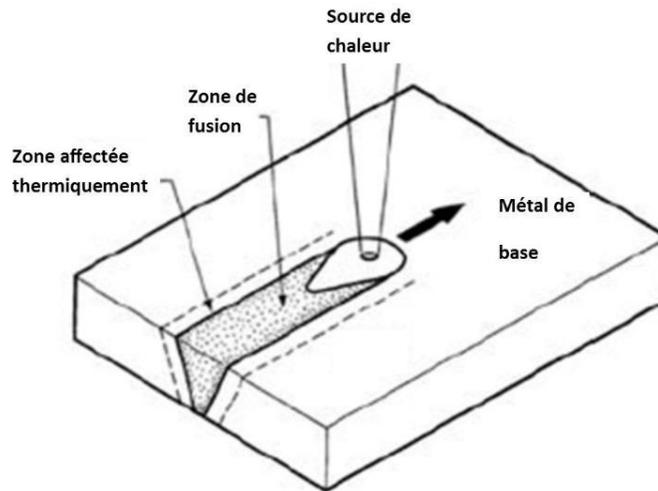
## II.4. Généralités sur le soudage par fusion

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

Le métal fondu et métal échauffé vont subir un cycle thermique qui se caractérise par :

- Un chauffage très rapide jusqu'à une température variant entre la température de fusion et la température initiale du métal.
- Un refroidissement immédiat dont la vitesse dépend des conditions opératoires de soudage, (et notamment de l'épaisseur des pièces à assembler, des paramètres de soudage, de la géométrie du joint...). Généralement, ce refroidissement est assez rapide.

Ainsi donc, après refroidissement, un joint soudé est constitué, quel que soit le procédé de soudage utilisé, d'une zone fondue (ZF) et de La ZAT qui est la zone la plus proche de la zone fondue (la soudure), et qui a subi des transformations structurales suite aux cycles thermiques de soudage et le métal de base non affecté (MB).



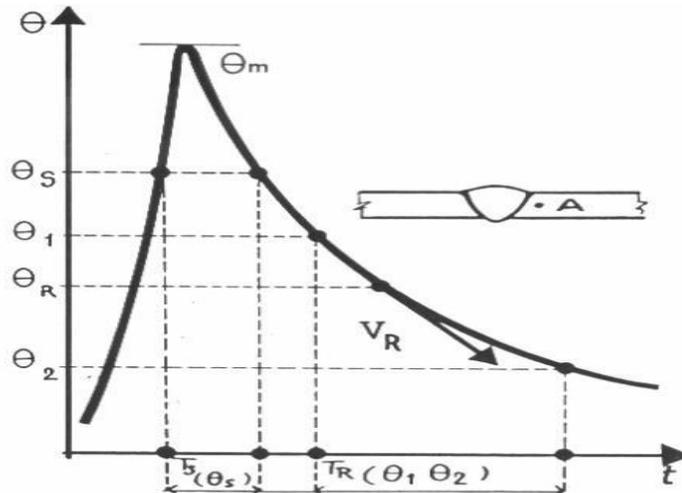
**Figure II-2.** L'interaction entre la source de chaleur et le métal de base [25].

La *figure II.2* montre l'interaction entre la source de chaleur et le métal de base. On distingue trois régions distinctes dans la soudure : la zone fondue (ZF), la zone affectée thermiquement (ZAT), et le métal de base (MB) [25].

### Les cycles thermiques de soudage

La courbe  $\theta = f(t)$  de la *figure II.3* nous renseigne sur les grandeurs suivantes :

- La température maximale atteinte  $\theta_m$ .
- Le temps  $T_s$  de séjour au-dessus d'une température  $\theta_s$ .
- La loi de refroidissement, traduite par le temps de refroidissement  $T_r(\theta_i, \theta_j)$  entre deux température  $\theta_1$  et  $\theta_2$  ou par la vitesse de refroidissement  $V_R$  à une température  $\theta_R$ .

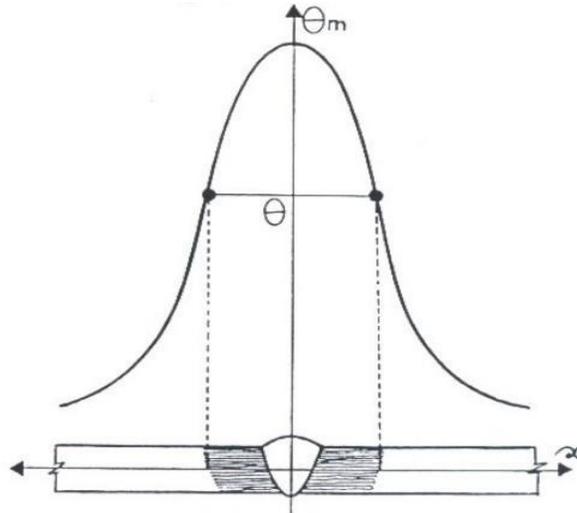


**Figure II-3.** Variation de la température  $\theta$  en fonction du temps  $t$  [17].

L'interprétation métallurgique de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert, comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte. A cette condition de température s'ajoutent une ou plusieurs conditions de temps, qu'il s'agisse de réchauffement, du séjour à température ou du refroidissement.

Pour interpréter les phénomènes qui prennent naissance, durant l'opération de soudage, en un point donné de l'assemblage, il faut donc connaître le cycle thermique de soudage, c'est-à-dire la variation de la température en fonction du temps [20].

La *figure II.4* donne la variation de la température maximale  $\theta_m$  atteinte en chaque point en fonction de la distance  $x$ .



**Figure II-4.** Variation de la température  $\theta$  en fonction de la distance  $x$  [17].

Ainsi déterminées, en un point de l'assemblage, les grandeurs associées au cycle thermique nous permettent d'accéder à la connaissance ou à la prévision des phénomènes métallurgiques qui prennent naissance en ce point. Par exemple, la répartition thermique aux alentours d'une soudure. Cette répartition se détermine par le tracé de la courbe  $\theta_m = f(x)$ .

Durant le cycle de soudage, des changements microstructuraux dans le métal de base sont provoqués. Ces modifications dépendent de la température maximale atteinte et de la cinétique de refroidissement en ce point. Après le soudage, on distingue successivement les zones suivantes :

- Métal de base (MB) : métal des pièces à assembler.
- La zone affectée thermiquement (ZAT) : c'est une partie du métal de base qui n'a pas été fondu, mais elle a subi des modifications microstructurales à cause de la chaleur du soudage.
- La zone de liaison (ZL) : c'est la frontière entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue.
- La zone fondue (ZF) : c'est une zone de métal fondu après solidification.

### II.5. Soudage TIG

Le soudage TIG « Tungsten Inert Gas » ou GTAW « Gas Tungsten Arc Welding » est un procédé qui utilise comme source de chaleur, un arc jaillissant entre une électrode non fusible, généralement en tungstène, et la pièce à souder. La protection du bain de fusion est assurée par un gaz de protection inerte : argon, hélium ou un mélange des deux. Le procédé peut être utilisé sans ou avec métal d'apport.

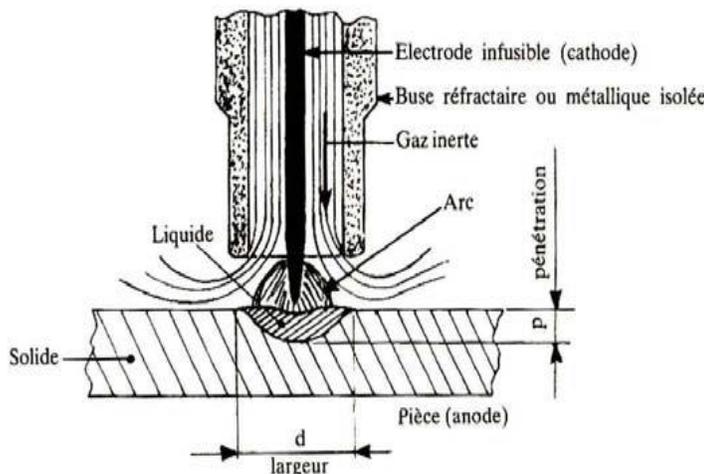
Le procédé TIG est un procédé majeur dans l'industrie pour produire des soudures de très haute qualité sur les matériaux les plus divers [26].

L'utilisation de métal d'apport dans ce procédé s'effectue sous deux formes, soit sous forme de baguette maniée manuellement par l'opérateur, soit sous forme de fil d'apport contrôlé automatiquement [27].

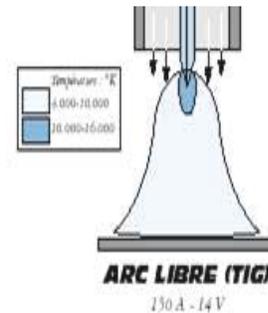
### II.5.1. Principe de soudage TIG

A l'aide d'un courant électrique, on fait jaillir dans une veine d'argon un arc électrique, entre une électrode infusible de tungstène et la pièce à souder de polarité opposée (*figures II.3 et II.4*). Cet arc électrique engendre un champ magnétique auto induit qui crée à son tour des forces électromagnétiques qui vont entraîner le gaz en projection vers la surface de la pièce.

L'énergie calorifique provenant du plasma constitué des particules d'ionisation du gaz de protection, des électrons de l'arc électrique et d'éléments métalliques vaporisés, permet de faire fondre localement la pièce formant ainsi le joint soudé après refroidissement.



**Figure II-5.** Principe du procédé de soudage TIG simple flux [28].



**Figure II-6.** Forme de l'arc électrique de soudage TIG [28].

La chaleur générée par l'arc électrique  $H$  est donnée par :  $H = E.I/v$  (J/mm),

Avec  $E$  : tension de l'arc (V)

$I$  : intensité du courant (A)

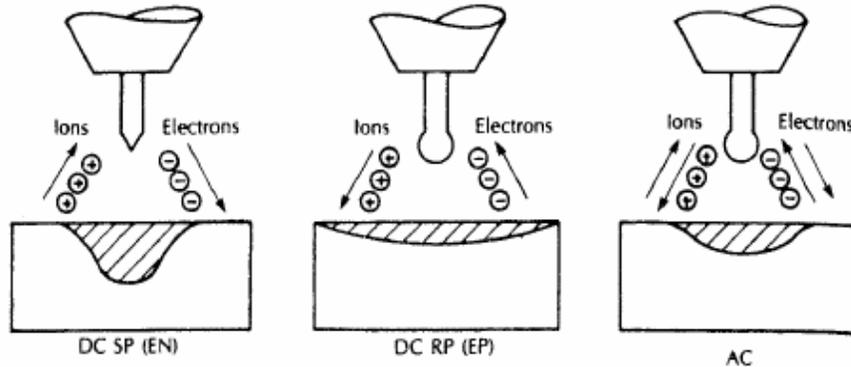
$v$  : vitesse d'avance de la torche (mm/s)

Cependant, à cause des faibles pertes électriques de l'arc, toute la chaleur n'est pas transmise à la pièce à souder. La chaleur réellement transmise est  $H_n = f_1.E.I/v$  où  $f_1$  est le coefficient d'efficacité du transfert de chaleur qui est à peu près égal à 0,7 pour le procédé de soudage TIG.

## II.5.2. Paramètres technologiques

- Nature du courant de soudage

Les procédés de soudage à l'arc peuvent être utilisés en courant continu (DC), avec l'électrode négative (EN) ou positive (EP), ou en courant alternatif (AC). Ces différentes configurations présentées sur la *figure II.7* se traduisent par des différences de morphologies du bain de fusion.

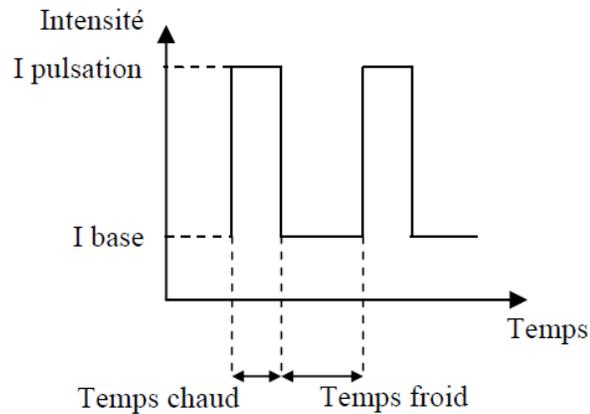


**Figure II-7.** Caractéristiques des modes de fonctionnement possibles pour le soudage TIG [28].

En courant continu, lorsque l'électrode est connectée à la borne négative (DC-), les électrons sont émis de l'électrode de tungstène vers la pièce de travail de polarité positive. Ces électrons hautement énergétiques rentrent en collision avec la pièce en abandonnant leur énergie cinétique et génèrent un échauffement considérable. Il en résulte une pénétration importante, un cordon de soudure étroit mais aussi un apport de chaleur significatif pouvant induire des contraintes résiduelles et des déformations non désirables. Cependant ce mode est le plus employé pour des procédés comme le TIG où l'électrode est non consommable.

Lorsque l'électrode est connectée à la borne positive (DC+) l'effet de l'apport de chaleur des électrons par leur énergie cinétique se concentre sur l'électrode plutôt que sur la pièce de travail. Ceci nécessite un refroidissement plus important des électrodes et cela engendre un cordon moins pénétrant, plus large, et un faible échauffement de la pièce de travail. De plus les ions positifs qui rentrent en collision avec la pièce de travail en provenance de l'électrode positive ont un effet nettoyant sur la surface oxydée. Ce mode de soudage est préconisé pour le soudage de faibles épaisseurs des métaux s'oxydant rapidement.

Le courant continu en mode pulsé engendre une succession de temps froids, avec maintien de l'arc, et de temps chauds (pics d'intensité) assurant la pénétration (*figure II.8*). Cette technique permet de mieux maîtriser l'énergie apportée à la pièce.



**Figure II-8.** Cycle d'apparition du courant pulsé [28].

Enfin le courant alternatif peut être utilisé pour alterner les avantages des deux modes cités précédemment durant la moitié des cycles ; la pénétration est assez bonne avec une action de nettoyage des surfaces oxydées.

- **Intensité et vitesse de soudage**

L'intensité et la vitesse de soudage sont les paramètres les plus importants à contrôler parce qu'ils sont directement liés à la profondeur de pénétration, à la largeur du bain de fusion, et à la qualité du joint soudé. L'intensité affecte également la tension si la longueur de l'arc (distance entre la pointe de l'électrode et la pièce à souder) est fixée.

- **Nature de l'électrode**

L'électrode est généralement composée d'un alliage de tungstène avec 2% de  $\text{ThO}_2$  ; l'ajout de thorine entraîne une plus grande émissivité que le tungstène pur et de ce fait une plus grande efficacité du courant produit. La forme de la pointe de l'électrode peut affecter la forme du bain de fusion et généralement les pointes des électrodes utilisées en courant direct prennent une forme conique.

- **Gaz de protection**

Le soudage à l'air est pratiqué avec l'utilisation de techniques de protections gazeuses adaptées. Pour le soudage TIG l'électrode est protégée par un gaz inerte comme l'argon ou l'hélium (ou un mélange des deux) pour empêcher sa dégradation. Ces gaz servent également de gaz de protection, et comme la géométrie de l'électrode, ils peuvent être optimisés pour réaliser des cordons pénétrants ou plus mouillants. L'argon est le gaz le plus utilisé actuellement dû à un moindre coût et à son faible potentiel d'ionisation qui favorise la formation d'un plasma au passage de l'arc électrique. De plus, l'argon étant plus lourd que l'hélium, il reste plus facilement sur la surface de soudage assurant ainsi une meilleure protection. On notera que l'utilisation de l'hélium, de part son potentiel d'ionisation élevé et sa meilleure conductivité thermique, conduit à une tension d'arc supérieure et donc à une énergie transférée plus importante.

Cependant sa densité plus faible entraîne une distribution spatiale de température plus large. Le débit optimal de gaz ne doit pas perturber le bain liquide et un écoulement laminaire est préférable [28].

## II.6. La soudabilité des aciers

A l'exception des tubes sans soudure, tous les aciers sont soudés deux fois, une fois lors de leur fabrication, une deuxième fois à la pose : la soudabilité est donc le deuxième critère de choix, après la résistance mécanique.

L'acier doit donc posséder de bonnes caractéristiques de soudabilité. Les propriétés de soudabilité de l'acier seront meilleures si la teneur en carbone est faible. Le rôle des autres éléments d'alliages n'est cependant pas négligeable.

Différentes définitions, sensiblement équivalentes, peuvent être accordées à la soudabilité. La soudabilité peut être définie comme étant la facilité avec laquelle un matériau ou des matériaux peuvent être soudés pour produire un joint acceptable.

L'Association Américaine de Soudage AWS (American Welding Society) définit la soudabilité comme étant la capacité d'un métal à être soudé dans des conditions de fabrication imposées à une structure particulière conçue de manière adaptée et à produire l'effet souhaité de manière satisfaisante.

L'institut International de Soudage IIW (The International Institute of Welding) donne la définition suivante de la soudabilité :

« On considère un matériau soudable à un degré donné lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement » [29].

La soudabilité est cependant à considérer selon différents niveaux :

- **La soudabilité opératoire**

Qui caractérise les possibilités d'utilisation d'un procédé pour réaliser un assemblage en un métal donné dans les conditions imposées, en assurant la continuité (métallique) par le biais de la solidification ou de la diffusion retenue comme mode d'obtention au travers du procédé mis en œuvre.

- **La soudabilité métallurgique ou locale**

Qui prend en considération les changements des propriétés du matériau au niveau de la soudure (ZF : Zone Fondue, ZL : Zone de Liaison, ZAT : Zone Affectée Thermiquement) par suite du cycle thermique, mécanique ou thermomécanique induit par le mode opératoire de soudage mis en œuvre, et l'aptitude du métal à subir sans dommage toutes les conséquences des phénomènes métallurgiques engendrés par ce dernier.

- **La soudabilité globale**

Qui prend en compte les modifications du comportement global de la construction soudée et caractérise son aptitude à résister sans dommage aux sollicitations d'épreuve et de service.

Dans le cas des aciers, la soudabilité est donnée par le concept du carbone équivalent  $C_{eq}$ , qui renseigne sur certains aspects de son comportement, notamment en ce qui concerne sa trempabilité et le risque de criquage dû à la présence d'hydrogène [30].

Il est fixé par l'Institut International de Soudage et donnée par la formule :

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15} \dots (1)$$

- Si  $C_{eq} \leq 0.40$ , on soude sans précaution.
- Si  $0.41 \leq C_{eq} \leq 0.60$ , on effectue un préchauffage avec une température comprise entre 100 à 250 °C.
- Si  $C_{eq} \geq 0.6$ , l'acier est difficilement soudable.
- Si  $C_{eq} > 0.7$ , l'acier est non soudable.

Un acier à taux de  $C_{eq}$  élevé risque de durcir dans les zones thermiquement affectées et est plus sujet au criquage dû à la présence d'hydrogène.

À  $C_{eq}$  constant, la soudabilité métallurgique serait constante et, plus le  $C_{eq}$  serait faible, plus le risque de fissuration à froid serait réduit [29].

### II.6.1. Soudabilité des aciers HSLA

Grâce à leurs carbone équivalent assez bas, les aciers HSLA présentent une très bonne soudabilité pour peu que quelques précautions soient prises pour remédier à la complication de leur opération de soudage.

➤ **Les risques de fissuration à chaud**

Ils sont très faibles pour ces aciers. Lorsque cette fissuration se produit, c'est généralement dans la zone du métal fondu sous l'effet des importantes contraintes résiduelles. La teneur du Mn dans le métal déposé est primordiale quant à ses caractéristiques mécaniques, ces derniers dépendent essentiellement du rapport :

- Mn/ S et Mn/ Si du métal déposé
- $Mn/S \geq 20$  : apporte une sécurité contre l'effet nocif du soufre,
- $Mn/Si < 3.5$  : donne un risque de fissuration due à la formation d'un silicate de fer et de manganèse [31].

➤ **Les risques de fissuration à froid**

Cette fissuration, lorsqu'elle se produit, est due à l'un de ces trois facteurs

- Fragilisation par l'hydrogène,
- Formation de structures fragiles,
- Contraintes subies par la soudure.

Pour se prémunir contre la fissuration à froid, il est primordial de respecter les recommandations suivantes :

- Utiliser une électrode de type basique (très basse teneur en hydrogène),
- Procéder à un étuvage afin d'éliminer toute humidité susceptible de se trouver dans l'enrobage.

### II.6.2. Soudabilité des aciers inoxydables duplex

Les aciers inoxydables duplex ont une bonne soudabilité (La présence de l'azote dans ces alliages améliore leur soudabilité), tous les procédés de soudage peuvent être utilisés. Toutefois, leur bonne soudabilité est conditionnée par le respect de certaines règles métallurgiques [32].

Au moment du soudage, 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  $\delta$ ) 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  $\sigma$ ) 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.

### II.7. Métallurgie de soudage des aciers HSLA

Comme le soudage est un procédé de fabrication ou de maintenance largement utilisé dans diverses applications, la maîtrise et la compréhension de la métallurgie du soudage de ces aciers est d'un intérêt essentiel pour leur mise en œuvre.

