



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République Algérienne Démocratique et Populaire
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
Ministère de l'enseignement supérieur et de la
recherche scientifique
جامعة العربي بن مهيدي أم البواقي
Université Larbi Ben M'Hidi Oum El Bouaghi



Faculté des Sciences Exactes et Sciences de la Nature et de la vie
Département De Sciences de la Matière

Mémoire

Pour l'obtention du diplôme de Master en Physique

Option : Physiques des matériaux

Etude métallurgique et mécanique des soudures TIG hétérogène

Présenter Par :

Bayou Ghada

Boumenad Karima

Sous la Direction de :

Pr.GoumeidaneFayçal

Dr. Bensaid Nabil

Soutenu le : 25 /06/2023

Devant le jury

Président : Pr.Farah Hichem,

Examineur :Dr.Benhamla Nabil

Encadreur :Pr. Goumeidane Fayçal

Co-Encadreur: Dr. Bensaid Nabil

Univ l'Arbi Ben M'Hidi O.E.B

Univ l'Arbi Ben M'Hidi O.E.B

Univ l'Arbi Ben M'Hidi O.E.B

CRTI, Cheraga. Alger

Année Universitaire 2022-2023

Dédicace

Je dédie ce modeste travail aux personnes les plus chères que je possède au monde

A mon père qui, par ses conseils judicieux ses encouragements et sa tendresse m'a mené sur le chemin de la réussite. Qu'il trouve dans ce travail, une bien mince récompense.

A ma mère qui, par sa douceur et son amour sans limite, a su m'inculquer le sens du devoir, de la persévérance et de la responsabilité. Qu'elle trouve dans ce modeste ouvrage ma reconnaissance et mes vifs remerciements.

A mes grands-parents qui étaient toujours présent par leur tendresse et leur bienveillance.

A mon frère mahi et mes sœurs safia et maria.

Aux familles Boumaned et Zantar.

A tous mes amis.

A tous mes collègues.

Et à tous ceux que j'aime et qui m'aiment, où qu'ils soient.

Karima

Dédicace

Je dédie modestement, comme preuve d'amour et de reconnaissance ce travail :

A mes chers parents, symbole d'amour, défie et courage, que dieu me les gardes et les protèges contre tout mal.

A mes frères et ma sœur et mon cœur Djouri

A toute la famille Bayou

Et tous mes amis

A tous mes camarades et collègues.

A tous ceux qui m'aiment et que je n'ai pas cités.

Ghada

Remerciement

Nous tirons à remercier Dieu le tout puissant de m'avoir donné le courage, la patience et l'aide pour mener à bien ce modeste travail.

Nous tenons à exprimer notre profonde gratitude à Monsieur Goumeidane Fayçal notre promoteur ainsi que notre Co-promoteur Mr Bensaid Nabil de nous avoir accordé toute leurs attention, on nous accompagnant et on nous dirigeant de la meilleur manière qu'il soit.

Nous remercions le président et les membres de jury pour l'évaluation de ce travail.

Nos remerciements vont également à tous nos enseignants du département physiques des matériaux qui ont contribué activement à notre formation.

Nous remercions tous ceux qui ont contribué de prêt ou de loin à ce travail.

الملخص

يتعرض الفولاذ المقاوم للصدأ الفريتي بشكل عام، وخاصة الصنف 430، للعديد من المشكلات أثناء عملية اللحام. تتمثل هذه المشاكل في تضخم الحبيبات، على مستوى المنطقة المنصهرة (FZ) والمنطقة المتأثرة بالحرارة (HAZ)، إضافة إلى تشكل المارتنسايت على مستوى حدود الحبيبات. وهذا ما يؤدي إلى فقدان مرونة اللحام ويجعله عرضة للكسر. هذه الدراسة عبارة عن تقييم مقارنة بين لحامات TIG لفولاذ مقاوم للصدأ فريتي صنف AISI 430، باستخدام معادن حشو مختلفة، أوستنيتي (أصناف 308, 309 و 316) وأوستنيتو-فريتي (صنف 2209). إذن الهدف من هذه الدراسة مزدوج، أولاً العثور على معدن الحشو المناسب، ثم تحسين معلمات اللحام TIG المستمر و TIG النبضي.

تشير النتائج التي تم الحصول عليها إلى أن البنية المجهرية والخواص الميكانيكية للحام تأثر بمعلمات اللحام ونوع معدن الحشو. وأظهرت النتائج أيضاً أن استخدام عملية اللحام TIG النبضي منخفض التردد، ومعدن الحشو أوستنيتي من صنف 308، يؤدي إلى أفضل الخصائص الميكانيكية.

الكلمات الأساسية: لحام TIG ، لحام TIG نبضي ، الفولاذ المقاوم للصدأ الفريتي صنف 430، لحام غير متجانس ، معدن حشو أوستنيتي ، معدن حشو أوستنيتو-فريتي.

Résumé

Les aciers inoxydables ferritiques en générale, et la nuance ferritique AISI 430 en particulier, sont associés à de nombreux problèmes lors du procédé de soudage. Ces problèmes sont le grossissement des grains, à la fois dans la zone fondu (ZF) et celle affectée thermiquement (ZAT), et la formation de martensite au joints des grains au niveau de la zone fondu. Le grossissement des grains de la ferrite à haute température et la présence de martensite font que l'assemblage devient sensible à la rupture fragile.