#### II.7.1. Formation de la zone affectée thermiquement (ZAT) dans l'acier HSLA

##### II.7.1.1. Le cas du soudage monopasse

Dans le cas du soudage monopasse d'un acier à 0,15 % de carbone, la soudure est constituée d'une succession de zones (*figure II.9*)

- Le métal fondu, dont les germes se solidifient par épitaxie sur les grains de la ZAT.

- Une zone de liaison entre le métal fondu et le métal de base, portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide et une phase liquide.
- Une zone à gros grains ( $1100 < T < 1495$  °C) où les grains austénitiques formés grossissent.
- Une zone à fins grains ( $Ac_3 < T < 1100$  °C) où la transformation austénitique est totale.
- Une zone de transformation intercritique ( $Ac_1 < T < Ac_3$ ) où la ferrite se transforme en austénite.
- Une zone subcritique ( $600$  °C  $< T < Ac_1$ ) où on ne constate pas de changement de phases, mais des phénomènes de revenu, recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui.
- Le métal de base ( $T < Ac_1$ ) n'ayant pas subi de transformation de phases.

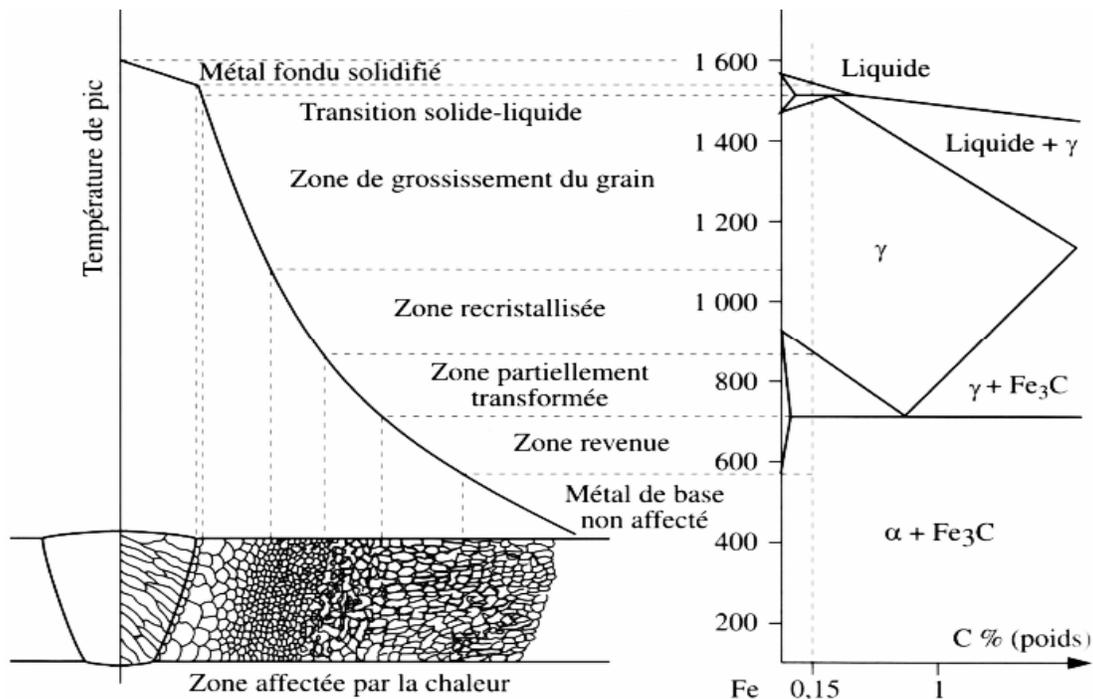


Figure II-9. Présentation schématique des différentes parties d'un joint soudé [33].

### II.7.1.2. Le cas du soudage multi-passes

Dans le cas du soudage multipasses, les microstructures observées sont plus nombreuses.

A l'exception de la dernière passe, tous les points de la ZAT subissent une succession complexe de réchauffages suite aux cycles thermiques des passes de soudage. On peut identifier dans la zone affectée thermiquement deux zones bien distinctes :

- La zone à gros grains, adjacente au métal fondu possède une structure bainitique formée à partir de grains d'austénite, qui peuvent contenir des composés martensite-austénite résiduelle.
- La zone à grains fins, possède une taille de grains d'austénite initiale d'environ 2 à 20  $\mu\text{m}$  de diamètre.

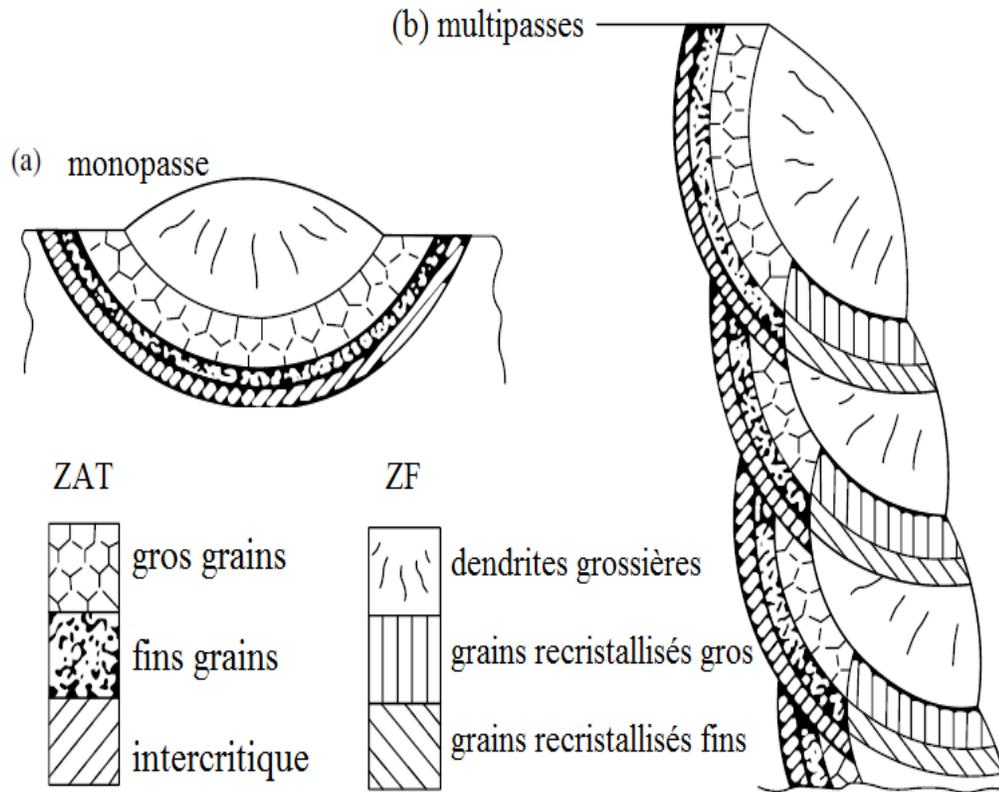


Figure II-10. Microstructures en ZAT en fonction des cycles thermiques [33].

## II.7.2. Microstructures de la zone affectée thermiquement

La zone affectée par la chaleur générée par le cycle thermique de soudage montre une microstructure complexe recristallisée, et selon les conditions de refroidissement et la composition de l'alliage, différentes transformations de phases à l'état solide peuvent se produire [34].

### a) Formation de ferrite proeutectoïde et de perlite

Un refroidissement à une vitesse suffisamment lente de l'austénite donne lieu à une transformation diffusionnelle avec la formation de ferrite proeutectoïde à la température de transformation  $Ae_3$  puis la formation de perlite (ferrite et carbure  $Fe_3C$ ) à la température eutectoïde  $Ae_1$  (figure II.11). Parmi les différents types de ferrite, présentes dans les aciers à bas carbone, on peut citer, la ferrite allotriomorphe et la ferrite de Widmanstätten.

La ferrite allotriomorphe se forme à haute température lors d'un refroidissement très lent. Par contre avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement c'est la ferrite de Widmanstätten qui se forme à la place de la ferrite allotriomorphe qui ne possède pas une cinétique assez rapide. Cette ferrite suit une transformation displacive et se forme préférentiellement pour des teneurs en carbone comprises entre 0.2 et 0.4% [35].

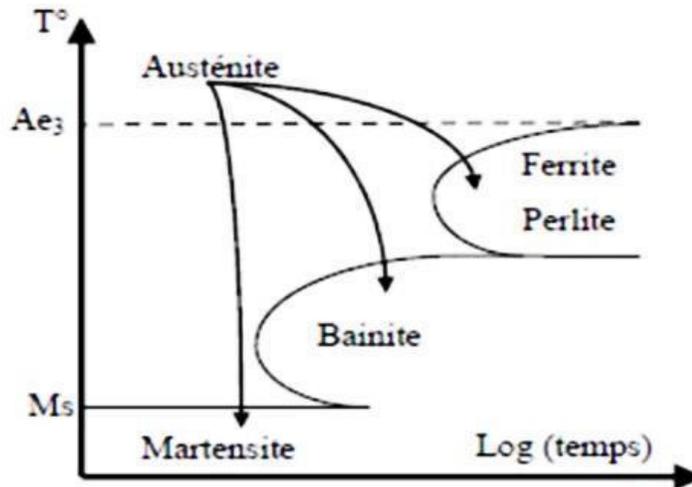


Figure II-11. Diagramme TRC [39].

### b) Formation de La bainite

La bainite se forme aux vitesses de trempe intermédiaires suite à la décomposition de l'austénite. Il s'agit d'un agrégat de ferrite et de carbures de fer qui est différent de la perlite. La bainite se forme, en conditions de trempe isotherme, ou de refroidissement continu, à des températures comprises entre  $600\text{ }^\circ\text{C}$  et  $M_s$ . A ces basses températures de transformation, la diffusion des éléments d'alliage en substitution est insuffisante pour la transformation perlitique.

### c) Formation de la martensite

La martensite est obtenue lors du refroidissement très rapide de l'austénite stable à haute température. Dans le cas des aciers, l'austénite  $\gamma$  se transforme lors de la trempe en une solution solide de fer de structure quadratique centrée sursaturée en carbone, donc une phase métastable.

Pour des aciers à faible teneur en carbone, le paramètre de maille de la martensite reste très proche de celui de la maille du fer  $\alpha$ . La transformation de phase est de type displacive : la fraction de martensite formée dépend non pas du temps de maintien, mais uniquement de la température de trempe. Elle commence à la température  $M_s$ , dépendant uniquement de la composition chimique de l'alliage, et se termine à  $M_f$ . La température  $M_s$  est inférieure à la température  $Ae_3$  d'équilibre entre les phases austénitique et ferritique. La composition chimique de la martensite est identique à celle de l'austénite parente.

Dans certains cas, la teneur locale en carbone est tellement élevée que le point de transformation  $M_s$  se situe au-dessous de la température ambiante et que l'austénite est ainsi stabilisée. Ces mécanismes expliquent donc l'association de martensite et d'austénite au sein des composés M-A « mixtes ». Ces composés M-A jouent un rôle important dans la ténacité des ZAT lors du soudage des aciers de construction métallique [37].

## II.8. Métallurgie de soudage des aciers inoxydables

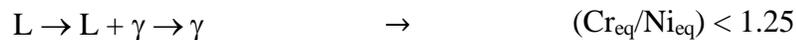
### II.8.1. Modes de solidification

Les microstructures qui se développent lors de la solidification des aciers inoxydables sont liées à la composition chimique des alliages et aux conditions de solidification [38].

Pour prédire le mode de solidification des aciers inoxydables, on se base en général sur le diagramme ternaire Fe-Cr-Ni. Cependant, étant donnés les conditions de non équilibre qui règnent durant la solidification de la soudure et la présence d'autres éléments d'alliage, celles-ci réduisent le domaine d'utilisation du diagramme en ce qui concerne la détermination des séquences de solidification.

La solidification peut se produire selon différents modes, en fonction de la composition chimique du matériau d'apport et de la vitesse de refroidissement. Ces modes sont illustrés par la *figure II.12* et sont décrits comme suit :

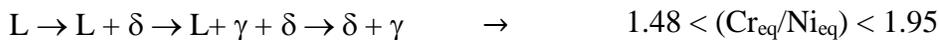
**Mode A (austénitique) :** Solidification de l'austénite primaire sans aucune formation de ferrite.



**Mode AF (austénite-ferrite) :** Solidification de l'austénite primaire avec formation de ferrite par une réaction eutectique.



**Mode FA (ferrite-austénite) :** Solidification de la ferrite primaire suivie de la formation d'austénite par décomposition de la ferrite à l'état solide.



**Mode F (Ferritique) :** Solidification de la ferrite primaire avec une nucléation et une croissance de l'austénite à l'état solide à l'intérieur de la ferrite.



La *figure II.12* montre les différents modes de solidification ainsi que la morphologie de la ferrite formée lors de la solidification.

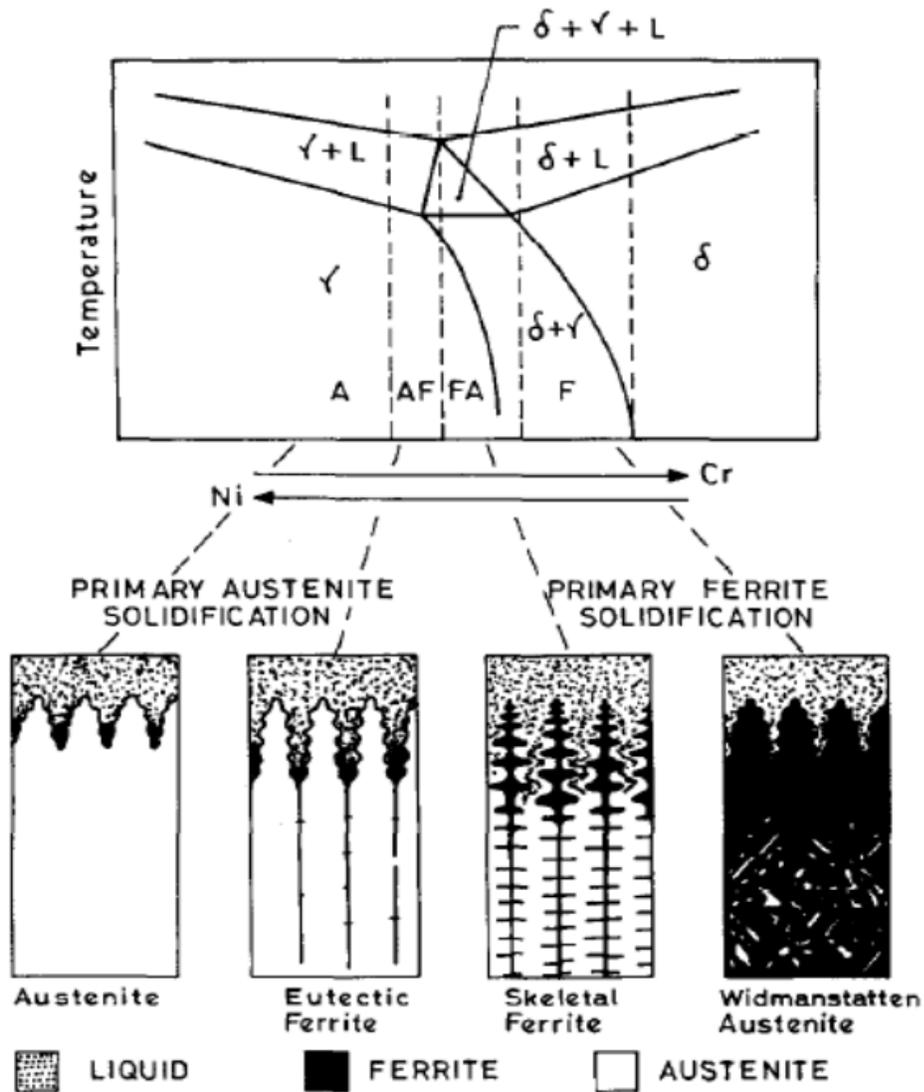


Figure II-12. Modes de solidification des aciers inoxydables [39].

### II.8.2. Microstructure de solidification et formation d'austénite

La structure de solidification des aciers inoxydables dépend des effets relatifs des éléments d'alliage qu'ils contiennent. Ces influences sont quantifiées par les relations exprimées en termes d'équivalents chrome et nickel ( $Cr_{eq}$ ,  $Ni_{eq}$ ), proposées par Long et Delon [45] :

$$(Cr)_{eq} = (\%Cr) + 1,5(\%Si) + (\%Mo) + 0,5(\%Nb).$$

$$(Ni)_{eq} = (\%Ni) + 0,5(\%Mn) + 30(\%C) + 30(\%N).$$

Les soudures d'aciers inoxydables duplex se solidifient en mode totalement ferritique. La zone fondue (ZF) présente une structure dendritique dont la composition chimique peut ne pas être homogène (par suite du processus de solidification plus ou moins rapide).

La microstructure de la soudure diffère de celle du métal de base, conséquence des variations dans la composition chimique et la totalité de son histoire thermique.

Dans le cordon de soudure, la solidification ferritique suit une trajectoire de croissance épitaxiale, du métal de base aux bords de la zone de fusion.

Dans le métal fondu, une microstructure dendritique se développe dans des conditions de refroidissement rapide et avec le sens de l'écoulement de la chaleur. La ségrégation des éléments d'alliage est associée à la solidification, à des vitesses de refroidissements typiques du soudage et cet effet peut être important du point de vue de la tenue à la corrosion. Aussi, la taille du grain ferritique, et son orientation, la teneur et la morphologie de la ferrite influencent les propriétés mécaniques de la soudure. La formation de l'austénite est associée à la redistribution du chrome, du nickel, du molybdène et de l'azote entre la ferrite et l'austénite.

La vitesse de refroidissement a une importante influence sur l'ampleur de la transformation. Une vitesse de refroidissement faible induit une formation de plus d'austénite, par contre une grande vitesse de refroidissement donne moins d'austénite. Cependant, comme la nucléation de l'austénite est plus facile aux joints de grains, une petite taille du grain ferritique, en principe, favorise des teneurs en austénite élevées. En général, les soudures des aciers duplex possèdent une teneur en ferrite comprise entre 30 et 70%, tout dépend de la composition et de la vitesse de refroidissement [43].

La composition et la vitesse de refroidissement de la plupart des métaux déposés ne donnent pas l'équilibre de la fraction d'austénite, ce qui rend la composition chimique du métal d'apport un paramètre très important.

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  $\delta/\gamma$  et la répartition de l'austénite dans le métal fondu.

Les métaux d'apport en soudage ont en général plus d'austénite que le métal de base, pour améliorer les propriétés mécaniques et de corrosion.

### II.8.3. Transformations en ZAT de l'acier inoxydable duplex

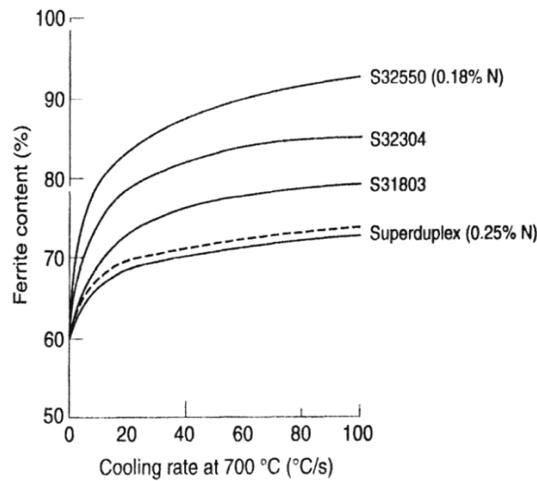
Dans les soudures des aciers austéno-ferritiques, la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone fondue (métal déposé) possède, à très haute température, une microstructure entièrement ferritique [40].

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 Widmanstätten et intragranulaire. L'existence d'une structure ferritique à grains fins augmente la densité de joints de grains et favorise la reformation de l'austénite. 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, et l'introduction de l'azote réduit la teneur en ferrite comme la largeur de la ZAT (*figure II.13*). et favorise la formation de structures Widmanstätten [43].

Si la vitesse de refroidissement est élevée, la quantité d'austénite formée est faible et la ZAT devient trop ferritique, ce qui affecte la ductilité et la ténacité de la soudure. Pour cette raison, les fortes vitesses de refroidissement sont à éviter lors du soudage des aciers austéno-ferritiques. Par ailleurs, des vitesses de refroidissement trop basses entraînent des temps de refroidissement élevés et sont donc susceptibles de provoquer un début de transformation de la ferrite en phases intermétalliques.

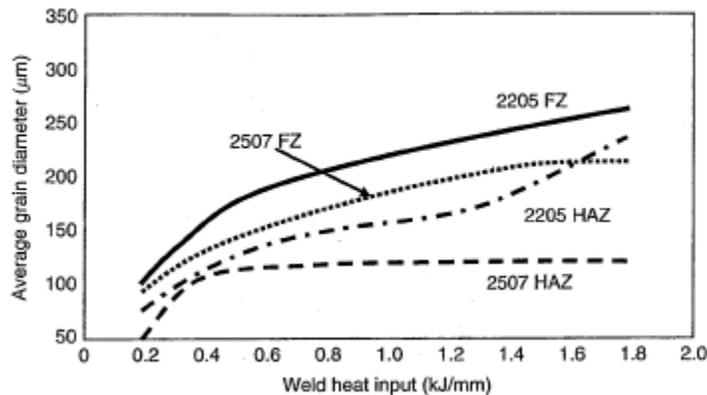
Pour obtenir la microstructure de soudure optimale à l'état brut de soudage, une maîtrise de la vitesse de refroidissement doit être assurée par un contrôle rigoureux de l'énergie de soudage et des températures interpasses [40].

Les soudures d'acier duplex (et superduplex) sont donc caractérisées par une élévation plus ou moins forte de la teneur en ferrite dans la ZAT [44].



**Figure II-13.** Effet de la vitesse de refroidissement sur le taux de ferrite dans la ZAT [43].

On note que la taille des grains ferritiques dans le métal fondu et la ZAT augmente avec l'apport de chaleur utilisé dans l'opération de soudage. Dans l'acier 2205 (*figure II.14*), la taille des grains augmente de presque 5 fois quand l'apport de chaleur passe de 0.25 à 1.7 KJ/mm.

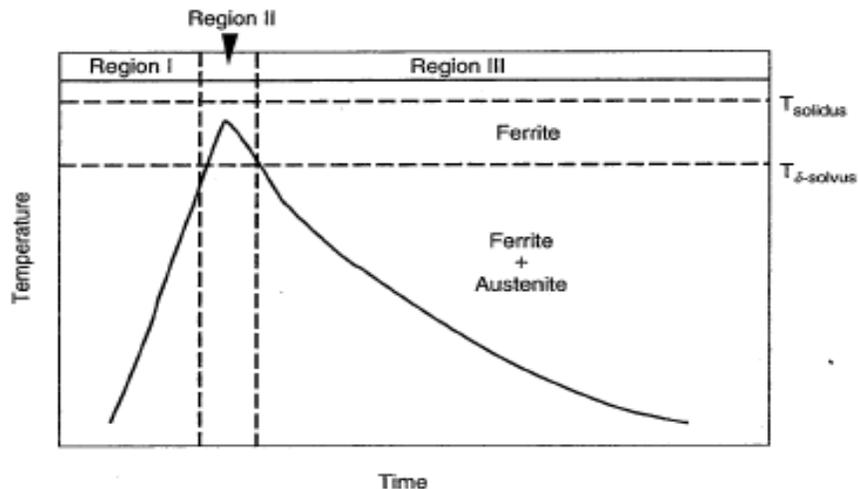


**Figure II-14.** Effet de l'apport de chaleur sur la taille des grains ferritiques [50].

La zone affectée thermiquement (ZAT) des soudures d'aciers duplex est constituée de deux parties principales : la zone de surchauffe (adjacente à la zone fondue) et la zone de recuit partiel (adjacente au métal de base).

Dans la zone de surchauffe, le cycle thermique d'un acier duplex 2205 à 0.1 % N peut être partagé en trois régions (*figure II.15*) :

- Région I : le niveau atteint par le cycle thermique déclenche la transformation  $\gamma \rightarrow \delta$  par un mécanisme de croissance contrôlée par diffusion. Cette transformation peut dans certains cas se poursuivre jusqu'à ce que toute l'austénite soit transformée en ferrite.
- 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 [52].



**Figure II-15.** Cycle thermique d'un acier duplex à 0.1 % d'azote obtenu dans la zone de surchauffe [52].

Dans la zone de partiellement recuite : on aura une transformation partielle de la ferrite, où l'équilibre de phases, dans cette zone, ne subit pas une grande modification [52].

## II.9. Soudage hétérogène entre l'acier inoxydable duplex et l'acier faiblement allié HSLA

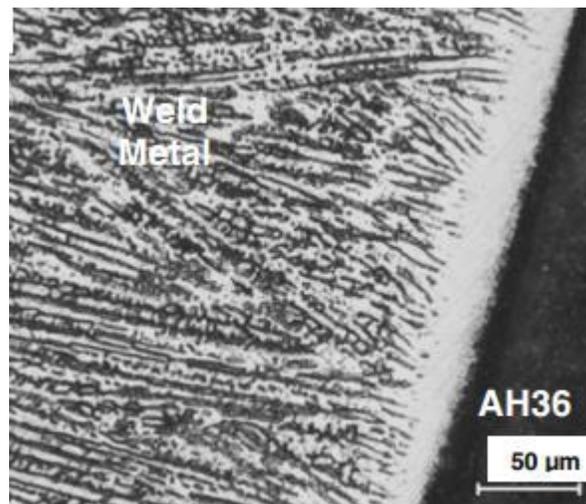
Le soudage hétérogène entre l'acier inoxydable et l'acier au carbone ou l'acier faiblement allié présente des défis importants du point de vue métallurgie et engineering.

Les propriétés des joints de soudure dissemblables sont influencées par de nombreux facteurs, à citer comme exemple : la migration du carbone du côté de l'alliage faiblement allié, les différents niveaux de contraintes résiduelles qui se créent entre les différentes régions du joint de soudure [47].

Lorsqu'un acier au carbone ou un acier faiblement allié est soudé avec un métal d'apport inoxydable austénitique, une zone de transition se forme au niveau de l'interface, entre la ligne de fusion et le métal de base, dans laquelle la répartition de la composition chimique, la microstructure, les contraintes et des propriétés mécaniques est très hétérogène. Cette zone est considérée comme la partie critique de l'ensemble du joint soudé [49].

Si le procédé de soudage n'est pas bien maîtrisé et contrôlé, des défauts de soudures peuvent subvenir dans les soudures hétérogènes, tels que les fissures et les dilutions, et détériorer ainsi les propriétés de l'assemblage soudé.

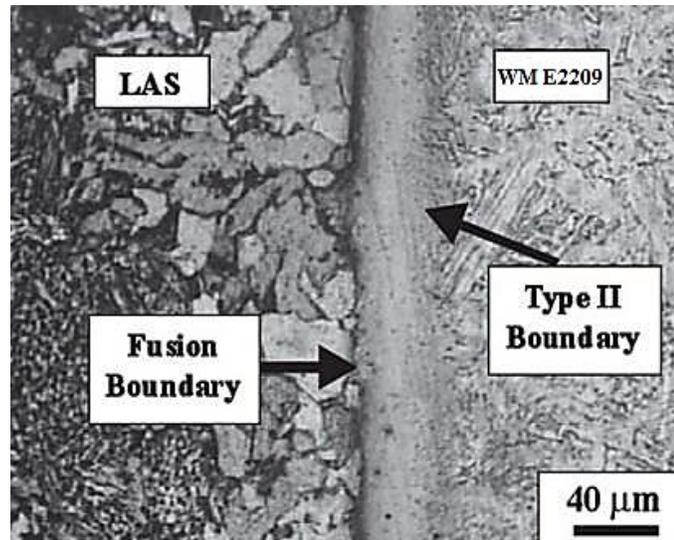
La *figure II.16* met en évidence clairement la zone de transition qui se produit lors du soudage hétérogène d'un acier austénitique et un acier faiblement allié (ASTM AH36) en utilisant un métal d'apport austénitique. Différentes appellations ont été utilisées pour désigner cette région, "Partially Mixed Zone", zone partiellement fondue, "Intermediate Mixed Zone", zone de fusion intermédiaire, ou la zone non fusionnée "Unmixed Zone". Weld metal: zone fondue [51].



**Figure II-16.** Zone de liaison d'une soudure entre un acier faiblement allié et une zone fondue austénitique [53].

P. Bala Srinivasan et Al ont étudié plus en détail cette zone de transition lors du soudage hétérogène entre un acier inoxydable duplex et un acier faiblement allié en utilisant deux métaux d'apport différents, austénitique et duplex. La caractérisation mécanique de cette soudure a montré que la dureté la plus élevée a été enregistrée au niveau de la zone de transition, dans une région étroite entre la ligne de fusion et la limite de type II (Type II boundary). Cette dureté élevée a été attribuée à la migration du carbone de l'acier faiblement allié vers la zone fondue (zone riche en chrome) qui a conduit à la formation de carbures et/ou de la martensite [54].

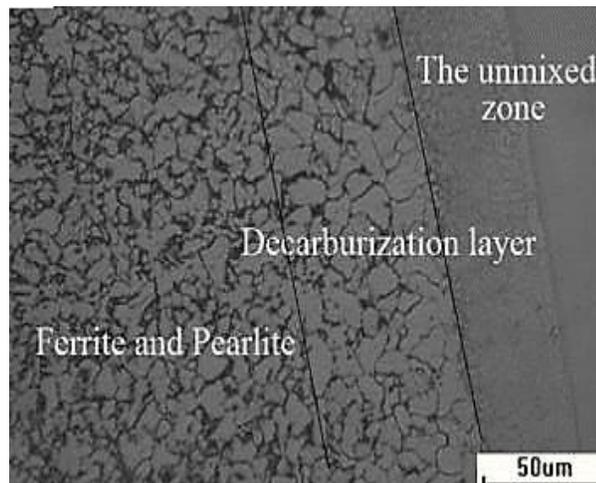
La *figure II.17* montre la structure au niveau de l'interface entre la zone fondue en acier inoxydable et la zone affectée thermiquement de l'acier faiblement allié.



**Figure II-17.** Microstructure à l'interface entre la zone fondue en acier inoxydable et la ZAT l'acier faiblement allié [54].

La migration du carbone en soudage hétérogène affecte aussi l'acier au carbone ou faiblement allié en produisant au niveau de la ZAT de ce dernier une zone molle appauvrie en carbone. Shaogang Wang et Al. [55] ont étudié l'effet du procédé de soudage sur les propriétés microstructurales et mécaniques de soudures hétérogènes entre un acier inoxydable duplex 2205 et un acier faiblement allié à haute limite d'élasticité 16MnR.

La *figure II.18* montre clairement les différentes régions générées dans cette soudure : Le métal de base de l'acier faiblement allié, la région décarburée, la zone de transition (unmixed zone) et la zone fondue.



**Figure II-18.** Microstructure à l'interface zone fondue – ZAT Acier 16MnR  
Decarburization layer : couche décarburée ; The unmixed zone : zone non fusionnée [55].

Les travaux de recherche concernant le soudage dissemblable par fusion d'aciers ferritiques qui ont des teneurs en chrome différentes, a montré que ces aciers subissent des transformations microstructurales importantes à l'interface de la soudure hétérogène.

La migration du carbone de l'acier faiblement allié vers l'acier fortement allié, qui se produit lors de l'exposition à des températures élevées, conduit à la formation d'une région appauvrie en carbone dans l'acier à faible teneur en Cr [57].

La microstructure qui en résulte est composée de ferrite grossière relativement molle exempte de précipitation.

Les travaux de Laha et al, ont montré que cette région composée de structure molle, comprise entre deux régions ayant des duretés et des résistances plus élevées, est le siège d'une concentration de contraintes plus importantes que dans les autres régions de la soudure hétérogène.

La redistribution du carbone a affecté aussi l'acier ayant une teneur en Cr la plus élevée. Le carbone qui s'est diffusé de l'acier faiblement allié pendant le soudage, s'est accumulé dans l'alliage à plus forte teneur en chrome adjacent à la ligne de fusion. L'augmentation localisée de la concentration en carbone conduit à la formation d'une bande contenant une forte densité de carbures et possédant une dureté très élevée, nettement supérieure à celle des deux alliages [58].

Pour atténuer la migration et la redistribution du carbone dans le soudage hétérogène, plusieurs méthodes ont été étudiées.

Anand, R, et al, ont proposé un beurrage des joints avant soudage avec de l'Inconel 182 (forte teneur en Nickel), ce qui va créer une barrière à la migration du carbone et empêche la redistribution du carbone, évitant ainsi la formation de zones dures et molles [59].

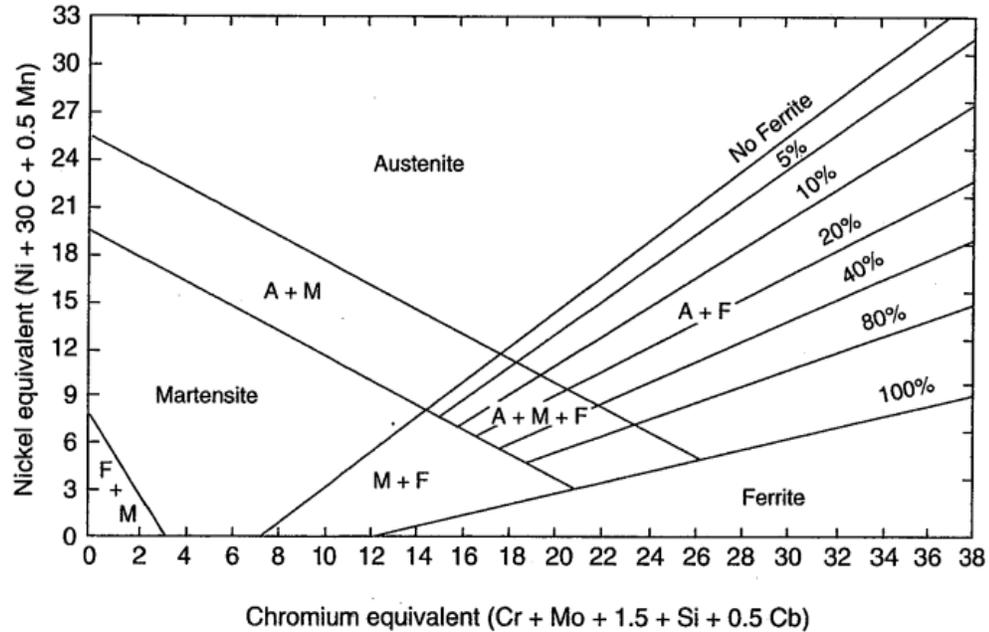
Une seconde méthode proposée pour atténuer les effets de la redistribution du carbone dans les soudures entre l'alliage P22 et P91 consiste à utiliser un métal d'apport de composition chimique intermédiaire. Dans ce cas la force motrice pour la redistribution du carbone serait faible.

La 3<sup>ème</sup> méthode pour procéder à l'atténuation des effets de la redistribution du carbone est l'utilisation de métaux d'apport qui contiennent des éléments possédant une plus grande affinité pour le carbone que le chrome, pouvant ainsi former des carbures. En utilisant ces alliages, les carbures qui peuvent se former vont « s'accrocher » au carbone et empêchent sa diffusion vers l'alliage à forte teneur en chrome [65].

Le contrôle de la microstructure dans la zone fondue en particulier au niveau de la 1<sup>ère</sup> passe, appelée (racine ou passe de fond), est d'une importance cruciale. En effet, une des préoccupations principales en soudage hétérogène concerne la constitution de la passe de racine, parce que la dilution est importante au niveau de cette passe. De plus, une région de transition va se créer entre la soudure et le métal de base.

En général, en soudage hétérogène, il est important de choisir un métal d'apport adéquat pour obtenir une austénite stable avec une petite quantité de ferrite surtout dans la 1<sup>ère</sup> passe.

Le diagramme Schäßfeler (*figure II.19*) peut être utilisé pour prédire la microstructure dans la zone fondue et de la zone de transition dans la soudure hétérogène.



**Figure II-19.** Diagramme Schäßfeler. ASM International [61].

### II.9.1. Région de transition

Dans la région de transition d'une soudure hétérogène la microstructure peut être différente d'une manière significative de celle de la ZAT et de la zone fondue et est le siège de gradients de concentrations et de phénomènes de diffusion. Par exemple, si le métal de base contient une concentration élevée en carbone par rapport à la zone fondue, alors lors du soudage, le carbone va diffuser de la ZAT vers la zone fondue. Ceci, va créer au niveau de l'interface à partir de la ligne de fusion une région étroite qui présente une dureté élevée, appelé généralement bande martensitique [62].

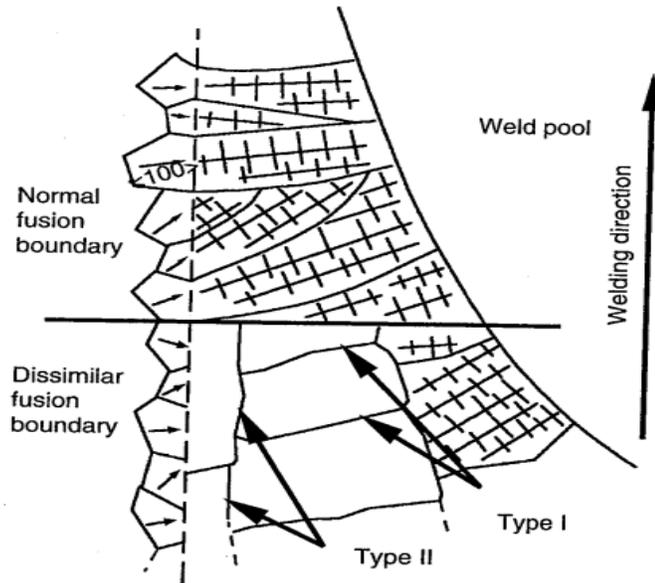
Si la zone fondue est riche en chrome et que le métal de base est pauvre en chrome, alors le carbone aura tendance à migrer de la ZAT vers la zone fondue pendant le traitement thermique post soudage.

L'évolution de la microstructure est assez complexe le long de la ligne de fusion d'une soudure hétérogène entre un acier inoxydable et un acier au carbone ou faiblement allié

En effet, quand le matériau de base est ferritique à des températures proches du point de fusion et que la zone fondue est austénitique, la croissance épitaxiale normale peut être supprimée. Il peut en résulter, la formation de ce qu'on peut appeler les «Limites de type II», (Type II boundaries) qui évoluent d'une manière grossière parallèlement à la ligne de fusion.

Contrairement aux « Limites de type I » (Type I boundaries) qui se produisent suite à la croissance en colonne des grains dans la zone fondue et sont orientées perpendiculairement à la ligne de fusion.

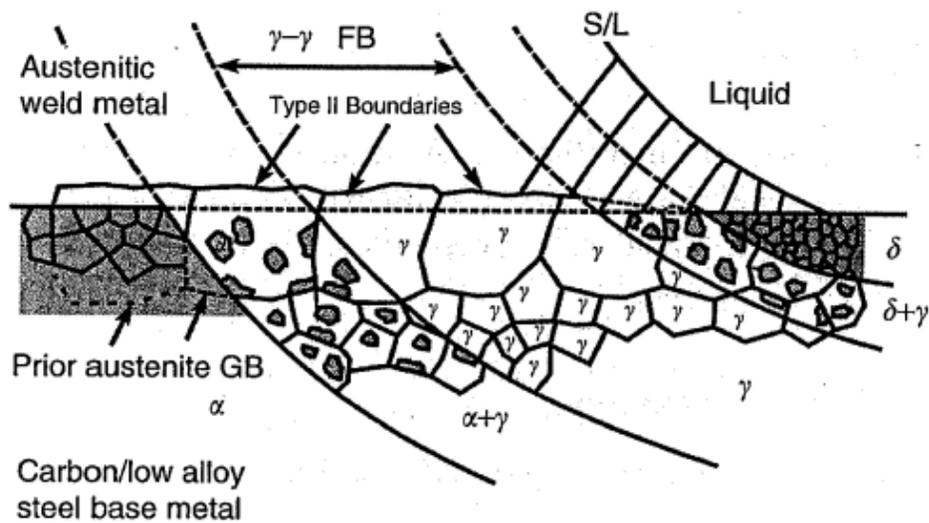
La *figure II.20* montre la formation de ces limites de type I et II lors de la solidification d'une soudure austénitique en contact avec un métal de base ferritique.



**Figure II-20.** Formation de ces limites de type I et II lors de la solidification d'une soudure austénitique en contact avec un métal de base ferritique [63].

La limite de Type II est essentiellement un joint de grain qui est parallèle à la ligne de fusion mais qui se localise à l'intérieur de la zone fondue à quelques microns de la ligne de fusion. Il a été montré que des fissurations ou des décollements peuvent se produire le long de ces joints, particulièrement lorsque des revêtements en acier inoxydable sont appliqués sur des aciers au carbone.

La *figure II.21* montre le mécanisme de formation de la limite de type II lors du soudage hétérogène entre un acier austénitique et un acier au carbone.



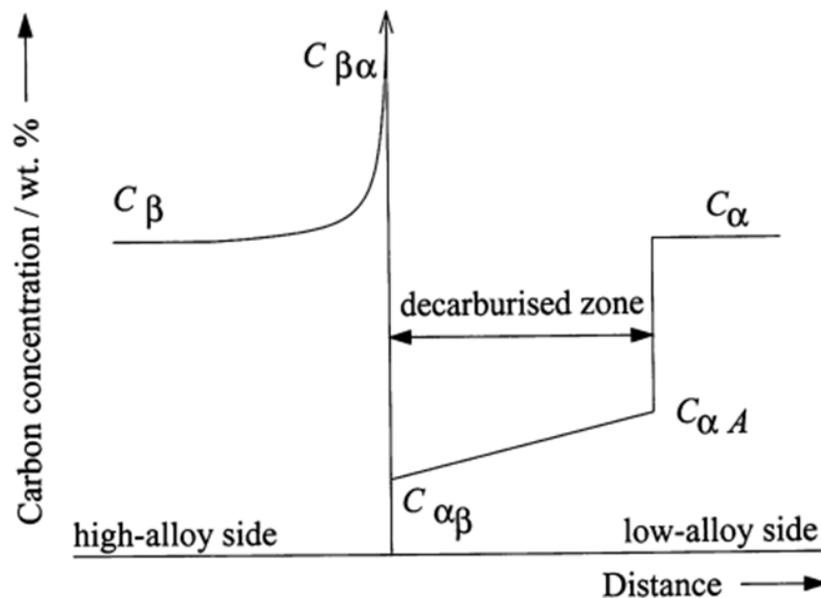
**Figure II-21.** Mécanisme de formation des limite de type II lors du soudage hétérogène entre un acier austénitique et un acier au carbone [63].