Cette étude, est une évaluation comparative entre des soudures TIG en acier inoxydable ferritique AISI 430, utilisant différents métaux d'apports, austénitiques (de types 308, 309 et 316) et austenito-ferritique (de type 2209). Alors l'objectif de cette étude est double, d'abord trouver le métal d'apport adéquat, ensuite optimiser les paramètres de soudage TIG continue et TIG pulsé.

Les résultats obtenus indiquent que, la microstructure de solidification et les propriétés mécaniques des joints de soudures sont influencées par les paramètres de soudage et par le type du métal d'apport. Les résultats montrent également que l'utilisation du procédé de soudage TIG pulsé à basse fréquences, et le métal d'apport austénitique de type 308 conduit à des meilleures propriétés mécaniques.

Mots-Clés : Soudage TIG, Soudage TIG pulsé, acier inoxydable ferritique AISI 430, soudage hétérogène, métal d'apport austénitique, métal d'apport austenito-ferritique.

Abstract

Ferritic stainless steels, in general, and the first generation of the group 430, in particular, are associated with many problems during the welding process. These problems are the grain growth, both in the fusion zone (FZ) and heat affected zone (HAZ) and martensite formation at grain boundaries of the weld. The coarsening of ferrite grains at high temperature and the presence of martensite make the assembly becomes susceptible to fragile fracture.

In this study, ferritic stainless steel sheets AISI 430 were welded by austenitic filler metals of types (308, 309 and 316), and an austenitic-ferritic filler metal of type 2209. So the objective of This study is twofold, first find the adequate filler metal, then optimize the continuous TIG and pulsed TIG welding parameters. The results obtained indicate that the solidification microstructure and the mechanical properties of weld joints are influenced by the welding parameters and by the type of filler metal. The results also show that the use of the low-frequency pulsed TIG welding process, and the austenitic type 308 filler metal leads to better mechanical properties.

Keywords: TIG welding, pulsed TIG welding, AISI 430 ferritic stainless steel, heterogeneous welding, austenitic filler metal, austenitic-ferritic filler metal.

Liste des figures

Figure I-1. Diagramme d'équilibre binaire Fe-C [3].....6
 Figure I-2. Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr [4].....7
 Figure I-3. Diagramme d'équilibre binaire Fe-Ni [5].....7
 Figure I-4. (a) Diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-C à trois dimensions (schématique).
 (b) Projection sur le plan température/teneur en Chrome des coupes du diagramme Fe-Cr-C
 pour des teneurs croissantes en Carbone [6].8
 Figure I-5. (a) Influence du Nickel sur l'extension de la boucle γ des alliages ternaires Fe-
 Cr-Ni ; (b) Coupes verticales du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni pour des teneurs croissantes
 en Chrome [6].8
 Figure I-6. Évolution des caractéristiques mécaniques de deux aciers inoxydables
 ferritiques à 11 et 17 % de chrome en fonction du taux d'écrouissage [15].21
 Figure II-1. Illustration du déroulement de l'opération de soudage [18].23
 Figure II-2. Chanfrein en "V" [20].24
 Figure II-3. Classification par type de source d'énergie [23].27
 Figure II-4. Principe du soudage TIG [27].28
 Figure II-5. Les forces agissant sur la forme du bain de fusion par procédé de soudage TIG.
31
 Figure II-6. Les formes du bain de fusion [37].33
 Figure II-7. Exemple de courant pulsé [41].37
 Figure II-8. Les différentes zones dans une soudure [43].41
 Figure II-9. Courbe mettant en évidence $\theta = f(t)$ [44].41
 Figure II-10. Courbe mettant en évidence $\theta_m = f(x)$ [44].42
 Figure II-11. Cycles thermiques de différents points situés à une distance.42
 Figure II-12. Solide thermique [44].43
 Figure II-13. Les isothermes [45].43
 Figure II-14. Les effets thermiques du soudage en plusieurs passes, dans le cas d'une
 soudure sur bords chanfreinés en V, exécutée en trois passes sans préchauffage [45].44
 Figure III-1. Spectromètre de type FOUNDRY-MASTER Xpert.....48
 Figure III-2. Appareil découpée les tôles.49
 Figure III-3. Système de bridage des tôles.50
 Figure III-4 .Méthode de prélèvement d'un échantillon.53
 Figure III-5. Appareil de l'enrobage.53
 Figure IV-1. Microstructure de métal de base (X1000).63
 Figure IV-2. Microstructure de la zone de liaison (1) X 50;64
 Figure IV-3. Diagramme pseudo-binaire à 17% Cr.....65
 Figure IV-4. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base
 ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 308).66
 Figure IV-5. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base
 ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 309).67
 Figure IV-6. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base
 ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 316).67
 Figure IV-7. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base
 ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénito-ferritique 2209).67
 Figure IV-8. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base
 ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 308).68
 Figure IV-9. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base
 ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 309).69