### II.9.2. Migration du carbone

A cause des différences entre les compositions chimiques des aciers à souder, un phénomène de redistribution de carbone se produit d'un acier à l'autre.

Ces aciers ne sont pas en équilibre l'un avec l'autre, ce qui provoque la migration du carbone pour tenter d'homogénéiser la composition chimique dans la soudure hétérogène. Le carbone diffuse naturellement, à travers l'interface du joint de soudure, suivant un gradient de concentration décroissant. Il en résulte alors, la formation d'une région appauvrie en carbone d'un côté de la soudure et une région enrichie en carbone de l'autre côté [64]. Christoffer & Curran ont modélisé la répartition du carbone à travers un joint de soudure hétérogène comme suit :

- Le carbone en solution diffuse de l'alliage faiblement allié dans l'alliage fortement allié, entraîné par les différences de concentrations chimique en carbone.
- Dans l'alliage fortement allié, le carbone diffusé conduit à la formation de carbures.
- Dans l'acier faiblement allié, La faible concentration au niveau de la ligne de fusion, favorise la diffusion du carbone vers la zone fondue [65].



**Figure II-22.** Diagramme schématisant la diffusion du carbone à travers une soudure hétérogène [65].

L'étendue de la zone décarburée peut être évaluée d'après le diagramme de la *figure II.22*; où on a :

- $C_{\alpha A}$  est la concentration du carbone dans la matrice qui est en équilibre avec les carbures de l'acier faiblement allié.
- $C_{\alpha}$  et  $C_{\beta}$  sont respectivement les concentrations de carbone dans l'acier faiblement allié et l'acier fortement allié.
- $C_{\alpha\beta}$  et  $C_{\beta\alpha}$  sont respectivement les concentrations du carbone au niveau de l'interface de la jonction hétérogène dans l'acier faiblement allié et l'acier fortement allié.

En soudage hétérogène, la formation de la zone de transition pose un sérieux problème sur la durée de vie et la défaillance de l'assemblage soudé. Certaines études et rapports suite à des investigations sur des défaillances de structures soudées, ont mis en évidence que le mode de défaillance des soudures avec un métal d'apport inoxydable austénitique est très différent de celui avec un métal d'apport à base de Nickel.

En général les faits concernant ces défaillances sont :

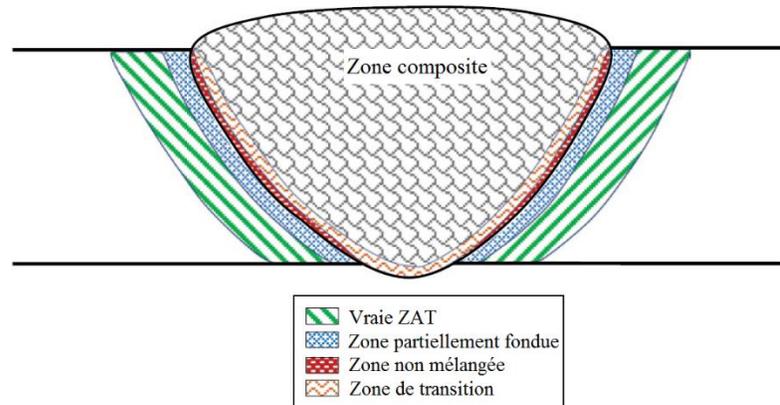
- Les ruptures se produisent presque toujours dans la ZAT du matériau ferritique juste adjacent à l'interface de la soudure hétérogène.
- Une zone appauvrie en carbone apparaît dans le matériau ferritique adjacent à l'interface et une zone enrichie en carbone se produit dans le métal fondu inoxydable.
- La zone appauvrie en carbone dans le matériau faiblement allié est essentiellement composée de ferrite. La zone enrichie en carbone (dure) peut contenir de nombreux constituants, mais aussi des carbures peuvent prédominer.
- Les coefficients de dilatation relatifs aux des différents matériaux constituant la soudure hétérogène sont extrêmement importants du point de vue génération de contraintes thermiques.

La migration de carbone à travers l'interface de la soudure est un facteur important sur l'évolution des propriétés de l'assemblage soudé. En effet, la migration de carbone provoque une chute de résistance dans le matériau ferritique adjacent à l'interface de la soudure et une augmentation de la dureté dans la zone fondue (zone enrichie en carbone).

- Le carbone diffuse 5 à 10 fois plus rapidement dans la ferrite que dans l'austénite à la même température.
- La solubilité du C dans l'austénite est supérieure à celle dans la ferrite.
- L'augmentation de la teneur en Ni dans le métal d'apport modifie la solubilité du carbone, rend les carbures moins stables, et en général retarde la migration du carbone à partir du matériau ferritique [66].

### II.9.3. Gradients de composition dans une soudure hétérogène

Lors du soudage par fusion de matériaux de nuances différentes, on observe au voisinage de l'interface entre le métal fondu et le métal de base des gradients dans la composition chimique. Ces gradients correspondent à une zone complexe où la composition varie de façon continue à partir de ce métal de base à l'état solide jusqu'à la soudure à l'état liquide (un mélange homogène du métal de base en fusion avec le métal d'apport). Ces gradients de composition ont été attribués par W. F. Savage à la ségrégation lors de la solidification des soudures hétérogènes, qui a proposé une terminologie pour identifier les différentes régions que forment une soudure hétérogène, telle qu'est montrée par la *figure II.23* [67].



**Figure II-23.** Illustration schématique des différentes zones présentes dans une soudure hétérogène [67].

#### II.9.4. Bande Martensitique à l'interface

En soudage hétérogène entre les aciers ferritiques et austénitiques, une structure martensitique se forme souvent à l'interface, conséquence du refroidissement rapide à la suite de soudage et de la composition chimique locale.

Elle constitue une bande étroite dont la l'étendue peut varier de manière significative dans une soudure donnée en raison de changements locaux de la composition chimique due aux variations de la vitesse de refroidissement. [68].

Plusieurs études ont basé leur phase identification sur les calculs de dilution et le diagramme de Schaeffler seulement. Une dureté élevée (supérieure à 400 HV) a parfois été mesurée dans cette zone de transition et certains auteurs ont rapporté les planchettes martensitiques observées au moyen de microscopie électronique à transmission. Cette bande de martensite est mal révélée par l'attaque chimique au Nital [69].

La largeur de la couche martensitique peut être réduite en optimisant la composition chimique du métal d'apport, sachant que les alliages à base de nickel sont connus pour leur aptitude à limiter la formation de martensite en comparaison avec des électrodes en acier inoxydable.

Pour un métal de base donné, une forte teneur en Ni dans la zone fondue va induire à des pics de gradients de concentration raides dans la zone de transition, ainsi l'austénite est stabilisée à une distance plus courte à partir de l'interface [67].

#### II.10. Conclusion

Les aciers au carbone ainsi que les inoxydables ont une bonne soudabilité du moment où les conditions de soudage ainsi que les paramètres (composition du métal d'apport, vitesse de refroidissement, énergie de soudage) sont réunies.

Le bon choix du type du procédé de soudage et ses paramètres, est primordial afin d'obtenir les meilleures propriétés structurales et mécaniques des assemblages.

Parmi les données des procédures, il est important de choisir une source de chaleur intense et presque ponctuel et des températures d'interpasse adéquates, afin d'éviter d'exposer une large épaisseur du métal longtemps à des températures élevées, le cas contraire par exemple, peut engendrer la germination des phases intermétalliques et des carbures dans les aciers austéno-ferritiques, ou d'engendrer une trempe sévère au niveau de la ZAT.

***Partie***  
***Expérimentale***

# ***CHAPITRE III***

*Matériaux et procédures expérimentales*

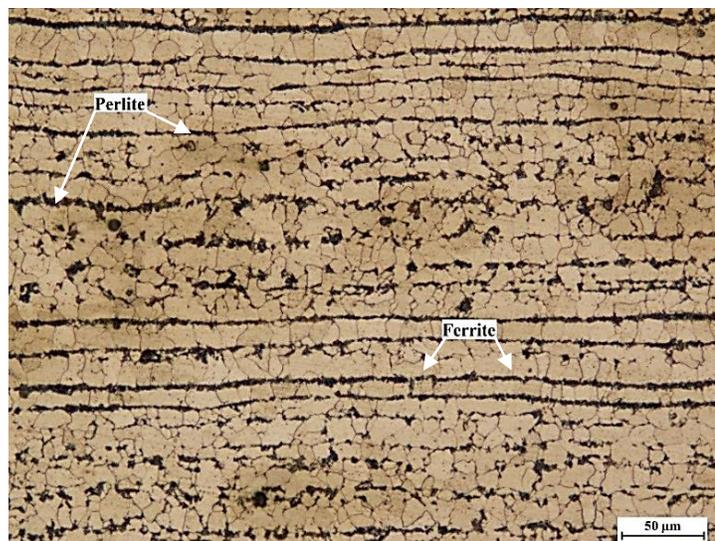
### III. CHAPITRE III. Matériaux et procédures expérimentales

#### III.1. Introduction

De nombreuses techniques d'observation, d'analyse et de caractérisation ont été utilisées pour caractériser la microstructure des échantillons en fonction de leur histoire thermique. Dans cette partie nous présentons ces techniques et les matériaux utilisés pour la réalisation de ce travail.

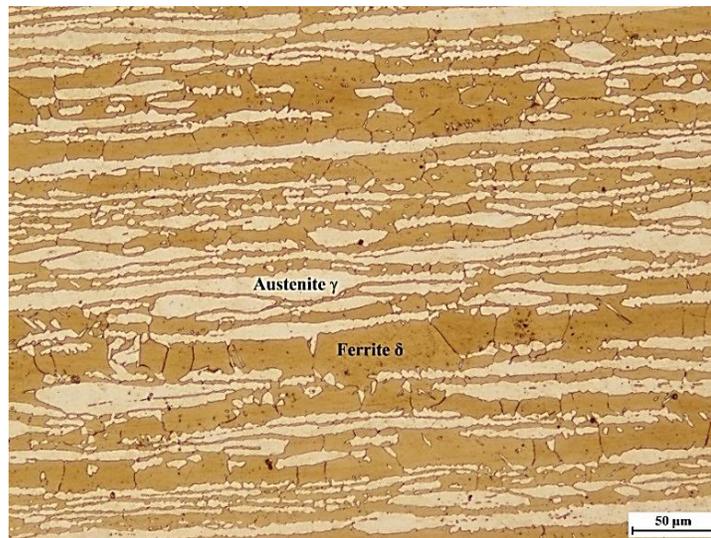
#### III.2. Identification des matériaux utilisés

Le premier métal de base que nous avons utilisé pour la réalisation de ce travail est un acier au carbone ferrito-perlitique de nuance API 5L Grade B. Il se présente sous forme de tube de 63 mm de diamètre et de 4.7 mm d'épaisseur. Son état initial est caractérisé par la présence d'une structure biphasée constituée de deux phases, la ferrite  $\alpha$  de structure C.C et la perlite de structure quadratique, Dans cet état, les proportions des deux phases sont respectivement de 79 % et 21 %. Un examen au microscope optique de l'état initial de l'acier a permis d'obtenir la micrographie ci-dessous :



**Figure III-1.** Micrographie optique de l'acier API Grade B à l'état initial.

Le deuxième métal de base que nous avons utilisé pour la réalisation de ce travail est un acier inoxydable austéno-ferritique (duplex) de nuance 2205. Il se présente sous forme de tube de 63 mm de diamètre et de 5.7 mm d'épaisseur. Son état initial est caractérisé par la présence d'une structure biphasée constituée de deux phases, l'austénite  $\gamma$  de structure C.F.C et la ferrite  $\delta$  de structure C.C, Dans cet état, les proportions des deux phases sont respectivement de 50.2 % et 49.8 %. Un examen au microscope optique de l'état initial de l'acier a permis d'obtenir la micrographie ci-dessous :



**Figure III-2.** Micrographie optique de l'acier inoxydable duplex 2205 à l'état initial.

Pour la réalisation des différentes soudures, nous avons utilisé un métal d'apport de nuance ER 2209 (selon AWS), Les électrodes sont à enrobage basique. L'analyse de la composition chimique de ces trois métaux par spectroscopie à fluorescence X a permis d'obtenir les pourcentages massiques des différents éléments d'alliage les constituant. Ces quantités sont données dans le *tableau II.1*. Nous avons remarqué que le métal d'apport a un teneur en carbone plus faible que les métaux de base pour minimiser le risque de précipitation des carbures de Chrome ; le taux de Nickel y est par contre plus élevé pour stabiliser l'austénite dans la zone fondue.

Eléments	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	P	S	Cu
Acier au carbone API 5L Gr B (Wt %)	0.114	0.338	1.154	0.078	0.051	0.101	<0.002	0.030	0.094
Acier duplex 2205 (Wt %)	0.067	0.684	0.659	5.994	3.576	22.57	0.043	0.036	0.414
Métal d'apport ER 2209 (Wt %)	0.009	0.39	1.57	8.55	3.29	22.25	0.008	0.001	0.10

**Tableau III-1.** Composition chimique des métaux de base et du métal d'apport.

### Propriétés mécaniques des matériaux utilisés

Les principales caractéristiques mécaniques d'un acier inoxydable duplex 2205 se résument comme suit :

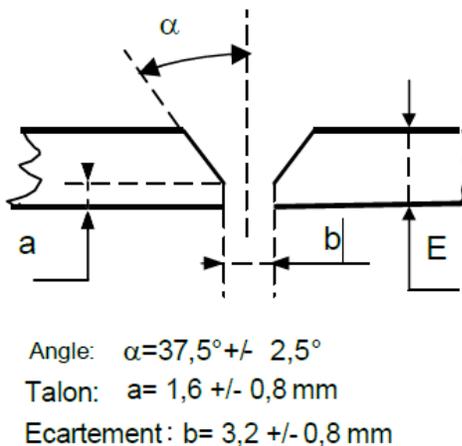
Désignation	Limite élastique MPa	Résistance à la rupture MPa	Allongement à la rupture %
Acier au carbone API 5L Gr B	> 241	> 413	> 30
Duplex 2205	> 450	> 620	> 25
Metal d'apport ER 2209	> 600	> 765	> 28

**Tableau III-2.** Propriétés mécaniques des matériaux utilisés.

### III.3. Préparation des éprouvettes pour l'opération de soudage

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

Après le nettoyage des éprouvettes, un chanfrein doit être préparé pour être rempli du métal déposé. La forme et les dimensions de ce chanfrein dépendent de la géométrie de l'éprouvette à souder. Dans notre cas, un chanfrein de type V a été usiné. Les caractéristiques géométriques de ce chanfrein sont représentées schématiquement dans la *figure III.3*.

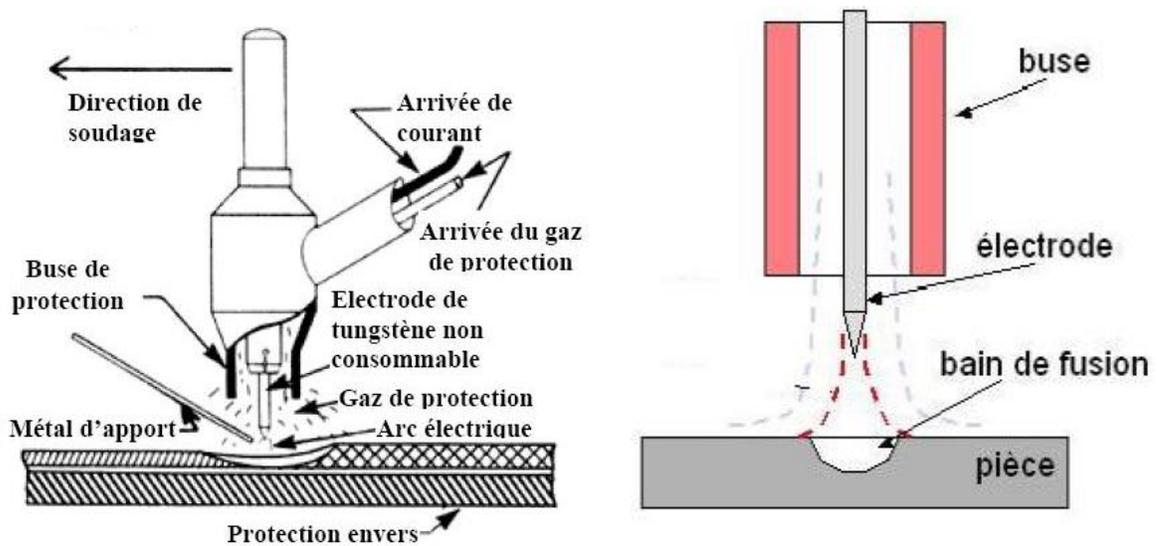


**Figure III-3.** Conception du joint de soudure.

### III.4. Description du procédé de soudage des tubes utilisés

Le procédé TIG est souvent utilisé pour le soudage de tubes et de tôles de faible épaisseur (environ 7 mm max.), et le soudage à la racine (1ère passe) pour les matériaux de forte épaisseur, les autres passes sont réalisées avec des procédés assurant un taux de dépôt plus élevé comme le soudage à l'arc manuel, le soudage à l'arc sous protection gazeuse (MIG-MAG), le soudage à l'arc sous protection sous flux solide (SAW).

Le soudage TIG assure l'intégrité de la zone fondue par sa protection gazeuse. L'absence de transfert de métal dans l'arc assure un comportement d'arc et de bain très stable garantissant des qualités de cordons optimales, lisses en endroit et en envers, exempts de défauts tels que les caniveaux, les morsures ou les projections de métal. La torche de soudage (*figure II.4*) est composée de l'électrode de tungstène, d'une arrivée de gaz, et d'une buse en céramique permettant de canaliser le flux gazeux, et éventuellement d'un circuit de refroidissement. Pour le soudage manuel, la torche est équipée d'une gâchette qui permet d'amorcer l'arc électrique et le cycle de soudage [42].



**Figure III-4.** Représentation schématique du principe du soudage TIG [42].

Pour éviter l'oxydation du métal et des zones thermiquement affectées au cours du refroidissement, on utilise des systèmes de protection du cordon endroit et envers qui confinent sous atmosphère neutre les zones sensibles. L'arc électrique est créé dans une veine de gaz inerte grâce à une électrode réfractaire en tungstène qui peut contenir des éléments d'addition comme le thorium ou l'yttrium pour favoriser la thermo-émissivité électronique. Cet arc engendre un champ magnétique qui crée à son tour des forces électromagnétiques qui vont entraîner le gaz de projection vers la surface de la pièce. L'énergie calorifique provenant du plasma constitué des particules d'ionisation du gaz de protection, des électrons de l'arc électrique et d'éléments métalliques vaporisés, permet de faire fondre localement les bords à souder formant ainsi le joint soudé après refroidissement [24].

Dans le cas du soudage hétérogène de tubes constitués d'acier inoxydable duplex et acier au carbone, le gaz destiné à la protection de l'intérieur des tubes soudés d'un seul côté peut être soit de l'argon pur (Ar 99,99%) soit de l'azote de haute pureté (99,99%). Il convient toutefois de se prémunir contre la présence d'Hydrogène qui peut provoquer une fragilisation à froid du joint soudé.

### III.5. Opération de soudage

#### III.5.1. Exécution du soudage

Les soudures ont été exécutées en 03 passes, en utilisant le procédé TIG (GTAW), sous protection gazeuse, avec une électrode non fusible de tungstène.

La première passe, appelée « passe de fond ou passe racine » Les deux autres passes, appelées passes de bourrage.

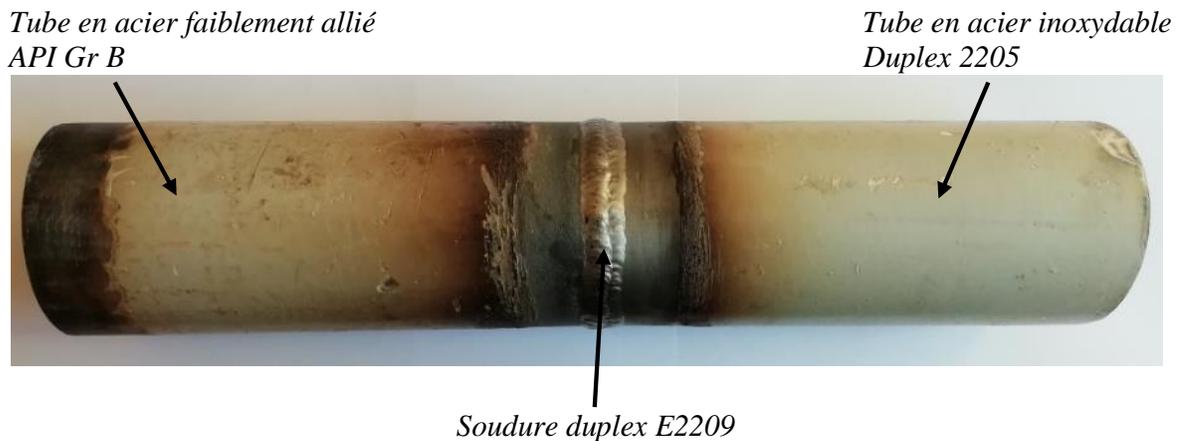
### III.5.2. Conditions du mode opératoire

Les paramètres de soudage utilisés dans notre étude sont reportés dans le *tableau III.2*.