Figure IV-10. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 316).	69
Figure IV-11. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austenito-ferritique 2209).....	69
Figure IV-12. Schéma du balayage de la micro-dureté.	71
Figure IV-13. Profil de la microdureté de la zone de liaison (Soudures homogènes).	72
Figure IV-14. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 308).	72
Figure IV-15. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 309).	73
Figure IV-16. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 316).	73
Figure IV-17. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austenito-ferritique 2209).....	74
Figure IV-18. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 308).	74
Figure IV-19. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 309).	75
Figure IV-20. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 316).	75
Figure IV-21. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austenito-ferritique 2209).....	76
Figure IV-22. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 308).	77
Figure IV-23. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 309).	78
Figure IV-24. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 316).	78
Figure IV-25. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austenito-ferritique 2209).	79
Figure IV-26. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 308).	79
Figure IV-27: La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 309).	80
Figure IV-28. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 316).	80
Figure IV-29. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austenito-ferritique 2209).	81
Figure IV-30. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures hétérogène (metal de base ferritique (AISI 430) avec un metal d’apport austénitique 308).	82
Figure IV-31. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures hétérogène (metal de base ferritique (AISI 430) avec un metal d’apport austénitique 309).	82
Figure IV-32. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures hétérogène (metal de base ferritique (AISI 430) avec un metal d’apport austénitique 316).	83
Figure IV-33. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austenito-ferritique 2209).....	83
Figure IV-34. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures courant continu.....	84
Figure IV-35. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures courant pulsé.	85

Liste des tableaux

Tableau I-1. Valeurs typiques des propriétés des différents aciers inoxydables [9].....	11
Tableau I-2. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables [9].....	12
Tableau I-3. Principales applications des aciers inoxydables [9].....	12
Tableau I-4. Composition des aciers inoxydables ferritiques.	15
Tableau I-5. Classification des aciers inoxydables ferritiques.	16
Tableau I-6. Evolution de la dureté d'alliages fer-chrome due a la « fragilisation a 475°C ».	18
Tableau I-7. Autres principales propriétés physiques des aciers inoxydables ferritiques [15].....	20
Tableau II-1. Classification par type de source d'énergie et éléments de protection [22]...	26
Tableau II-2. Classification des électrodes de tungstène [38].....	33
Tableau II-3. Choix des types courants en fonction des diamètres d'électrodes [23].	34
Tableau II-4. Paramètres technologique du procédé TIG [38].....	35
Tableau III-1. Principaux paramètres du procédé de soudage employé en courant continu.	50
Tableau III-2. Paramètre énergétique de soudage courant continue.....	51
Tableau III-3. Principaux paramètres du procédé de soudage employé courant pulse.....	51
Tableau III-4. Paramètre énergétique de soudage courant pulsé	52
Tableau IV-1. Composition chimique de l'acier inoxydable ferritique AISI 430.....	62

Table des matières

Introduction Générale.....	1
Chapitre I: Les ACIERS INOXYDABLES.....	4
I.1 Généralité sur les aciers inoxydables.....	4
I.1.1 Introduction.....	4
I.1.2 Historique.....	4
I.1.3 Etude des aciers inoxydables.....	5
I.1.4 Influence des éléments d'addition.....	9
I.1.5 Principaux constituants des aciers inoxydables.....	10
I.1.6 Propriétés des aciers inoxydables.....	11
I.1.7 Domaines d'utilisation des aciers inoxydables.....	12
I.1.8 Les familles d'aciers inoxydables.....	13
I.2 Généralités sur les aciers inoxydables ferritiques.....	14
I.2.1 Définition.....	14
I.2.2 Composition et propriétés.....	14
I.2.3 Nuances et dérivées.....	16
I.2.4 Traitement thermique des nuances ferritiques.....	18
I.2.5 Caractéristiques physiques et propriétés mécaniques.....	19
I.3 Conclusion.....	21
Chapitre II: Procédés de Soudages et Phénomènes Métallurgiques.....	23
II.1 Introduction.....	23
II.2 Définition et Procédé.....	23
II.2.1 Définition du soudage.....	23
II.2.2 Types de soudage.....	24
II.2.3 Préparation des soudures.....	24
II.3 Classification des procédés de soudage.....	25
II.3.1 Classification par type de source d'énergie et éléments de protection du joint soudé.....	25
II.3.2 Deuxième méthode de classification.....	26
II.4 Soudage TIG (Tungstène Inerte Gaz).....	27
II.4.1 Principe.....	27
II.4.2 Equipement.....	28
II.4.3 Applications.....	29
II.4.4 Formation du bain de fusion.....	29
II.4.5 Solidification des soudures.....	31
II.4.6 Paramètres ayant une influence sur la soudure TIG.....	32
II.4.7 Les avantages et les inconvénients.....	36
II.4.8 Soudage TIG Pulsé.....	36
II.5 Propriétés énergétique de l'arc.....	39
II.5.1 Flux énergétique dans la colonne d'arc.....	39
II.5.2 Température dans la colonne d'arc.....	39
II.5.3 Effet de la variation de pression sur la colonne d'arc.....	40
II.6 Métallurgie du soudage.....	40
II.6.1 Description d'un cordon de soudure.....	40
II.6.2 Facteurs d'influence.....	41
II.7 Les différents types de soudures.....	45
II.8 Conclusion.....	45

Chapitre III: Procédures Expérimentales.....	47
III.1 Introduction.....	47
III.2 Matériaux et composition chimique :.....	47
III.2.1 Choix du métal d'apport	48
III.2.2 Caractéristiques générales	48
III.3 Réalisation des soudures.....	49
III.3.1 Choix des procédés de soudage.....	49
III.3.2 Préparation des tôles pour l'opération de soudage.....	49
III.3.3 Paramètres de soudage.....	50
III.3.4 Déroulement de l'opération de soudage	52
III.4 Caractérisation structurale	52
III.4.1 Préparation des échantillons	52
III.5.1.3.1 Pré-polissage	54
III.4.2 Observation microscopique	56
III.5 Caractérisation mécanique.....	58
III.5.1 Essai de micro dureté.....	58
III.5.2 Essais de traction.....	58
III.6 Diffraction des rayons X	59
Chapitre IV: Résultats et Discussions.....	62
IV.1 Introduction.....	62
IV.2 Analyse de composition chimique	62
IV.3 Caractérisation structurale:	63
IV.3.1 Observation métallographique	63
IV.4 Caractérisation mécanique.....	71
IV.4.1 Essai de micro-dureté.....	71
IV.4.2 Essais de traction.....	77
IV.5 Analyse par diffraction des rayons X.....	82
Conclusion générale.....	90
Références bibliographiques.....	93

Introduction générale

Introduction Générale

Les aciers inoxydables jouent aujourd'hui un grand rôle dans d'innombrables domaines: vie quotidienne, industrie mécanique, agroalimentaire, chimie, transports, médecine, chirurgie...etc. et ceci grâce à leur remarquable résistance à l'oxydation, qui leur rend moins sujet à la corrosion. En plus de leur inoxydabilité, ils doivent aussi, selon leur domaine d'utilisation, satisfaire à des caractéristiques mécaniques spécifiques : (dureté, ductilité, ténacité, ...).

Les aciers inoxydables ferritiques se caractérisent par, une très bonne résistance à la corrosion par piqûres en milieu chloruré, supérieure à celle des austénitiques, De bonnes propriétés de mise en forme à froid, bonne résistance à la torsion et l'arrachement grâce à un module d'Young élevé, à l'oxydation sous température élevée, dilatation thermique deux x moins élevée que celle des austénitiques, et un prix plus stables par rapport aux autres types d'aciers inoxydables.

En raison de ses nombreuses propriétés, les aciers inoxydables ferritiques sont omniprésents dans les secteurs de la restauration hors foyer, éléments décoratifs, Portes et cabines d'ascenseurs, bâtiment (profilés, parements, panneaux, tubes décoratifs), brûleurs de chauffage domestique, Enjoliveurs, cache-écrous et baguettes de décoration automobile intérieures et extérieures, fabrication des collecteurs d'échappements automobiles .etc. Et aujourd'hui, de nombreux autres secteurs sont en train de les adopter.

Cependant l'utilisation des aciers inoxydables ferritiques en construction soudée est très limitée en raison, qu'ils sont associés à de nombreux problèmes lors du procédé de soudage. Ces problèmes sont le grossissement des grains, à la fois dans la zone fondue (ZF) ainsi que dans celle affectée thermiquement (ZAT) et la formation de martensite au joints des grains de la soudure.

Cette étude, est une évaluation comparative entre des soudures TIG en acier inoxydable ferritique AISI 430, utilisant différents métaux d'apports, austénitiques (de types 308, 309 et 316) et austénite-ferritique (de type 2209). Alors l'objectif de cette étude est double, d'abord trouver le métal d'apport adéquat, ensuite optimiser les paramètres de soudage TIG continue et TIG pulsé.

Ce manuscrit s'articule en deux parties:

Dans la première partie, nous exposons l'étude bibliographique menée dans le cadre de cette étude. Elle-même divisée en deux chapitres:

- Le premier chapitre constitue un bref rappel sur les aciers inoxydables ferritique, on y aborde entre autre les éléments et diagrammes de phases, la description des différents familles d'aciers inoxydables, les caractéristiques des structures métallurgiques susceptibles d'être rencontrées dans les soudures en acier inoxydable ferritique, ainsi que les traitements thermiques des aciers inoxydables ferritique.
- Le deuxième chapitre concerne les procédés de soudage et phénomènes métallurgiques intervenant lors du soudage TIG des aciers inoxydables ferritiques.

La deuxième partie concerne l'approche expérimentale de notre travail, elle comporte aussi deux chapitres :

- Dans le chapitre «procédures expérimentales », nous présenterons le matériau sur lequel notre étude a été réalisée ainsi que la description des modes opératoires de toutes les techniques expérimentales utilisées.
- Dans le chapitre « résultats et interprétations» nous regroupons les résultats obtenus ainsi que nos interprétations.

Le manuscrit sera bien sûr clôturé par une conclusion générale qui donnera une vision globale de cette étude en prenant en compte les résultats obtenus.

Chapitre I

Les Aciers inoxydables

Chapitre I: LES ACIERS INOXYDABLES.

I.1 Généralité sur les aciers inoxydables

I.1.1 Introduction

L'acier inoxydable, couramment appelé acier inox ou inox, est un acier (alliage à base de fer et de carbone), comportant moins de 1,2 % de carbone et plus de 10,5 % de chrome, dont la propriété remarquable est d'être peu sensible à la corrosion et de ne pas se dégrader en rouille [1].