Procédé de soudage	Métal d'apport	Voltage (V)	Ampérage (A)	Ø Électrode (mm)	Position soudage	Débit (litre/min)
TIG	E2209	10	80-110	2,4	5G	12

**Tableau III-3.** Paramètres de soudage.

La *figure III.6* montre un assemblage soudé, réalisé pour notre étude, d'un tube en acier inoxydable duplex 2205 avec un tube en acier faiblement allié de nuance API Grade B.



**Figure III-5.** Assemblage soudé réalisé d'un tube en acier inoxydable duplex 2205 avec un tube en acier faiblement allié API Gr B.

### III.6. Prélèvement et préparation des échantillons

La connaissance des propriétés d'un matériau nécessite une évaluation de la forme, de la distribution, de la quantité et de la nature des constituants (phases) qui le compose. Pour une technique d'analyse donnée, le mode de prélèvement des échantillons à partir des composants industriels dépend de l'information recherchée. Dans le cas du soudage, les observations macroscopiques et/ou microscopiques se font transversalement (perpendiculairement à l'axe de soudage) au cordon de soudure. La taille de l'échantillon doit être suffisante transversalement pour contenir la zone fondue (ZF) du cordon, mais aussi la totalité de la zone affectée thermiquement (ZAT) ainsi qu'une portion de métal de base (MB). Pour notre travail, nous avons effectué des coupes transversales dans le cordon de soudure. Le sens de soudage correspond à la direction TD de l'échantillon. Le sens de prélèvement de l'échantillon par rapport aux directions RD, TD et ND est représenté schématiquement dans la *figure III.7* Ce mode de prélèvement a été adopté pour toutes les observations microscopiques effectuées dans ce travail.

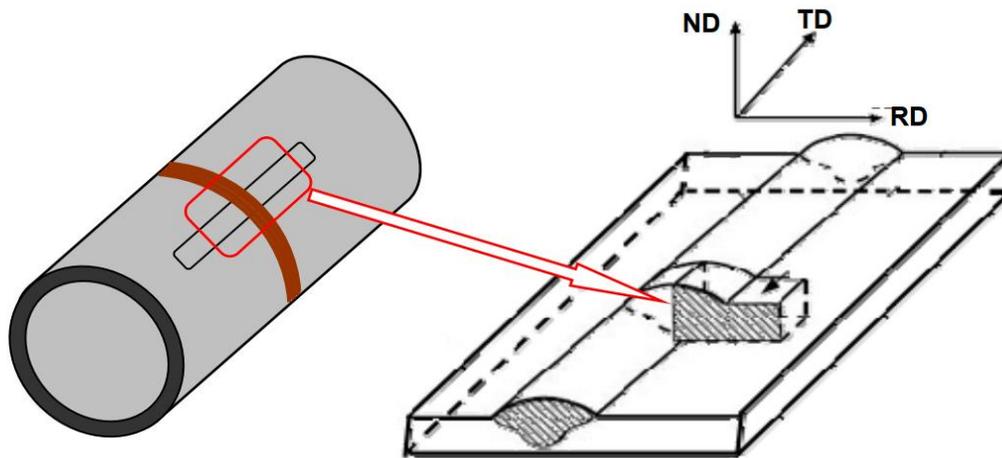


Figure III-6. Représentation schématique du mode prélèvement des échantillons.

### III.7. Préparation des échantillons pour les observations microscopiques

Après découpage selon la démarche décrite ci-dessus, les différents échantillons ont ensuite subi une succession d'étapes de préparation pour l'observation au microscope optique :

- Polissage mécanique sous eau et sur papier abrasif en carbure de silicium de granulométrie décroissante jusqu'à 4000.
- Polissage de finition réalisé sur drap en feutre avec utilisation de l'alumine.
- Attaques métallographiques : Afin de révéler la structure ou la microstructure du cordon de soudure, il convient de réaliser une attaque chimique ou électrochimique de la surface. Ces attaques peuvent être assimilées à la corrosion ou de la dissolution ménagée sélective.

Dans le cas d'assemblages hétérogènes (acier au carbone avec acier inoxydable duplex), il convient de procéder par étapes successives afin de révéler les structures de chacun des matériaux. En effet, il n'existe pas de solutions universelles d'attaque pour tous les alliages métalliques.

Dans ce travail 04 solutions d'attaque chimiques ont été utilisées :

1. Deux solutions destinées au métal de base de l'acier inoxydable duplex et les deux soudures en acier inoxydable ; la solution « Beraha », et « Glycerigia ».
2. La solution Beraha est un réactif composé de : 0.7 g  $K_2S_2O_5$ , 20ml HCl et 80ml  $H_2O$ . La solution Glycerigia est composée de : 10ml  $HNO_3$ , 20-50ml HCl et 30ml glycerol. L'utilisation de ces réactifs permet la révélation des grains de ferrite et d'austénite et leurs interfaces.
3. Une attaque électrolytique réalisée à l'hydroxyde de potassium (KOH) de concentration 10 N. L'attaque est faite à température ambiante ; elle révèle et colorie de différentes couleurs la ferrite et l'austénite ; cette attaque ne révèle pas les joints de grains et les joints de macle.
4. Attaque chimique au « Nital », destiné à l'acier faiblement allié, dont la composition est : 100ml d'alcool éthylique, 2ml d'acide nitrique ( $HNO_3$ ).

## III.8. Caractérisation métallographique

### III.8.1. Observation au microscope optique

Nous avons utilisé un microscope optique de marque **ZEISS Axio** équipé d'une caméra numérique avec logiciel (**AXIO Cam MRc**) permettant l'acquisition et la sauvegarde des différentes images.

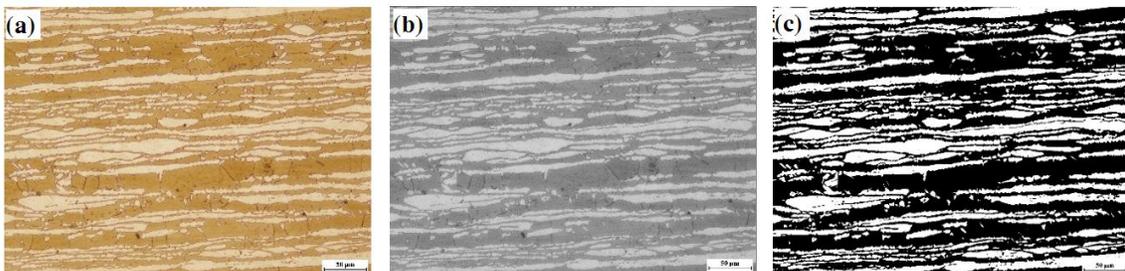
### III.8.2. Estimation des proportions des phases par métallographie quantitative

Pour l'estimation des proportions des différentes phases, on utilise deux méthodes :

#### III.8.2.1. Traitement d'image

Le traitement des images contrastées sous le logiciel ImageJ permet l'estimation des fractions surfaciques des différentes phases en agissant sur le taux de contraste créé par la différence du pouvoir réflecteur des différentes phases en présence.

Le principe de mesure consiste à exploiter la différence de contraste entre les phases de la micrographie. L'image originale de la micrographie est transformée en nuances de gris, puis un ajustement du contraste de l'image permet d'obtenir une image finale binaire, dont on lui affecte une couleur définie et la matrice reste en couleur différente, (*figure III.8*).



**Figure III-7.** Etapes d'analyse d'image pour l'estimation des taux de phases : a) Image originale, b) Image au niveau de gris, c) Image binaire.

#### III.8.2.2. Ferritoscopie

Le principe de mesure le taux de ferrite dans cette méthode est basé sur l'utilisation d'un ferritoscope (*figure III.8*) qui repose sur le principe d'induction magnétique. Un champ magnétique généré par une bobine entre en interaction avec les composants magnétiques de la pièce (la ferrite).

Les variations du champ magnétique induisent une tension proportionnelle au taux de ferrite dans une seconde bobine. Cette tension est ensuite exploitée pour donner le taux de la ferrite.

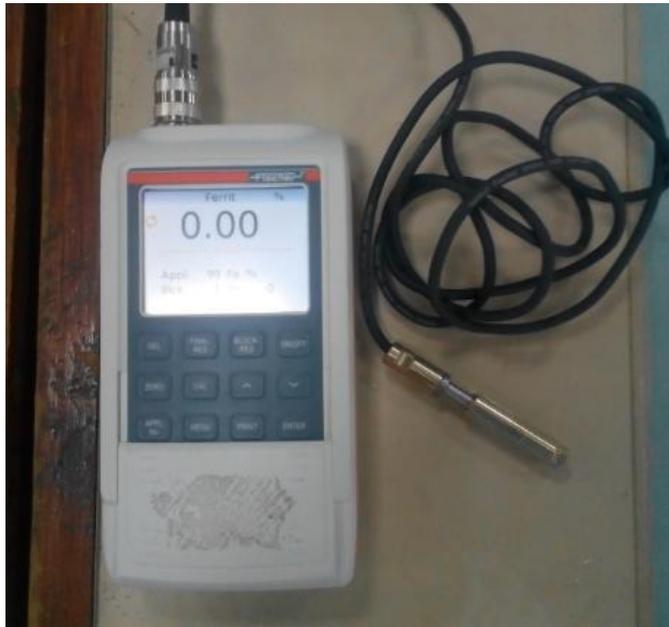


Figure III-8. Ferritoscope utilisé pour l'estimation du taux de ferrite.

### III.9. Caractérisation mécanique

Dans les applications industrielles des structures soudées, une étude microstructurale est insuffisante pour décider de la qualité du joint si celle-ci n'est pas complétée par une étude de ses propriétés mécaniques. Dans cette étude on s'est intéressé à suivre l'évolution des différentes propriétés mécaniques du joint en fonction des changements de phase dus au soudage. Ces essais ont été réalisés au sein de laboratoire d'essais mécaniques du GTP.

Une brève description des différents essais mécaniques effectués est donnée ci-après.

#### III.9.1. Essais de traction

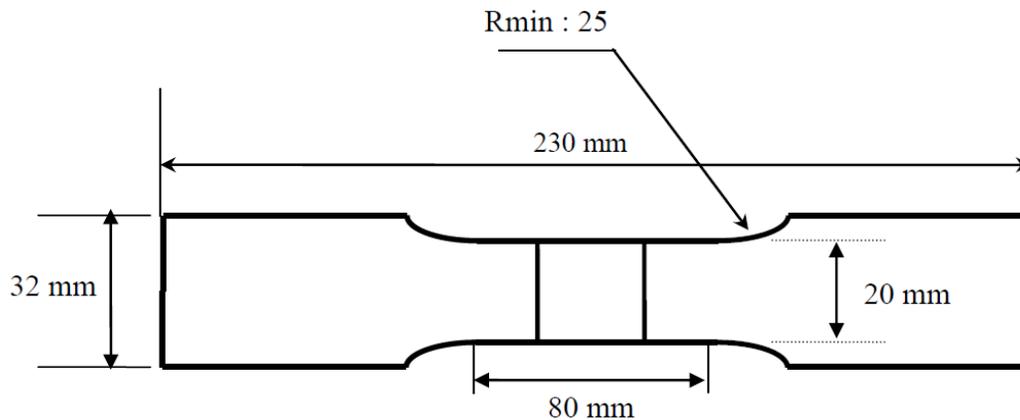
L'essai de traction, l'un des essais les plus pratiqués, permet de déterminer des caractéristiques mécaniques fondamentales des matériaux : limite d'élasticité, charge de rupture, et allongement de rupture notamment.

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

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.

### III.9.1.1. Les dimensions des éprouvettes de traction

Les éprouvettes sont usinées en utilisant des moyens mécaniques appropriés en prenant les précautions nécessaires pour éviter l'écrouissage ou l'échauffement excessif du matériau, les dimensions des éprouvettes fixées par la norme NF EN 10002.1 sont schématisées par la *figure III.10* :



**Figure III-9.** Dimensions de l'éprouvette de traction selon Afnor NF EN 10002.1[46].

Caractéristiques de traction	Formules de calculs
Limite élastique apparente - $R_e$	$R_e (N/mm^2) = F_e (N) / S. (mm^2)$
Résistance à la rupture - $R_m$	$R_m (N/mm^2) = F., (N) / S. (mm^2)$
Allongement en % - $A$ %	$A (\%) = ((L_u - L_0) / L_0) \times 100$
Striction en % - $Z$ %	$Z (\%) = ((S_0 - S_u) / S_0) \times 100$
Allongement de striction en %	$Z_u (\%) = ((S_0 - S_u) / S_u) \times 100$

**Tableau III-4.** Les caractéristiques mécaniques de la traction.

### III.9.1.2. Réalisation des éprouvettes de traction

Les éprouvettes ont été réalisées à l'aide d'une scie électrique et d'une fraiseuse au G.T.P. de REGHAIA, selon la norme NF EN 10002.1. Comme elle est montrée dans la *figure III.11* :

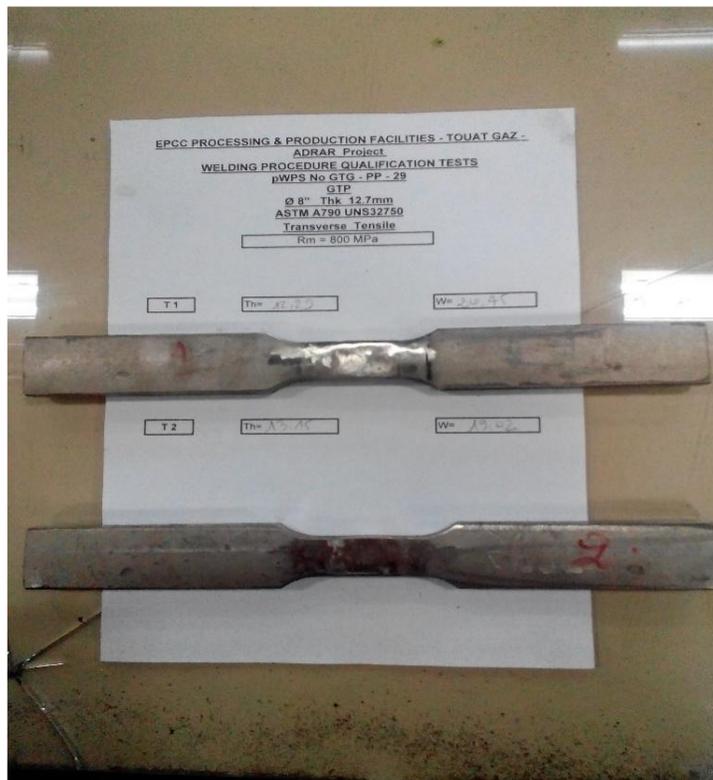


Figure III-10. Eprouvettes de traction utilisées.

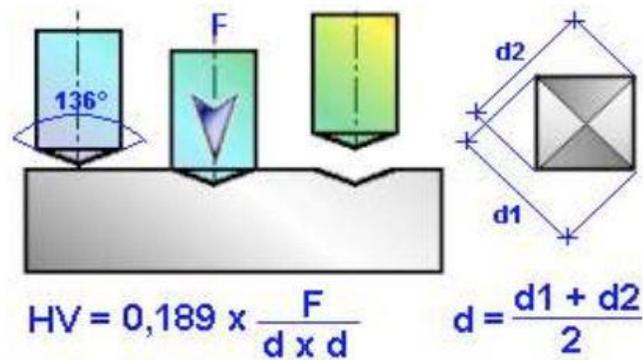
### III.9.1.3. Condition d'exécution de l'essai

Avant de procéder à l'essai on peut, si nécessaire, mettre en évidence la forme de la section du joint soudé et sa position dans l'éprouvette par une légère attaque macrographique de la surface de l'éprouvette à solliciter.

### III.9.2. Essai de dureté et de microdureté

Les essais de dureté et microdureté sont très employés dans la caractérisation des assemblages soudés. Il existe deux techniques utilisables sur ce type d'assemblages : l'essai Brinell et l'essai Vickers. La méthode la plus employée dans le domaine du soudage est le procédé Vickers.

La méthode Vickers consiste à appliquer, sur la zone à analyser, un indenteur en diamant de forme pyramidale à base carrée dont l'angle au sommet de la pyramide fait  $136^\circ$  durant un temps (5 à 15 s) et sous une charge donnée. La mesure de dureté se fait ensuite par mesure de la taille des empreintes (mesure des diagonales) laissées par l'indenteur. Pour cette méthode Vickers, La différence entre la dureté et microdureté vient de la charge qui va être appliquée sur l'indenteur. Dans le cas de dureté Vickers, on a appliqué une charge de 10Kgf, et dans le cas de microdureté Vickers, on a appliqué une charge de 200 gf. Les mesures de dureté ou de microdureté sur assemblages soudés servent principalement à déterminer de façon simple les modifications de propriétés mécaniques (une augmentation de dureté peut généralement être liée à une perte de ductilité) dans le cordon de soudure par rapport au métal de base.



**Figure III-11.** Dimensions de l’empreinte Pyramidale et formules de calcul.

Des filiations de dureté (HV10) ont été réalisées le long des soudures, afin d’évaluer son évolution dans les différentes zones des deux soudures hétérogènes. Par contre, les filiations de microdureté (HV0.2) ont été réalisés sur une région plus étroite de 2 mm, au niveau de l’interface entre la zone fondue et l’acier API Gr B. Ces essais ont été effectués respectivement sur un duromètre de marque WOLPERT et un microduromètre de marque MITUTOYO.



**Figure III-12.** Machine de micro dureté utilisée.

L’essai est réalisé à température ambiante, et sur le même échantillon utilisé pour la caractérisation métallographique.

### III.9.2.1. Positions des empreintes

On a effectué un balayage de dureté le long de l’échantillon, comme montré sur la figure ci-dessous :

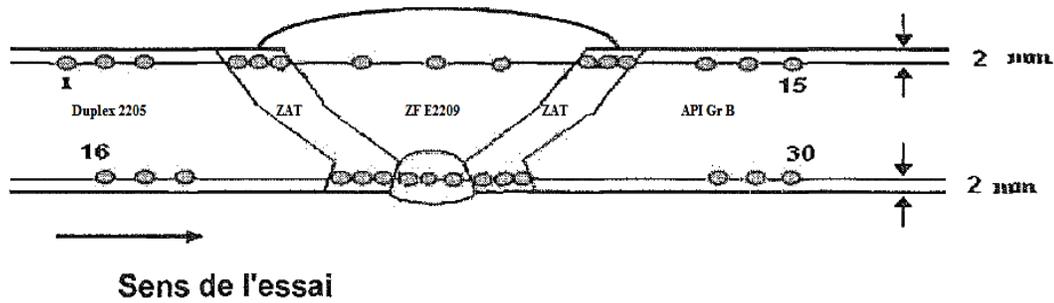


Figure III-13. Positions des empreintes dans l'essai de dureté.

### III.9.3. Essais de résilience Charpy

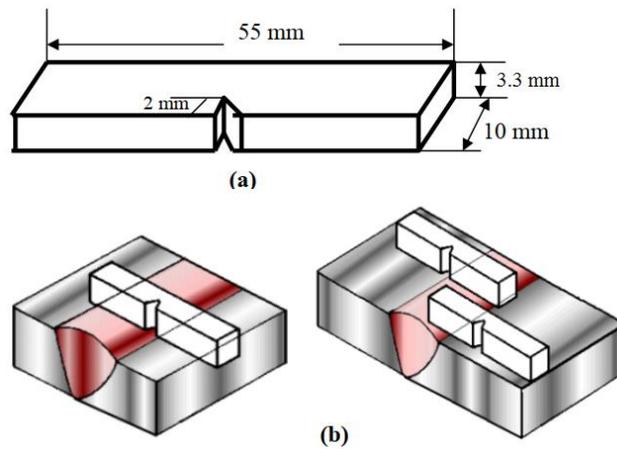
La résilience d'un matériau caractérise sa capacité à absorber un choc sans se rompre ; celle-ci peut être mesurée sur des machines de type Charpy. La résistance au choc Charpy représente l'énergie du choc absorbée par l'éprouvette lors de sa rupture, rapportée à la section initiale de l'éprouvette. Cet essai est relativement important pour caractériser un assemblage soudé. En effet, il permet de déterminer le comportement ductile ou fragile de l'assemblage.

Cet essai est réalisé à une température de  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  et sur une machine spéciale appelée mouton pendule rotatif qui enregistre l'énergie absorbée par la rupture.



Figure III-14. Machine de résilience.

Pour réaliser cet essai, des éprouvettes entaillées ont été préparées selon la norme NF A 03-161, avec les dimensions de  $55 \times 10 \times 3.3\text{ mm}$  (figure III.14.a). Les entailles usinées dans les éprouvettes ont une forme en V de  $45^{\circ}$  d'ouverture et de 2mm de profondeur. Les éprouvettes sont entaillées au niveau de la ZAT, du métal de base et de la zone fondue (figure III.14.b).



**Figure III-15.** a) Forme et dimensions de l'éprouvette de résilience b) zones de prélèvement d'éprouvettes.

### III.9.3.1. Usinages des éprouvettes

Les éprouvettes sont usinées à l'aide d'une scie électrique et d'une fraiseuse au laboratoire de métallographie et contrôle du G.T.P. de REGHAIA, en prenant les précautions nécessaires pour éviter l'érouissage ou l'échauffement excessif du matériau.

Éprouvette	Position de l'entaille
	<b>MB duplex 2205</b>
	<b>MB API Grade B</b>
	<b>ZAT coté API Grade B</b>
	<b>ZAT coté duplex 2205</b>
	<b>ZF</b>

**Figure III-16.** Eprouvettes de résilience.

# ***CHAPITRE IV***

*Résultats expérimentaux et discussion*

## IV. CHAPITRE IV. Résultats expérimentaux et discussion

### IV.1. Introduction

A l'issue des différentes investigations expérimentales sur l'aspect métallurgique à différentes échelles et les propriétés mécaniques des soudures hétérogènes, nous discuterons dans ce chapitre, l'effet de la composition chimique du métal d'apport sur l'évolution microstructurale et le comportement mécanique des soudures hétérogènes considérés.

### IV.2. Aspect macrographique

Les cycles thermiques de soudage induisent des transformations métallurgiques complexes au niveau du cordon de soudure. Ces transformations engendrent une hétérogénéité structurale importante dans la soudure. Cette évolution structurale dans le cordon de soudure varie d'un acier à un autre en fonction de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement. D'une manière générale, les zones constituant les soudures hétérogènes d'aciers inoxydables duplex/aciers au carbone sont les mêmes que celles rencontrées dans les soudures homogènes à savoir la zone fondue ZF, la ZAT et le MB (*figure IV.1*). On note aussi l'absence de défauts macrographiques qui peuvent engendrer la rupture ou la fissuration du cordon de soudure.

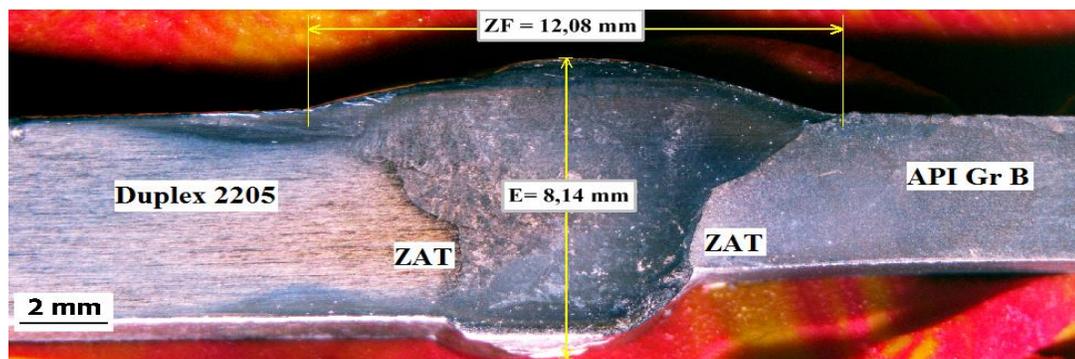


Figure IV-1. Macrographie de la soudure hétérogène montrant les différentes zones.

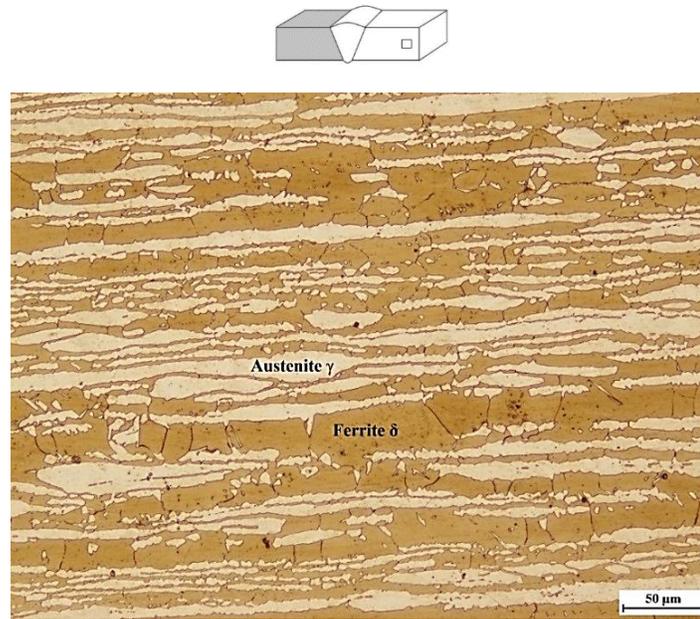
### IV.3. Evolution microstructurale dans la soudure hétérogène

#### IV.3.1. Microstructure dans les métaux de base

##### IV.3.1.1. Microstructure du métal de base MB de l'acier duplex 2205

Les micrographies de la *figure IV.2* et la *figure IV.3*, montrent la microstructure de l'acier inoxydable duplex 2205, après une attaque ordinaire par la solution « Beraha ». Cette microstructure est caractérisée par la présence d'une structure en bande biphasée, constituée de la ferrite  $\delta$  et l'austénite  $\gamma$  avec des proportions équilibrées. Cet équilibre est conféré grâce à l'équilibre en teneurs entre les éléments alphas et gammagènes.

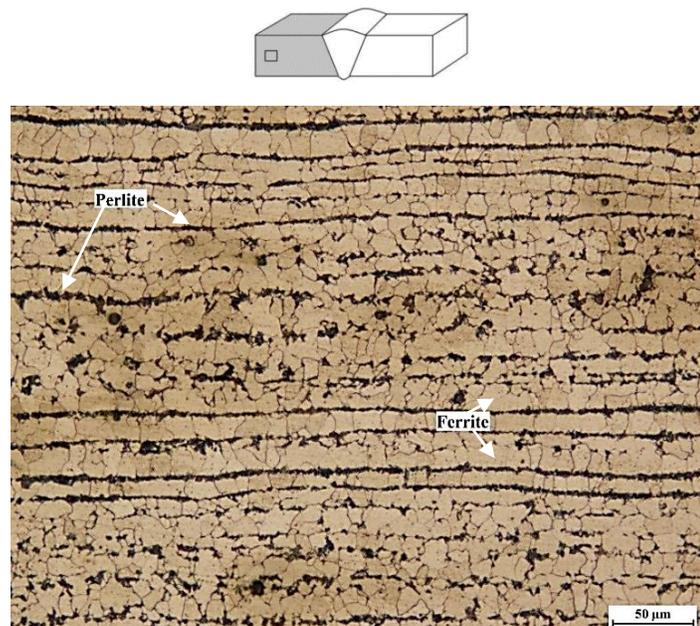
La forme allongée des grains est due au procédé de laminage à chaud lors de l'élaboration du matériau. Aucune forme de précipité n'a été observée. Ces micrographies sont destinées au calcul des taux de phases.



**Figure IV-2.** Micrographie optique du métal de base de l'acier inoxydable duplex 2205. Attaque chimique « Beraha ». Microstructure biphasée austéno-ferritique.

#### IV.3.1.2. Microstructure du métal de base MB de l'acier API Grade B

La structure du métal de base de l'acier HSLA API Grade B est principalement composée d'une microstructure laminée formée d'une matrice ferritique (zones claires) et des colonies de perlite (zones sombres). La direction du laminage liée au processus thermomécanique de laminage de la structure est clairement montrée par la *figure IV.4*.



**Figure IV-3.** Micrographie optique du métal de base de l'acier HSLA API Grade B. Attaque chimique « 2% Nital ». Structure ferrito-perlitique.

### IV.3.2. Microstructure de la zone affectée thermiquement ZAT

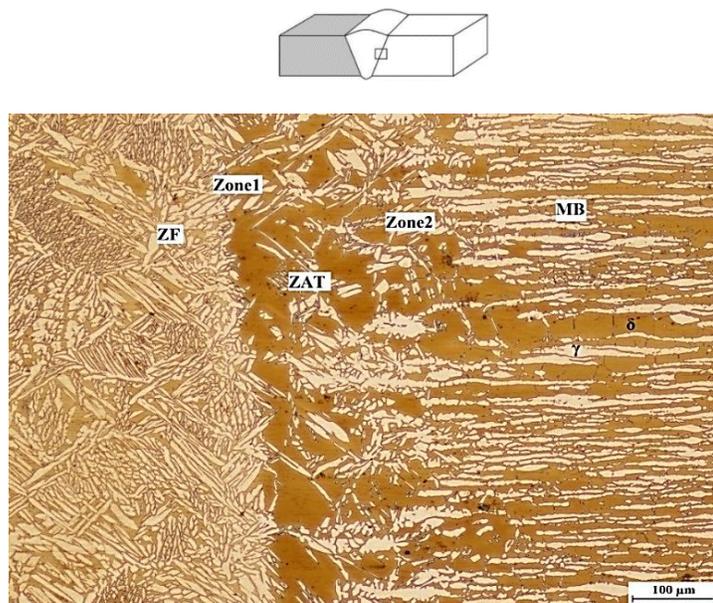
#### IV.3.2.1. Caractérisation microstructurale de la zone affectée thermiquement (ZAT) côté duplex

Lors de l'opération de soudage, les cycles thermiques de soudage provoquent dans la zone affectée thermiquement (ZAT), une ou plusieurs transformations à l'état solide. Dans le cas de l'acier inoxydable duplex 2205, on constate la transformation  $\gamma \rightarrow \delta$  au chauffage et  $\delta \rightarrow \gamma$  au refroidissement [41].

Comme le montre la micrographie optique de la *figure IV.4*, la zone affectée thermiquement des soudures réalisées en acier inoxydable 2205 est constituée de deux régions, à savoir la zone de surchauffe (zone 1), adjacente au métal fondu, et la zone de recuit partiel adjacente au métal de base (zone 2).

Dans la zone de surchauffe (zone 1), où le gradient thermique atteint des valeurs très élevées (juste en dessous de la ligne de solidus), la structure de l'acier, initialement biphasée, est portée jusqu'à l'état ferritique monophasé, au chauffage. Lors du refroidissement, l'austénite se reforme par une transformation à l'état solide aux interfaces ferrite/ferrite et dans les grains ferritiques. A cause du refroidissement rapide, la transformation  $\delta \rightarrow \gamma$  est incomplète, par conséquent on s'attend à obtenir des taux de ferrite élevés dans cette zone.

Dans la zone recuite partiellement (zone 2), les proportions relatives des deux phases en chaque point dépendent du niveau atteint par le gradient thermique en ce point. On observe une faible recrystallisation de la microstructure qui se traduit par une modification de la morphologie des grains des deux phases. Cette faible recrystallisation est suivie par une légère croissance des grains particulièrement ceux de la phase ferritique comme le montre la micrographie optique.



**Figure IV-4.** Micrographie optique de la zone de liaison ZF (E2209) /ZAT de l'acier inoxydable duplex 2205. Attaque chimique : « Beraha ».

### IV.3.2.2. Estimation des proportions des phases de ferrite et d'austénite

Pour estimer le taux de ferrite on a utilisé deux méthodes :

- **Ferritoscopie**

Pour la mesure du taux de ferrite, nous avons fait 5 mesures, pour chacune de la ZF et du métal de base et on mesure la moyenne comme présenté sur le tableau ci-dessous.

	<b>Fraction volumique moyenne de la ferrite (%)</b>	<b>Fraction volumique moyenne de l'austénite (%)</b>
<b>Métal de Base</b>	49.82	50.18
<b>ZAT</b>	64.23	35.77
<b>ZF - Passe 1</b>	37.9	63.76
<b>ZF - Passe 2</b>	46.6	53.4
<b>ZF - Passe 3</b>	52.2	47.8

**Tableau IV-1.** Proportions des phases de l'acier duplex 2205 et des zones fondues obtenues par le Ferritoscopie.

- **Traitement d'image**

La ferrite et l'austénite apparaissent en couleurs différentes. Après transformations et en ajustant la luminosité et le contraste on obtient une image binaire. La ferrite apparait en noir tandis que l'austénite prend la couleur blanche. Le traitement d'image a été fait à l'aide de l'Image J. les résultats sont représentés dans le tableau ci-dessous :

	<b>Fraction surfacique de la ferrite (%)</b>	<b>Fraction surfacique de l'austénite (%)</b>
<b>Métal de Base</b>	53.24	46.76
<b>ZAT</b>	62.23	37.77
<b>ZF - Passe 1</b>	36.24	63.76
<b>ZF - Passe 2</b>	44.47	55.25
<b>ZF - Passe 3</b>	55.10	44.90

**Tableau IV-2.** Proportions des phases de l'acier duplex 2205 et des zones fondues obtenues par l'image J.

D'après ce qui précède, on voit que le pourcentage de ferrite donné par le ferritoscope qui mesure le taux de cette phase est presque le même que celui mesuré par l'analyse d'image. Le taux d'austénite est déduit en conséquence.

Nous avons remarqué durant ce travail que le centre du métal fondu, qui correspond à la deuxième passe de soudage (passe de bourrage), est caractérisé par un taux élevé d'austénite par rapport à la 3ème passe (passe de finition). Cela est dû à une faible vitesse de refroidissement dans cette zone (même chose pour la passe racine). Ceci donne plus de temps à la transformation  $\delta \rightarrow \gamma$  pour se produire. Nous avons montré d'autre part que la zone de surchauffe est caractérisée par un taux de ferrite très élevé qui traduit la ferritisation de cette zone sous l'effet du gradient thermique du soudage. A cause du refroidissement rapide dans cette zone, la transformation  $\delta \rightarrow \gamma$  est interrompue et une proportion très importante de cette ferrite est maintenue à la température ambiante.

### IV.3.2.3. Microstructure dans la zone affectée thermiquement (ZAT) côté acier HSLA

La ZAT coté acier Gr B illustrée par la *figure IV.6*, montre une microstructure recristallisée, constituée par des grains grossiers de ferrite, de la bainite (B), la ferrite aciculaire (AF) et de la perlite.



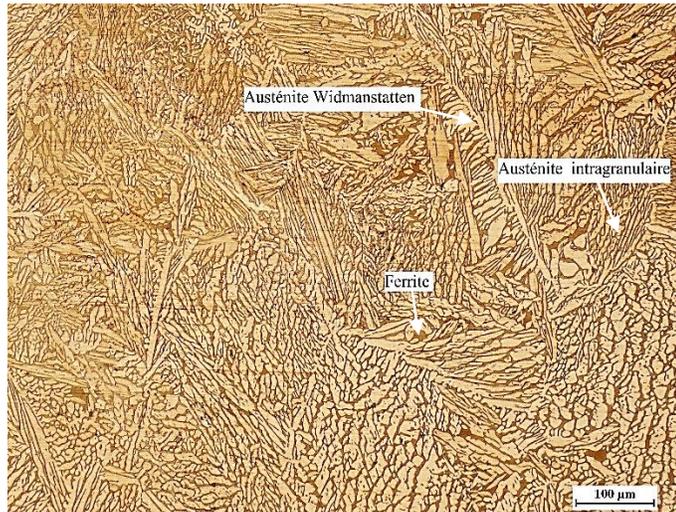
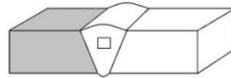
**Figure IV-5.** Micrographie optique de la ZAT côté HSLA API Gr B. Structure composée de perlite, bainite et ferrite-aciculaire.

### IV.3.2.4. Microstructures des zones fondues duplex (E2209)

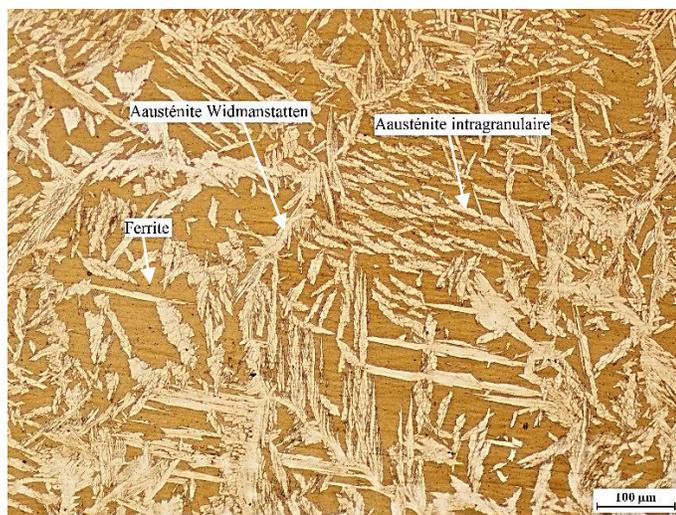
Les micrographies optiques de la *figure IV.6* et la *figure IV.7* montrent la microstructure de la zone fondue de la soudure réalisée avec le métal d'apport E2209. La microstructure est composée d'austénite de Widmanstätten et intergranulaire dans une matrice ferritique.

Dans le cas où le soudage est réalisé en plusieurs passes, 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.

Le taux de ferrite est moins important que celui de l'austénite à cause des conditions de soudage : Le temps inter passes est court et la vitesse de refroidissement est lente à cause de l'apport de chaleur provenant de la 2<sup>ème</sup> passe. Par contre on a un taux d'austénite dans la 2<sup>ème</sup> passe un peu moins important que celui de la ferrite à cause du refroidissement rapide à l'air libre de la 2<sup>ème</sup> passe. On raisonne de la même façon pour la troisième passe.



**Figure IV-6.** Micrographies optiques de la zone fondue (passe 1) : Austénite de Widmanstätten et intergranulaire dans une matrice ferritique.

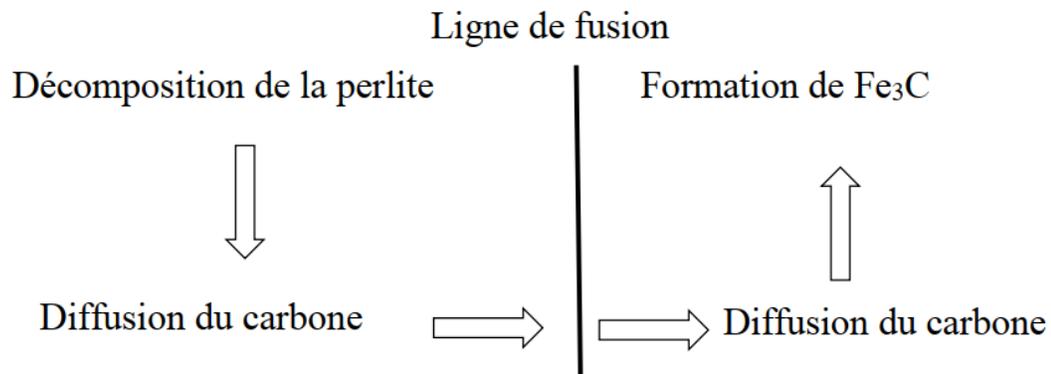


**Figure IV-7.** Micrographies optiques des zones fondues (passe 3) : Austénite de Widmanstätten et intergranulaire dans une matrice ferritique.

#### IV.3.2.5. Evolution de la microstructure à l'interface entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement de l'acier API Grade B

Etant donné que la zone fondue de la soudure est riche en Cr et que ce dernier possède une forte affinité avec le carbone, il s'est produit lors du soudage, une migration de carbone du métal de base de l'acier Gr B vers la zone fondue. Cela a développé une région étroite appauvrie en carbone, de 50  $\mu\text{m}$  de largeur environ. La largeur de cette zone appauvrie en carbone dépend à la fois du gradient de température et la teneur en carbone de l'acier faiblement allié [56].

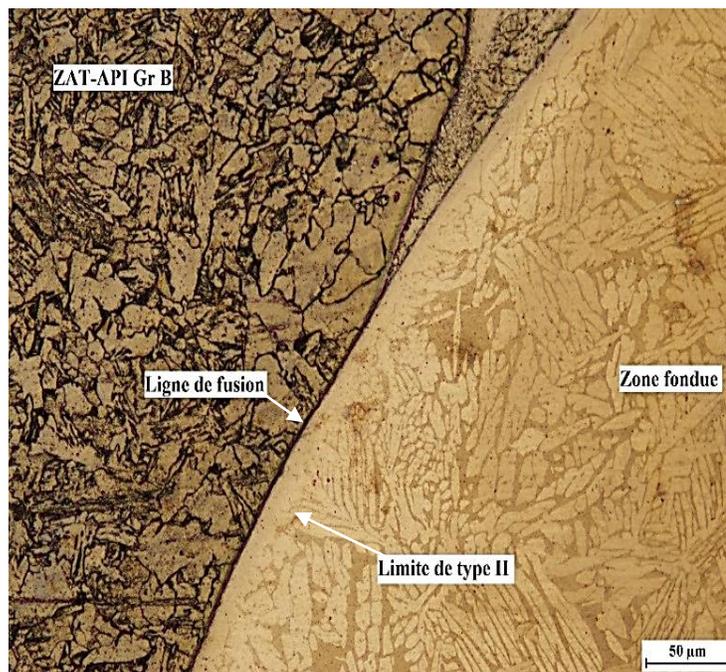
Le développement de ce type de morphologie est attribué à la décomposition de la perlite au niveau de l'interface soudure/ZAT de l'acier Gr B [74]. Le modèle de cette décomposition est montré par la *figure IV.8*.