La présence de chrome en solution au-delà de 10,5 % dans la matrice d'un acier provoque la formation d'une couche protectrice d'oxyde de chrome qui lui confère son inoxydabilité. D'autres éléments peuvent être ajoutés, notamment le nickel qui améliore les propriétés mécaniques en général et la ductilité en particulier, ou encore le molybdène ou le titane qui améliorent la stabilité de l'alliage pour des températures autres qu'ambiante, ou encore des éléments à haut point de fusion comme le vanadium et le tungstène accompagné en général d'une augmentation de la teneur en chrome, pour obtenir la résistance aux hautes températures au contact d'une flamme (aciers réfractaires).

Ces aciers peuvent se trouver dans différents états structuraux liés aux transformations allotropiques du fer. Selon les teneurs respectives en éléments α -gènes ou γ -gènes, un effet de stabilisation vers la phase α Cubique Centrée (CC) ou γ Cubique à Faces Centrées (CFC)[1].

I.1.2 Historique

Les premiers alliages de fer résistant à la corrosion furent coulés dès l'antiquité : le pilier de fer de Delhi, érigé sous ordre de Kumarâgupta Ier au Ve siècle subsiste encore de nos jours en parfait état. Cependant une distinction doit être faite dans le vocabulaire : ces alliages devaient leur résistance à leur haute teneur en phosphore, et non en chrome. Il ne s'agissait donc pas d'aciers inoxydables dans le sens que l'on donne actuellement au terme. Dans ces alliages et sous des conditions climatiques favorables, il se forme en surface une couche de passivation d'oxyde de fer et de phosphates qui protège le reste du métal bien mieux qu'une couche de rouille[2].

Les premiers aciers résistants à base de chrome furent développés par le métallurgiste français Pierre Berthier, qui remarqua leur résistance à certains acides et imagina leur application en coutellerie. Cependant, à l'époque, on n'utilisait pas les bas taux en carbone et haut taux en chrome couramment utilisés dans les aciers inoxydables modernes, et les alliages obtenus alors, trop riches en carbone, étaient trop fragiles pour avoir un véritable intérêt.

En 1878, les établissements Jacob Holtzer situés à Unieux (Loire) commencent la production industrielle d'aciers chromés.

Enfin, en 1913, l'Anglais Harry Brearley des laboratoires Brown-Firth, en travaillant sur l'érosion dans les canons d'armes à feu, développa, dans la ville de Sheffield en Angleterre, un acier qu'il baptisa rustless (« sans rouille ») et qui sera ensuite rebaptisé stainless (« sans tache », ou « pur ») qui sera officiellement le premier acier à porter le nom d'« inoxydable » ; Brearley entra dans l'histoire comme leur inventeur. Il s'agissait alors d'un acier inoxydable martensitique (0,24 % en carbone et 12,8 % en chrome). Aux États-Unis, Christian Dantsizen et Frederick Becket lancèrent déjà la fabrication industrielle d'acier inoxydable ferritique. En 1908, Krupp avait déjà construit des navires à coque en acier inoxydable chrome-nickel.

En 1924, W. H. Hatfield, qui succéda à Harry Brearley à la tête des laboratoires Brown-Firth, élaborait l'acier « 18/8 » (18 % en masse de chrome et 8 % en nickel) qui est probablement le représentant le plus utilisé des aciers inoxydables fer-chrome [2].

I.1.3 Etude des aciers inoxydables

La connaissance des diagrammes d'équilibre binaires Fe-Cr, Fe-C et Fe-Ni, ainsi que les diagrammes d'équilibre ternaires issues des différentes combinaisons, plus particulièrement les diagrammes Fe-Cr-C et Fe-Cr-Ni permet de comprendre et de justifier les différentes familles d'aciers inoxydables ainsi que les transformations structurales qu'ils subissent.

a. Alliage Fer-Carbone

Le Carbone favorise la formation de l'austénite. Sa solubilité maximale dans l'austénite à la température du palier eutectique (~ 1150 °C) est de 2.1%, elle est de 0.04% à la température du palier eutectoïde (727°C) et de 0.15% de carbone dans la ferrite δ à la température du palier péritectique.

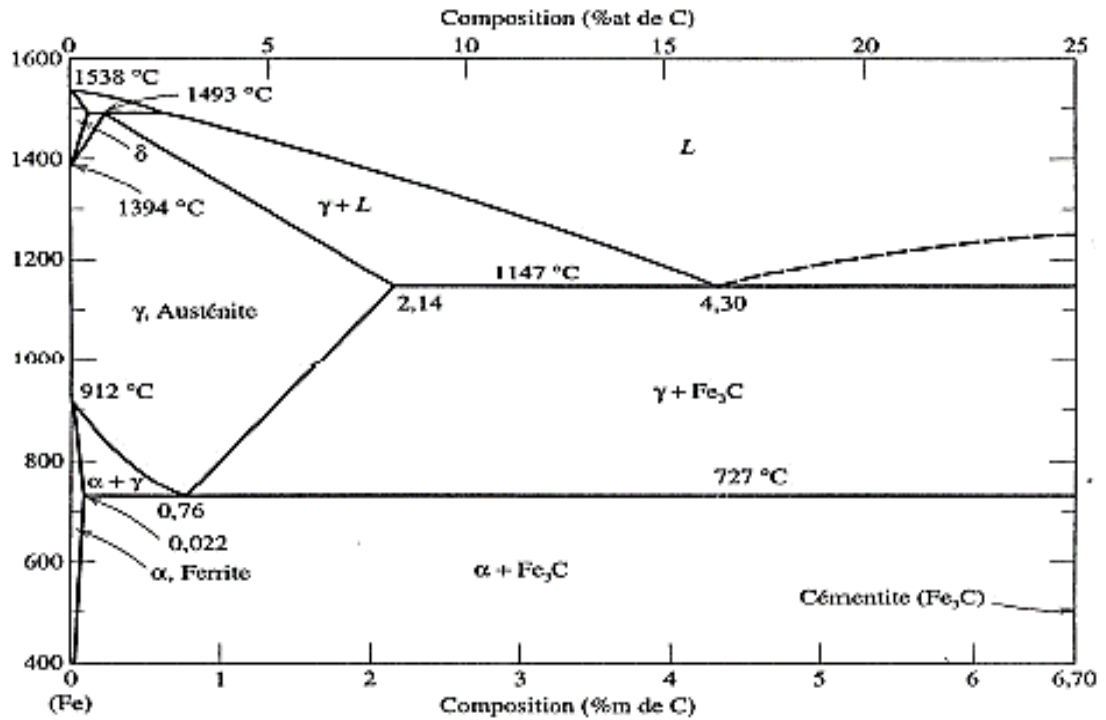


Figure I-1. Diagramme d'équilibre binaire Fe-C [3]

b. Alliage Fer – Chrome

L'existence d'un domaine biphasé séparant l'austénite et la ferrite appelé boucle. La formation de la phase intermétallique Sigma σ , en dessous de 812 °C. Cet intermétallique riche en chrome est extrêmement dur et a pour effet principal de rendre l'alliage très fragile.

- à plus basse température (~520 °C), le système Fe-C, montre un eutectoïde avec une réaction de décomposition de $\sigma = (\alpha + \alpha')$. Ce phénomène s'appelle « fragilisation à 475 °C ». Le détail de la boucle γ montre que :
- %Cr < 11 : les alliages subissent une transformation $\alpha = \gamma$ au chauffage et l'inverse au refroidissement ; ils se comportent donc comme le fer ou l'acier doux.
- % Cr < 12.7 : il n'y a plus de transformation $\gamma = \alpha$ et les alliages restent totalement ferritiques, excluant ainsi tout affinement de grain et la possibilité de durcissement d'acier.
- 11 < %Cr < 12.7 : les deux phases α et γ coexistent en équilibre. Ainsi, selon la composition par rapport à la boucle γ , les aciers au chrome peuvent avoir des structures différentes : ferritique, martensitique ou semi-martensitique.

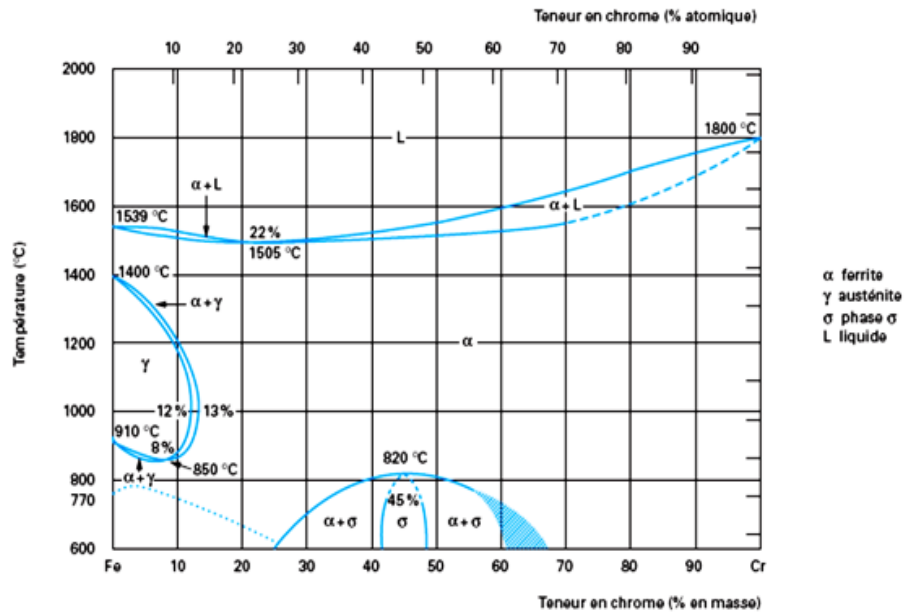


Figure I-2. Diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr [4].

c. Alliage Fer – Nickel :

Contrairement au Chrome, le Nickel étant de structure Cubique à Faces Centrées favorise la formation d'une solution solide austénitique (Figure I.3). Pour les fortes teneurs en Nickel, la structure est monophasée (γ) à température ambiante, tandis que pour des teneurs faibles (< 5 à 6%) la structure peut être ferritique. Entre ces deux teneurs, la structure est biphasée austéno-ferritique suite à un refroidissement lent à partir du domaine austénitique [5].