**Figure IV-8.** Etapes de décomposition de la perlite.

La *figure IV.8* montre l'évolution de la microstructure à travers l'interface entre l'acier API Gr B et la zone fondue E2209, appelée aussi zone de transition.

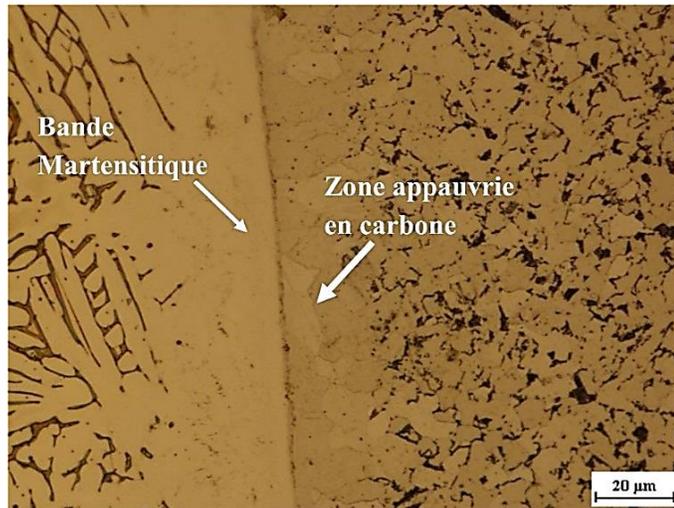
Comme le montre la *figure IV.9*, une limite de type II est observée dans la soudure hétérogène au voisinage de la ligne de fusion du côté de l'acier API Gr B qui est essentiellement un joint de grain qui est parallèle à la ligne de fusion mais qui se localise à l'intérieur de la zone fondue à quelques microns de la ligne de fusion, Cette limite se forme à l'état solide pendant le refroidissement de soudure, ce qui permet la croissance des grains d'austénite à travers la ligne de fusion.



**Figure IV-9.** Micrographie optique de l'interface zone fondue E2209 / acier API Gr B.

L'examen métallographique révèle la présence d'une zone étroite d'environ 20 à 50 µm entre la ligne de fusion et de la limite de type II, appelée "bande martensitique". Cette zone est une partie de la zone fondue qui a complètement fondu et recristallisé sans subir la dilution du métal d'apport. Le développement de cette région a été attribué aux différences dans la structure cristallographique entre les matériaux soudés [48].

La *figure IV.10* montre la région appauvrie en carbone suite à la migration du carbone lors du soudage et l'apparition de la bande nommée martensitique.



**Figure IV-10.** Micrographie de l'interface zone fondue / acier API Gr B, montrant clairement la zone appauvrie en carbone.

Cette migration du carbone de l'acier Gr B vers l'acier duplex, qui se produit lors de l'exposition à des températures élevées, conduit à la formation d'une région appauvrie en carbone dans l'acier à faible teneur en carbone avec une microstructure composée de ferrite grossière ayant une faible dureté et une autre région riche en carbone (grâce à l'affinité de Cr au C) conduit à la formation d'une bande contenant une forte densité de carbures et/ ou de la martensite possédant une dureté très élevée.

### IV.4. Résultats des propriétés mécaniques

#### IV.4.1. Résultats de l'essai de traction

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

La résistance à la traction  $R_m$  (N/mm<sup>2</sup> ou MPa) correspondant au point maximum de la courbe conventionnelle de traction monotone se calcule comme suit :  $R_m = \frac{F_m}{S_0}$

Avec :

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

Par le logiciel lié (adéquate) à la machine de traction nous avons obtenus les résultats présentait selon le *Tableau IV.3* :

Acier soudé	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)	Section (mm <sup>2</sup> )	Re (MPa)	Fm (N)	Rm (MPa)
Essai 1	12.80	3.75	48	390.78	30496.29	635.33
Essai 2	12.15	4.02	48.85	388.96	31129.17	637.24

**Tableau IV-3.** Résultats de l'essai de traction.

Le *Tableau IV.4* représente les résultats d'essais de traction sur le joint hétérogène (Duplex 2205/ API Grade B). Nous observons que La rupture de l'éprouvette de traction s'est produite, hors cordon de soudure, au niveau du métal de base de l'acier HSLA API Grade B.

Matériau	Résistance à la traction Rm (MPa)	Allongement (%)	Location de la rupture
Duplex 2205	755	28	---
API Grade B	507	39	---
Joint hétérogène (2205/Gr B)	636.29	18.06	MB côté API Grade B

**Tableau IV-4.** Propriétés mécaniques de la soudure hétérogène.

La valeur moyenne de la résistance à la rupture R<sub>m</sub> du joint soudé est 636.29 MPa. En comparant ce résultat avec celle du métal de base, Il est à noter que la valeur moyenne de la résistance R<sub>m</sub> de la soudure est supérieure à celle du métal de base, ce qui signifie que la résistance à la traction des soudures hétérogènes est acceptable, et qu'elles offrent de bonnes propriétés mécaniques, du point de vue résistance à la traction.

#### IV.4.2. Résultats de l'essai de dureté

La *figure IV.11* et le *Tableau IV.5* montrent respectivement les résultats et le profil de dureté de la soudure hétérogène. Une dureté légèrement élevée est enregistrée au niveau de la ZAT de l'acier inoxydable duplex par rapport au métal de base ; ceci est due à l'augmentation de la teneur en ferrite dans cette zone, provoquée par les cycles thermiques de soudage. En outre, les valeurs de dureté les plus faibles sont enregistrés dans la ZAT de l'acier Gr B ; en raison de la croissance du grain de la microstructure et de la décarburation dans cette région.

Echantillon 1	Nbr de point pour la ligne 1	HV10	Nbr de point pour la ligne 2	HV10
MB 2205	1	250,96	16	253,34
	2	248,92	17	253,77
	3	246,06	18	254,19
ZAT 2205	4	243,75	19	256,64
	5	260,49	20	256,45
	6	270,55	21	257,11
ZF E2209	7	252,55	22	229,1
	8	242,27	23	209,12
	9	235,4	24	222,67
ZAT API Gr B	10	203,47	25	156,26
	11	166,51	26	152,95
	12	147,74	27	150,3
MB API Gr B	13	105,07	28	125,96
	14	122,04	29	130,25
	15	120,95	30	130,56

Tableau IV-5. Résultats de l'essai de dureté.

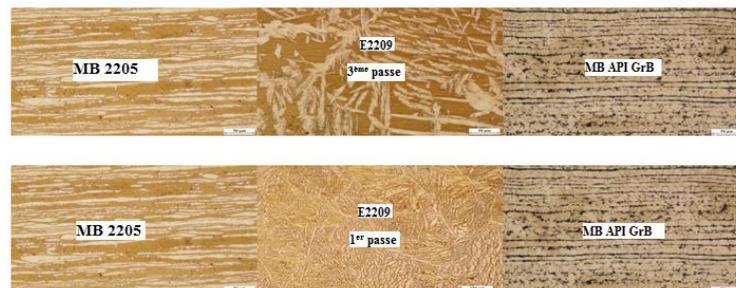
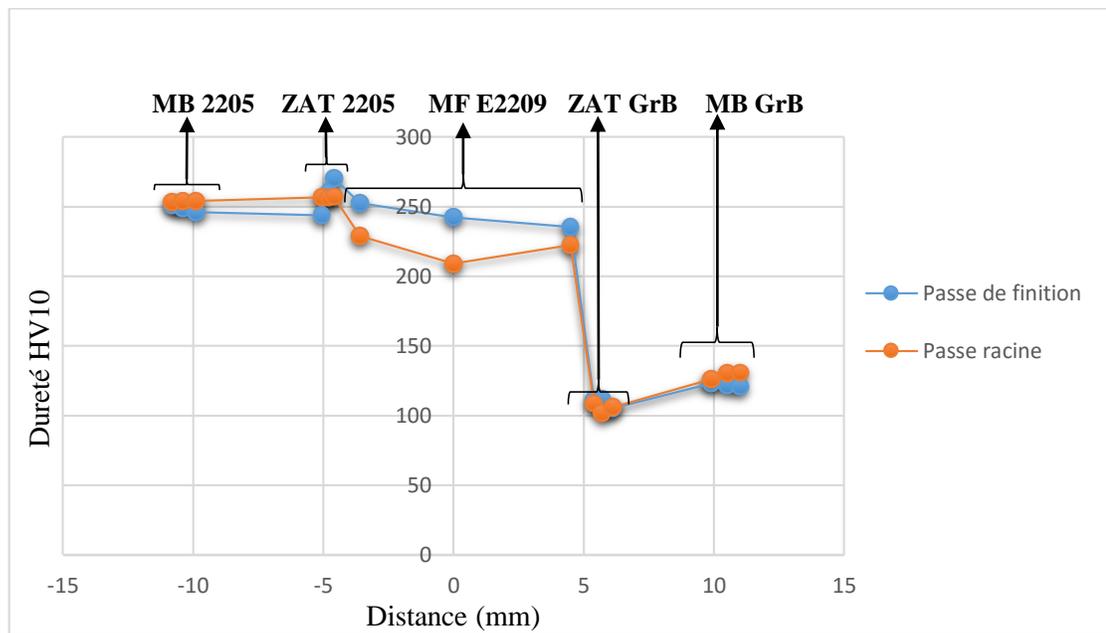
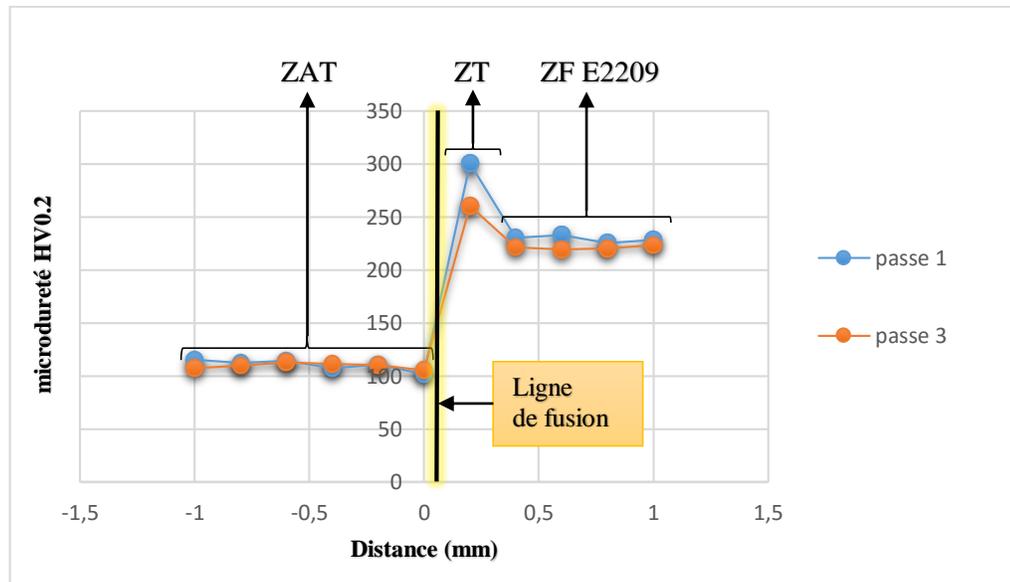


Figure IV-11. Evolution de la dureté HV10 le long de la soudure hétérogène.

### IV.4.3. Résultats de l'essai de microdureté (HV0.2)

Les deux profils de microdureté à l'interface entre l'acier Gr B et la zone fondue sont représentés dans la *figure IV.12* :



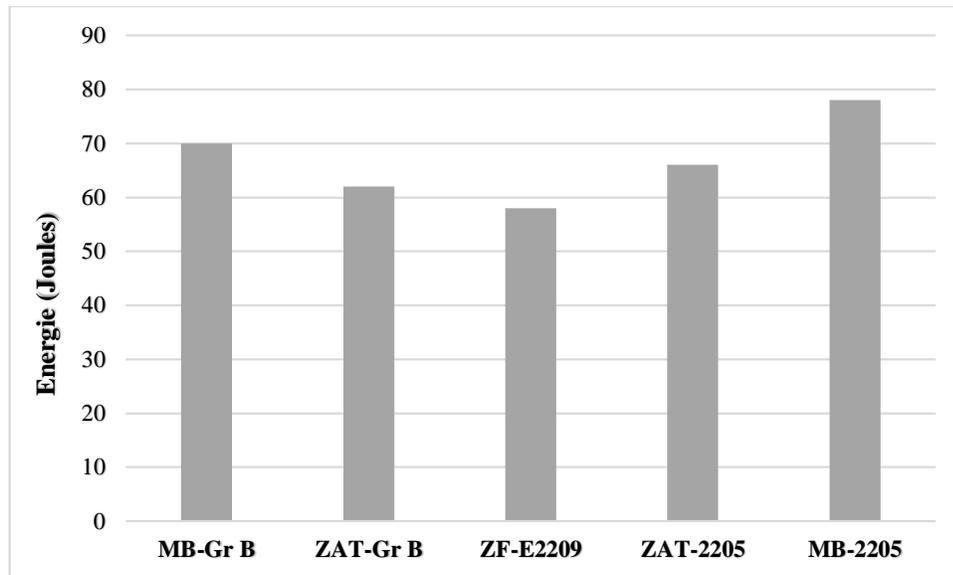
**Figure IV-12.** Evolution de la dureté HV0.2 à l'interface entre l'acier Gr B et la zone fondue en 2 mm de distance.

Le pic de dureté observé dans la zone étroite entre la ligne de fusion et la limite de type II est attribué à la présence dans cette région de micro constituants durs, tels que les carbures et/ou la martensite.

La différence de comportement de la dureté dans les deux passes dans la zone fondue est attribuée essentiellement à la transformation de  $\delta \rightarrow \gamma$  qui est dû à la vitesse de refroidissement, tel que les zones internes du métal fondu se refroidissent en dernier, et sont donc caractérisées par de fortes teneurs en austénite (qui est ductile) par rapport au passe externe qui a une forte teneur en ferrite (qui est dur).

### IV.4.4. Résultats de l'essai de résilience Charpy

Les valeurs de la ténacité de l'acier duplex et de l'acier Gr B (MB et ZAT) ainsi que la zone fondue E2209 sont reportées dans la *figure IV.13*.



**Figure IV-13.** Histogramme des valeurs de l'énergie absorbée lors des essais Charpy.

Les données de l'histogramme ci-dessus montrent que l'énergie absorbée durant l'essai de résilience réalisé sur une éprouvette prélevée dans la ZAT de l'acier au carbone (62J) est moins importante que celle du métal de base à structure ferrito-perlitique (70J). Cela signifie que le métal de la ZAT est moins résilient car moins ductile à cause de sa structure bainitique fine majoritaire. L'essai de résilience réalisé sur une éprouvette prélevée dans la zone fondue de l'acier duplex a montré une énergie absorbée de l'ordre de 58 J. Cette baisse d'énergie absorbée révèle une baisse de résilience du matériau dans cette zone. Ce résultat peut être expliqué par le fait que l'acier duplex est plus dur que l'acier au carbone. En effet l'acier duplex est riche en éléments d'additions (Cr ; Ni ; Mo...etc) ce qui lui procure une dureté importante mais une résilience un peu basse comparée à l'acier au carbone. L'essai de résilience effectué sur une éprouvette prélevée dans la ZAT de l'acier duplex à structure fine a montré une énergie absorbée de l'ordre de 68 J, ce qui signifie une amélioration de la résilience du matériau qui devient plus ductile comparé au matériau de la ZT à structure dendritique grossière (58J). L'essai de résilience réalisé sur une éprouvette prélevé sur le métal de base de l'acier duplex à structure austéno-ferritique a montré une énergie absorbée encore plus haute de l'ordre de (78J). Cette haute énergie absorbée est synonyme d'une meilleure ductilité et d'une meilleure résilience comparée aux cas précédemment décrits.

**Remarque :** Pendant les essais de résilience effectués à une température négative de  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  en utilisant une neige carbonique, la propagation de la fissure n'a jamais été totale, et l'éprouvette ne s'est jamais brisée en deux parties dans les cinq essais réalisés comme le montre la *figure IV.14*. Ces éprouvettes non brisées totalement indiquent que les matériaux utilisés sont ductiles et le niveau de résilience est bon dans le joint soudé ainsi que dans les métaux de base.



**Figure IV-14.** Eprouvettes de résilience après l'essai.

#### **IV.5. Conclusion**

Les discussions faites dans ce chapitre ont montré que le choix du métal d'apport peut contribuer considérablement au bon fonctionnement de l'assemblage hétérogène en service. Les phénomènes de dissolution de l'austénite, la formation de la phase ferritique  $\delta$ , la migration du carbone dans la ligne de fusion du côté de l'acier API Gr B impliquant la formation de carbures complexes, les fluctuations de températures lors des différentes passes, ont tous une influence capitale sur le comportement mécanique de l'assemblage hétérogène.

# ***Conclusion Générale***

## Conclusion générale

Le travail présenté dans ce mémoire traite du soudage hétérogène entre un acier inoxydable duplex 2205 et un acier faiblement allié à haute limite d'élasticité API Grade B, soudé par le procédé TIG avec un métal d'apport duplex E2209. Le choix de ces trois matériaux a été imposé par l'entreprise GTP. Ce sont des matériaux largement utilisés dans les industries chimiques et pétrolières. Dans cet objectif, on a utilisé plusieurs techniques tant du point de vue microstructural que mécanique. Cela nous a permis de conformer aux normes la faisabilité de telles soudures hétérogènes, et nous a également permis de tirer les points suivants :

D'un point de vu microstructural, nous pouvons conclure les points importants suivants :

- Grâce à l'examen macrographie, On a pu observer l'hétérogénéité dans le joint soudé et mettre ainsi en évidence les différentes zones qui le constituent.
- L'examen micrographique nous a dévoilé la structure métallurgique de la zone fondue, la zone affectée thermiquement et le matériau de base, ce qui nous a permis d'observer les phases présentes.
- La configuration structurale et l'équilibre des phases  $\delta/\gamma$  de l'acier inoxydable duplex 2205, change de manière significative lors du soudage. Suite aux effets des cycles thermiques du soudage.
- La microstructure de la ZAT coté duplex est constituée par deux zones :  
**La zone de surchauffe** (partie de la ZAT adjacente à la ligne de fusion) est devenue entièrement ferritique. La reformation de l'austénite dans cette zone se fait par germination hétérogène lors du refroidissement.  
**La zone de recuit partiel** (adjacente au métal de base) est constituée d'une microstructure qui a subi des phénomènes de recristallisation et de croissance des grains. L'équilibre de phase  $\delta/\gamma$  dans cette zone est moins altéré que celui dans la zone de surchauffe.
- La microstructure de la zone fondue est composée de ferrite et d'austénite. Une structure composée d'austénite de Widmanstätten et intergranulaire dans une matrice ferritique est observée dans la micrographie de la soudure produite par l'électrode E2209.
- Etant donné que la zone fondue de la soudure est riche en Cr et que ce dernier possède une forte affinité avec le carbone, il s'est produit lors du soudage, une migration de carbone du métal de base de l'acier Grade B vers la zone fondue. Cela a développé une région étroite appauvrie en carbone, de 50  $\mu\text{m}$  de largeur environ. La largeur de cette zone appauvrie en carbone dépend à la fois du gradient de température et la teneur en carbone de l'acier faiblement allié.
- Une limite de type II (type II boundary) s'est formé voisinage de la ligne de fusion du côté de la ZF. Cette limite est caractéristique dans le soudage hétérogène entre les aciers inoxydables et les aciers faiblement alliés. Le développement de cette limite a été attribué aux différences dans la structure cristalline et la composition chimique entre les matériaux à assembler.

## CONCLUSION GENERALE

---

- La zone décarburée composée de structure molle, comprise entre deux régions ayant des duretés et des résistances plus élevés, est le siège d'une concentration de contraintes plus importantes que dans les autres régions de la soudure hétérogène.
- Pour atténuer la migration et la redistribution du carbone dans le soudage hétérogène, on peut appliquer deux méthodes :
  - On peut effectuer un beurrage des joints avant soudage avec de l'Inconel 182 (genre de peinture à forte teneur en Nickel), ce qui va créer une barrière à la migration du carbone et empêche la redistribution du carbone.
  - On peut augmenter de la teneur en Ni dans le métal d'apport, ce qui modifie la solubilité du carbone, rend les carbures moins stables, et en général retarde la migration du carbone à partir du matériau ferritique.

D'un point de vue mécanique, nous pouvons tirer les conclusions importantes suivantes :

- La valeur de la dureté la plus élevée est enregistrée au niveau de la zone étroite qui s'est formée entre la ligne de fusion et de la limite de type II constituée par des joints de gains austénitiques parallèles à la ligne de fusion. Ceci est attribué à la présence, dans cette zone, de micros constituants durs (carbures de chrome et/ou martensite), provoqués par la migration du carbone de l'acier Grade B vers la zone fondue.
- La résistance maximale à la rupture ( $R_m$ ) d'un joint soudé hétérogène est acceptable parce qu'elle est supérieure à celle du métal de base.
- Lors de l'essai de résilience, l'énergie absorbée dans la ZAT de l'acier Gr B (62 J) est inférieure à celle du métal de base (70 J). Cela est synonyme d'une faible résilience et d'une faible ductilité. Cela peut être expliqué par la formation d'une structure majoritairement bainitique qui est relativement dure comparée à la structure ferrito-perlitique du métal de base, ainsi qu'à la présence de micro constituants durs dans cette région.