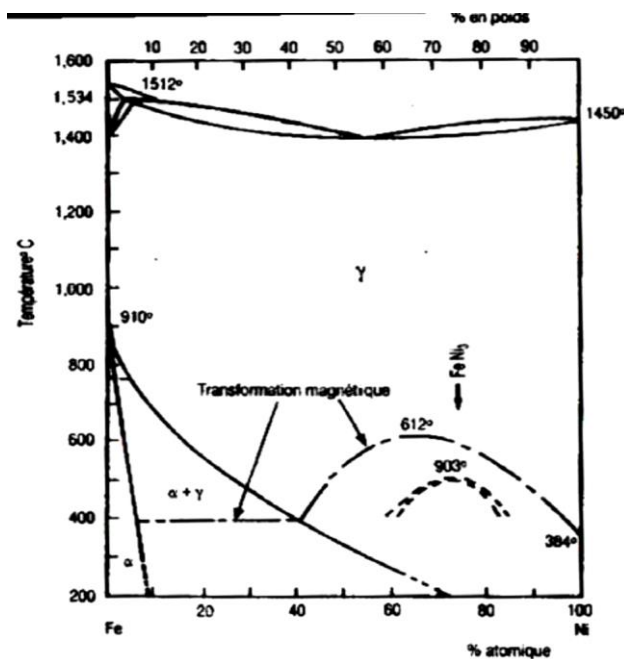


Figure I-3. Diagramme d'équilibre binaire Fe-Ni [5].

d. Alliage ternaire Fer-Chrome-Carbone

La Figure I.4a représente schématiquement le domaine austénitique des alliages Fe-Cr-C. Le fait d'ajouter du Carbone à l'alliage Fe-Cr élargit en température et en concentration le domaine d'existence de la phase γ . Par projection du diagramme ternaire sur le plan (T-%Cr) (Figure I.4b), on constate que plus la teneur en Carbone est élevée, plus la boucle γ s'élargit. Ainsi, par exemple, pour un alliage Fe-Cr à 17% en Chrome, entièrement ferritique, on peut avoir apparition de la phase γ entre les deux températures T1 et T2 par ajout d'une quantité suffisante de Carbone.

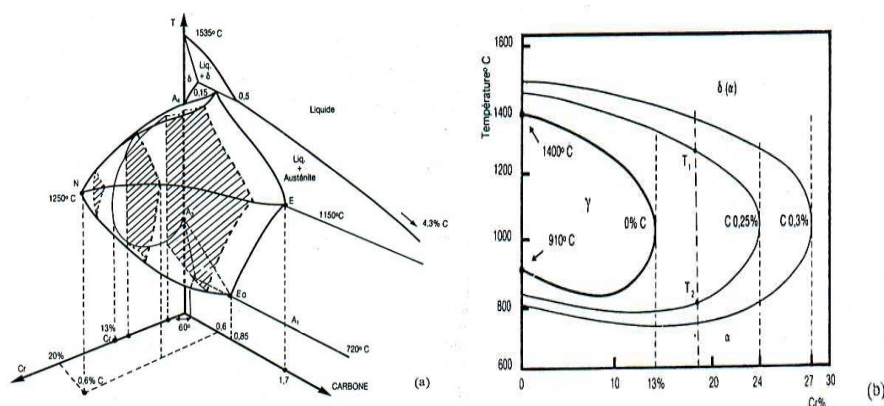


Figure I-4. (a) Diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-C à trois dimensions (schématique). (b) Projection sur le plan température/teneur en Chrome des coupes du diagramme Fe-Cr-C pour des teneurs croissantes en Carbone [6].

e. Alliage ternaire Fer-Chrome-Nickel

Le Nickel (tout comme le Carbone) élargit en température et en concentration le domaine austénitique des alliages Fe-Cr. Les coupes verticales parallèles au plan (T-%Cr) montrent que la boucle γ s'élargit pour des teneurs en Chrome croissantes avec le Nickel (Figure I.5a), tandis que des coupes verticales parallèles au plan (T-%Ni) montrent qu'un accroissement en %Cr élargit le domaine ferritique, comme illustré sur la Figure I.5b

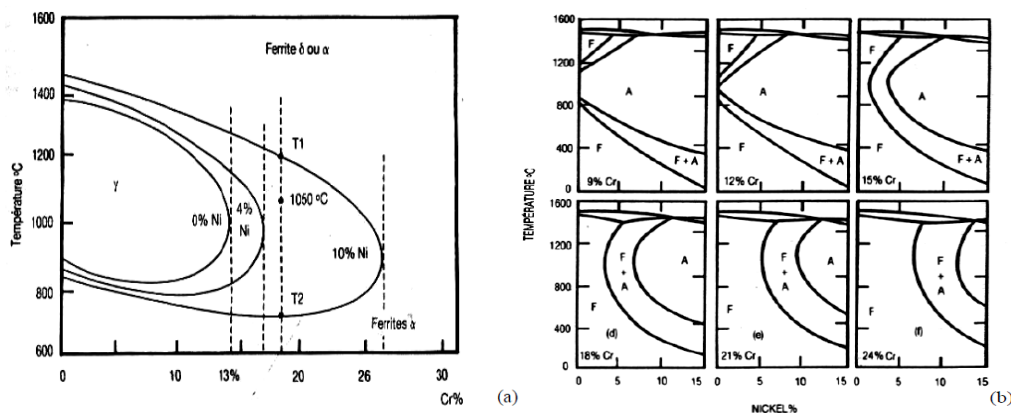


Figure I-5. (a) Influence du Nickel sur l'extension de la boucle γ des alliages ternaires Fe-Cr-Ni ; (b) Coupes verticales du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni pour des teneurs croissantes en Chrome [6].