**Remarque :** Durant le soudage hétérogène, une ligne de démarcation claire est observée entre la zone fondue de l'acier au carbone et celle de l'acier duplex (voire *figure IV.9*). Cette ligne traduit un refus de mixage et de mélange des deux bains lors du soudage. Nous pensons que cette ligne est une forme d'hétérogénéité structurale dont il faut se débarrasser. Pour cela, nous avons pensé à faire un traitement thermique d'homogénéisation pour éliminer cette ligne en provoquant une diffusion intermétallique. Il est attendu que cette diffusion conduira à la formation d'une structure mixte de liaison entre les deux bains améliorant ainsi la microstructure et les propriétés mécaniques. Cependant, nous avons appris [41] qu'un tel traitement provoquerait une précipitation de carbures de chrome, ce qui va aggraver les conditions de la fragilité du joint soudé et l'augmentation des risques de fissuration et de rupture qu'il faut absolument éviter lors du soudage.

## **Perspectives**

D'un point de vu engineering et pour compléter cette étude, il sera intéressant de faire plus de travaux de recherche sur l'optimisation du procédé de soudage.

L'optimisation passe par l'adaptation de techniques de mesure. Nous pouvons citer, à titre indicatif :

- Etude du comportement électrochimique du joint soudé.
- Des essais expérimentaux pour faire une corrélation entre la pression d'éclatement et la microstructure du joint soudé hétérogène, peuvent être envisagés afin de donner un prolongement industriel réel à ce travail scientifique de laboratoire.

***Références  
bibliographiques***

## Références bibliographiques

- [1] C. Pan and Z. Zhang, Characteristics of the weld interface in dissimilar austenitic-pearlitic steel welds, *Mater. Charact.* vol. 33, no. 2, 1994.
- [2] T. H. Chen, K. L. Weng, and J. R. Yang, The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 338, no. 1–2, 2002.
- [3] Pierre-Jean CUNAT. *Aciers inoxydables, Critères de choix et structure*. Techniques de l'Ingénieur, M4540-1.
- [4] BOUMELITA Yassine, *Dégradation des propriétés mécaniques du cordon de soudure d'un acier API X70 en fonction de la succession des réparations Application dureté*. 95 p. Thèse de Master : Génie Mécanique : Annaba, Université Badji Mokhtar : 2017.
- [5] Bruce L. Bramfitt, Arlan O. Benschoter, *Metallographer's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels*. ASM International, 2001. 354 p. ISBN-13: 978-0871707482.
- [6] A.S. Bilat, *Estimation du risque de rupture fragile de soudures de pipelines en aciers à haut grade : caractérisation et modélisation*, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, juin 2007.
- [7] K. Hulka, *HSLA large diameter pipe plate from standard production to X80/X100, Niobium Information 13/97*, 1997.
- [8] Myer Kutz, *Handbook of materials selection*, ed. John Wiley&Sons, Inc., 2001.
- [9] Nazim ABDEDOU. *Caractérisation structurale et mécanique de l'acier a haute limite élastique soudé de grade API 5L X60*. 88p. Mémoire de PFE. ENP Alger : 2016.
- [10] T.Araki, et al. *Continuous-Cooled Zr Microstructures of Low-Carbon. Steel*, vol. 1, ISIJ, Tokyo, 1992.
- [11] Hans-Georg. Hilenbrand. *Production of high strength pipeline steels. Niobium 2001, December, 02-05 2001 Orlondo. Florida, USA*.
- [12] Fu-Ren Xiao, Bo. Liao, Yi-Yin Shanb, Gui-Ying Qiaoa. *Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel. Materials Science and Engineering A 431 (2006) 41R52*.
- [13] Q. Xue, D. Benson, M.A. Meyers, V.F. Nesterenko, E.A. Olevsky, *Constitutive response of welded HSLA 100 steel. Materials Science and Engineering A354*. 2003.
- [14] F. Heisterkamp, T. Carneiro, *NIOBIUM: Future Possibilities – Technology and the market place*, 2001.
- [15] OUALI Naima. *Comportement au vieillissement et à la restauration par traitement thermique de l'acier inoxydable austeno-ferritique SAF 2205*. 96 p. thèse de Magister : Science des Matériaux : Université Saad Dahlab de Blida, 2012.
- [16] S. BENISSAAD. *Le soudage TEC 340*. Alger : OPU, 1991. 128 p.
- [17] H. Granjon. *Bases métallurgiques du soudage*. Public Soudage & Applicat, 1989, 233 p, ISBN-10 : 2857011598.
- [18] J.M. Gregg, H.K.D.H. Bhadeshia. *Titanium-rich mineral phases and the nucleation of bainite. Metall. Mater. Trans.*1994.
- [19] Guy David. *Les Aciers Inoxydables. Technique et Documentation – Lavoisier Paris* 1990.

- [20] A.P Lambert. Rupture par clivage de microstructures d'aciers bainitiques obtenues en conditions soudage. 299p. Thèse de doctorat : Science et Génie des matériaux : Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001.
- [21] H. G. Hillenbrand, A. Liessem, G. Knauf, K. Niederhoff, J. Bauer, Development of large diameter pipe in grade X100, Third International Conference on Pipeline Technology, Bruges, publications EUROPIPE n°36, 2000.
- [22] C.W. KOVACH. High performance stainless steel, Technical marketing resources, Inc, Pittsburg, PA, USA.
- [23] Pascal PAILLARD. Assemblages métallurgique soudés : contrôles destructifs généraux. Techniques de l'ingénieur. fasc BM7792 V1 (2015).
- [24] N. Perry. Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables. 244p. Thèse de doctorat : Génie Mécanique : Université de Nantes, 2000.
- [25] B. Belkessa. Influence des traitements thermiques de haute température sur le comportement structural et mécanique des soudures en acier duplex 2205. 71 p. Mémoire de Magistère, université de Blida : 2005.
- [26] Pascal PAILLARD. TIG : Soudage à l'arc sous protection gazeuse avec électrode non fusible. Techniques de l'ingénieur. Fasc BM7733 V1. 2017.
- [27] Klas WEMAN. Aide-mémoire. Procédés de soudage. Edition DUNOD, 2003. 312 p. Aide-mémoire de l'ingénieur. ISBN 13 : 9782100487998.
- [28] C. Ferdinand. Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédé TIG et Laser de tôles d'alliages de titane réfractaire. 129 p. Thèse de doctorat : science et génie des matériaux : Institut National Polytechnique de Toulouse, 2005.
- [29] Guy MURRY. Soudage et soudabilité métallurgique des métaux. Technique de l'ingénieur. fasc M715.
- [30] Abdulkader ZALT. Endommagement par fatigue et prédiction de la durée de vie des joints soudés de type caisson. 125 p. Thèse de doctorat : Sciences des Matériaux : Université de Lorraine Metz. 2012.
- [31] R. Baus, W. Chapeau. Application du soudage aux constructions. Eyrolles, Paris, 1978.
- [32] Moussavi Torshizi S.E. Ecroissage cyclique d'aciers inoxydables austénitique, ferritiques et austéno-ferritique : influence de l'histoire de chargement. 215 p. Thèse de doctorat : mécanique : Université de Lille1, 1997.
- [33] R. BLONDEAU. Métallurgie et mécanique du soudage. Hermes Science Publications. 2001. 303 p. Traité Mécanique et Ingénierie des Matériaux. ISBN-13: 978-2746203174.
- [34] E. BOUCARD. Étude de l'influence de l'état métallurgique de l'austénite sur la microstructure de transformation de phase dans les aciers bas carbone. 241 p. Thèse de doctorat : Sciences des Matériaux : Université de Lorraine, 2014.
- [35] R.W.K. Honeycombe, H. Bhadeshia, Steels: Microstructure and Properties. Third edition, Elsevier Ltd. 2006.

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [36] Murry G. Transformations dans les aciers. Techniques de l'Ingénieur, M1-115. 1998.
- [37] D. Kaplan, A. Lambert-Perlade, Influence des composés « martensite-austénite résiduelle » sur la ténacité des zones affectées par la chaleur lors du soudage des aciers C-Mn, La revue de métallurgie - CIT, 889-898, 2001.
- [38] J. W. Elmer, S. M. Allen, T. W. Eagar, Microstructural development during solidification of stainless steels alloys. Metallurgical transaction A, Vol. 20A, 1989.
- [39] K. Rajasekhar, C.S. Harendranath, R. Raman, S.D. Kulkarni. Microstructural Evolution during Solidification of Austenitic Stainless-Steel Weld Metals: A Color Metallographic and Electron Microprobe Analysis Study, Materials Characterization, Vol. 38, 1997.
- [40] Moiron, J. L. Bonnefois. B. et Cunat, P. J. Souder les aciers inoxydables, OTUA, SIRPE Paris. 2000.
- [41] R. BADJI. Influence des traitements thermiques à haute température sur l'évolution de la texture et de la microstructure des soudures d'acier inoxydable duplex 2205, 177p. Thèse Doctorat : mécanique : ENP : Alger. 2008.
- [42] C. Ferdinand. 'Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédé TIG et Laser de tôles d'alliages de titane réfractaire'. Thèse de doctorat. Institut National Polytechnique de Toulouse, 2005.
- [43] Gunn, R. N. Duplex Stainless Steels. Microstructure, properties and applications. Abington Publishing; Cambridge England, 2003.
- [44] Bonnefois, B. et Charles, J. Evolutions dans la mise en œuvre des aciers inoxydables austéno-ferritiques, Soudage et techniques connexes, 1997.
- [45] C. J. Long, W.T. DeLong, The ferrite content of austenitic stainless-steel weld metal. Welding journal, 52, 1973.
- [46] Norme AFNOR. Soudage et Techniques Connexes. Qualification de procédures de soudage, 1994.
- [47] Z. Sun and T. Moisiu. Weld metal/ferritic steel interface in laser welded austenitic/ferritic dissimilar steel joints. Journal of Materials Science Letters.
- [48] P. B. Srinivasan, V. Muthupandi, W. Dietzel, and V. Sivan. An assessment of impact strength and corrosion behaviour of shielded metal arc welded dissimilar weldments between UNS 31803 and IS 2062 steels, Mater. Des., vol. 27, no. 3, 2006.
- [49] C. Pan and Z. Zhang, Characteristics of the Weld Interface in Dissimilar Austenitic-Pearlitic Steel Welds, Materials Characterization 1994.
- [50] J. C. Lippold, I. Varol, W. A. Baeslack. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steel at -20 °C, Welding Journal, 1994.
- [51] T. Doody, Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds in for sour service, Welding journal, Vol. 55, 1992.
- [52] I. Varol, J. C. Lippold, W. A. Baeslack. Microstructure/property relationships in simulated heat affected zones in duplex stainless steels. Recent trends in welding science and technology. ASM International, Materials Park. OH. 1990.

- [53] Ramazan Yimaz Mustafa Tümer, Microstructural studies and impact toughness of dissimilar weldments between AISI 316 L and AH36 steels by FCAW, international journal advanced manufacturing technologies 2013.
- [54] P. Bala Srinivasan, V. Muthupandi, W. Dietzel, and V. Sivan, Microstructure and Corrosion Behavior of Shielded Metal Arc-Welded Dissimilar Joints Comprising Duplex Stainless Steel and Low Alloy Steel, Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 15. 2006.
- [55] S. Wang, Q. Ma, and Y. Li, Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR. Mater. Des. vol. 32, no. 2, 2011.
- [56] A. Eghlimi, M. Shamanian, M. Eskandarian, A. Zabolian, M. Nezakat, and J. a. Szpunar Evaluation of microstructure and texture across the welded interface of super duplex stainless steel and high strength low alloy steel. Surf. Coatings Technol. vol. 264, 2015.
- [57] S.K. Albert, T.P.S. Gill, A.K.Tyagi, S.D.Kulkarni, Soft Zone Formation in Dissimilar Welds between Two Cr-Mo steels. Welding Journal, Vol. 76(3), 1997.
- [58] K. Laha, S. Latha, K. Bhanu Sankara Rao, S.L. Mannan, D.H. Sastry, Comparison of Creep Behaviour of 2.25Cr - 1Mo/ 9Cr - 1Mo Dissimilar Weld Joint with Its Base and Weld Metals. Materials Science and Technology, Vol.17. 2001.
- [59] R. Anand, C. Sudha, T. Karthikeyan, A. L. E. Terrance, S. Saroja, M. Vijayalakshmi, Effectiveness of Ni-Based Diffusion Barriers in Preventing Hard Zone Formation in Ferritic Steel Joints. Journal of Materials Science. Vol. 44(1), 2009.
- [60] G. Cumino, S. Caminada, G. Rutili, A. Bertoni, C. Chovet, Low Alloy Steels for Energy Production: Dissimilar Joints, Welding International, Vol. 23(7), 2009.
- [61] C. J. Long, W.T. DeLong, The ferrite content of austenitic stainless-steel weld metal. Welding journal, 1973.
- [62] A. Ul-Hamid et al. Failure of weld joints between carbon steel pipe and 304 stainless steel elbows. Engineering Failure Analysis, 2005.
- [63] J. Lippold and D. Kotecki, Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. 2005.
- [64] D. L. Elder, Carbon migration across dissimilar metals weld related to power plant, Thèse de doctorat, Cambridge, 2001.
- [65] Christoffer & Curran, Welding Research Supplement, 1956.
- [66] G. Cumino and Al., Low alloy steels for energy production: dissimilar joints, Welding International. Vol. 23, No. 7, 2009.
- [67] Solidification and phase transformations in a dissimilar steel weld 18 MND5 /309L/308L: evolution of microstructure and mechanical properties. 260p. These de Doctorat : mécanique : université de Grenoble, 2014.
- [68] J.N Dupont and C.S. Kusko. Technical note: martensite formation in austenitic/ferritic dissimilar alloy welds. Welding Journal, 1994.
- [69] C. Pan, R. Wang, J. Gui. Direct TEM observation of microstructures of the austenitic/carbon steels welded joint. Journal of Materials Science, 1990.

# ***Annexes***

## Annexes

# ANNEXE 1

## Présentation de l'E.N.G.T.P

**Dénomination :** Entreprise Nationale de Grands Travaux Pétroliers

**Logo :** E.N.G.T.P.

**Statut :** Société par actions

**Régime juridique :** Entreprise publique économique

**Filiale du groupe :** SONATRACH

**Siège social :** zone industrielle BP 09 - Reghaia -  
Alger



Siège de la direction générale

GTP est une société, filiale du groupe SONATRACH, qui offre des services de construction d'ouvrages destinés à la production, transformation et distribution des Hydrocarbures, la pose de canalisation à grande distance, l'engineering, le procurement, la maintenance industrielle, le soudage et le contrôle de soudage. Pour réaliser ses missions, GTP s'appuie sur un groupe à l'expérience nationale et internationale reconnue, le Groupe SONATRACH.

## DOMAINES D'INTERVENTIONS

GTP intervient dans les secteurs suivants :

- Hydrocarbures.
- Chimie et pétrochimie.
- Energie.
- Matériaux de construction.
- Hydraulique.



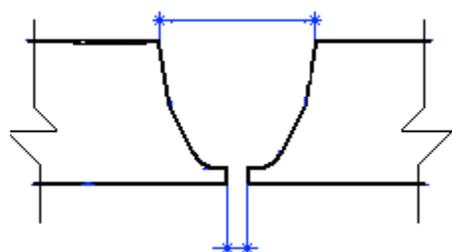
## LES ACTIVITES DE G.T.P

GTP effectue toute sorte d'activités : Engineering, Génie civil et bâtiments, Montage industriel, Préfabrication, Canalisation, Soudage, Contrôle et essais, Traitement thermique, maintenance industrielle.

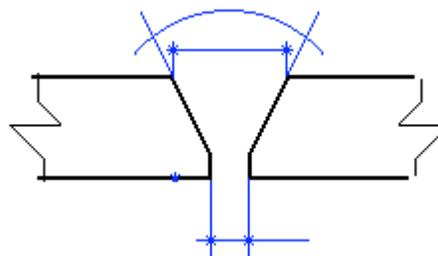
## ANNEXE 2

### Les différents types de chanfreins

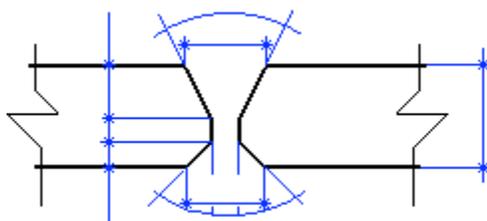
En soudure électrique à l'arc des éléments ou des tôles de fortes épaisseurs, on peut adopter, dans certains cas, des chanfreins profonds en U ou "en calice", qui permettent, d'utiliser une quantité moindre d'électrodes.



Chanfrein en "U".



Chanfreins en "V".



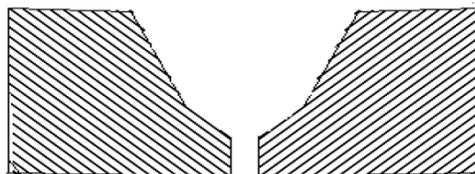
Chanfrein en "X" pour les tôles épaisses.



Chanfrein en "X" pour les fers massifs.

Tubes à épaisseur > 20 mm.

Tubes à épaisseur  $\leq 20$  mm



Chanfrein en "V" à double pente.

## ANNEXE 3



## CERTIFICAT D'ANALYSE

N°:

Date: 05/03/19

Nuance:

Opérateur: AITOUAMER AMINE

Client:

Commande:

On certifie que le matériel suivant:

Matériel:

Echantillon:ACIER CR

Coulée:

Quantité:

a cette composition chimique:

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Mo%	Ni%	Nb%
Résultat	0.067	0.684	1.659	0.043	0.036	22.527	3.576	5.994	0.077

Ref. MIN	----	----	----	----	----	----	----	----	----
Ref. MAX	----	----	----	----	----	----	----	----	----

	Al%	Cu%	Co%	B%	Ti%	V%	W%	Sn%	Pb%
Résultat	0.015	0.414	0.049	0.009	0.014	0.076	0.031	0.030	0.007

Ref. MIN	----	----	----	----	----	----	----	----	----
Ref. MAX	----	----	----	----	----	----	----	----	----

	Mg%	Ce%	La%	Ca%	Sb%	As%	Zn%	Te%	Zr%
Résultat	0.007	0.083	>0.030	0.006	0.438	<0.005	>0.050	0.022	0.022

Ref. MIN	----	----	----	----	----	----	----	----	----
Ref. MAX	----	----	----	----	----	----	----	----	----

	Fe%							
Résultat	63.820							

Ref. MIN	----							
Ref. MAX	----							

Remarques: 4

## ANNEXE 4



## CERTIFICAT D'ANALYSE

N°:

Date: 05/03/19

Nuance:

Opérateur: AITOUAMER AMINE

Client:

Commande:

On certifie que le matériel suivant:

Matériel:

Echantillon: ACIER AU CARBONE  
Coulée:  
Quantité:

a cette composition chimique:

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Mo%	Ni%	Nb%
Résultat	0.114	0.338	1.154	<0.002	0.030	0.101	0.051	0.078	<0.002

Ref. MIN	----	----	----	----	----	----	----	----	----
Ref. MAX	----	----	----	----	----	----	----	----	----

	Al%	Cu%	Co%	B%	Ti%	V%	W%	Sn%	Pb%
Résultat	0.026	0.094	<0.002	0.001	0.009	<0.001	0.012	0.001	0.005

Ref. MIN	----	----	----	----	----	----	----	----	----
Ref. MAX	----	----	----	----	----	----	----	----	----

	Mg%	Ce%	La%	Ca%	Sb%	As%	Zn%	Te%	Zr%
Résultat	0.004	0.027	0.006	0.001	0.066	0.086	0.015	0.021	<0.001

Ref. MIN	----	----	----	----	----	----	----	----	----
Ref. MAX	----	----	----	----	----	----	----	----	----

	Fe%								
Résultat	97.758								

Ref. MIN	----								
Ref. MAX	----								

Rémarques:

## ANNEXE 5

# OK Tigrod 2209

GTAW  
ER2209

## Description

Bare, corrosion-resistant, duplex welding rods for welding austenitic-ferritic stainless alloys of the 22% Cr, 5% Ni, 3% Mo types.

OK Tigrod 2209 has high general corrosion resistance. In media containing chloride and hydrogen sulphide, the alloy has high resistance to intergranular corrosion, pitting and especially to stress corrosion. The alloy is used in a variety of applications across all industrial segments.

## Welding current

DC(-)

## Classifications

SFA/AWS A5.9	ER2209
EN 12072	W 22 9 3 NL

## Wire composition

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
<0.03	0.5	1.7	22.5	8.5	3.3	<0.3

## Typical mech. properties all weld metal

Yield stress, MPa	600
Tensile strength, MPa	765
Elongation, %	28

## Charpy V

Test temps, °C	Impact values, J
+20	100
-20	85
-60	60

## Approvals

Sepros	UNA 485179
UDT	DIN 8556
VdTÜV	

## Packing data

Diameter, mm	Length, mm	Weight of rods/ box, kg
1.2	1000	5.0
1.6	1000	5.0
2.0	1000	5.0
2.4	1000	5.0
3.2	1000	5.0