Une petite comparaison entre les deux figures I.4b et I.5a démontre une nette différence entre l'effet du Carbone et du Nickel sur l'alliage Fe-Cr. En effet, on constate que le Carbone influe de manière plus significative sur le domaine γ que le Nickel.

Ainsi, pour l'exemple, il faut ajouter au moins 8% de Nickel à un alliage à 18% de Chrome pour obtenir une structure austénitique, alors qu'il suffit d'ajouter 0.1 à 0.2% de Carbone pour obtenir une structure γ dans un alliage à 17% Chrome.

I.1.4 Influence des éléments d'addition

a- Le chrome : Les aciers inoxydables sont des alliages fer-chrome ou plus exactement acier-chrome c'est à-dire fer-carbone-chrome. Conformément à la norme européenne EN 10088-12, un acier est classé acier inoxydable s'il contient au minimum 12 % en masse de chrome et moins de 2 % de carbone. C'est le chrome qui donne aux aciers inoxydables leur résistance à la corrosion.

b- Le carbone : La teneur en carbone est limitée à un maximum de 1,2 % en masse afin d'éviter la formation de Carbures (notamment les carbures de chrome, qui sont des composés très stable mais qui n'empêche pas l'oxydation du fer) qui sont préjudiciables au matériau. Par exemple, le carbure $M_{23}C_6$ qui peut apparaître dans l'austénite 18-9 a un effet négatif vis-à-vis de la corrosion inter granulaire.

c- Autres éléments

Le nickel : favorise la formation de structures homogènes de type austénitique, intéressantes pour éviter la corrosion mais à éviter soigneusement dans le domaine du frottement.

Le manganèse : est un substitut du nickel. Certaines séries d'alliages austénitiques ont été développées permettant de faire face aux incertitudes d'approvisionnement du nickel.

Le molybdène : et le cuivre améliorent la tenue dans la plupart des milieux corrosifs, en particulier ceux qui sont acides, mais aussi dans les solutions phosphoriques, soufrées, etc. Le molybdène accroît la stabilité des films de passivation.

Le tungstène : améliore la tenue aux températures élevées des aciers inoxydables austénitiques.

Le titane : doit être utilisé à une teneur qui dépasse le quadruple de la teneur en carbone. Il évite l'altération des structures métallurgiques lors du travail à chaud, en particulier lors de travaux de soudure où il prend la place du chrome pour former un carbure de titane évitant de ce fait la perte

du caractère d'inoxidabilité dans les zones affectées par la chaleur du fait de la captation du chrome, conséquence directe de la formation de carbure de chrome $Cr_{23}C_6$.

Le niobium : a un point de fusion beaucoup plus élevé que le titane et présente des propriétés semblables. Il est utilisé dans les métaux d'apport pour soudage à l'arc électrique en lieu et place du titane qui serait volatilisé pendant le transfert dans l'arc électrique.

Le silicium : joue également un rôle dans la résistance à l'oxydation, notamment vis-à-vis des acides fortement oxydants (acide nitrique concentré ou acide sulfurique concentré chaud).[7]

I.1.5 Principaux constituants des aciers inoxydables

On peut diviser les constituants des aciers inoxydables en deux : la matrice et les constituants mineurs eux même partagés en phases interstitielles et phases intermétalliques. En plus des éléments principaux constituant les aciers inoxydables, à savoir le Fer, le Chrome et le Nickel, d'autres éléments y sont ajoutés comme éléments d'addition soit en insertion tels que le Carbone ou l'Azote, soit en substitution tel que le Molybdène et la structure des aciers inoxydables en dépend énormément. Ces éléments peuvent être divisés en :

- Eléments α -gènes : ce sont des éléments qui favorise la formation de la phase α , c'est le cas du Mo, Nb, V, Ta, Si et Al.
- Eléments γ -gènes : l'ajout de ces éléments conduit à l'élargissement du domaine austénitique, on peut citer C, N et Co.

a. Matrice

La structure des aciers inoxydables dépend exclusivement des transformations allotropiques du Fer. Ajoutons à cela l'effet stabilisateur des éléments d'additions des phases α ou γ . C'est ainsi que la matrice peut être ferritique ou austénitique tenant compte de ces paramètres.

b. Phases interstitielles

La grande affinité du Carbone au Chrome fait que cet élément interstitiel forme avec le Chrome des carbures, le type de carbure le plus courant est le $Cr_{23}C_6$ qui précipite au niveau des joints de grains et des dislocations. D'autres éléments interstitiels peuvent se substituer au Carbone comme le Bore qui peut former avec le Chrome un carbo-borure du type $Cr_{23}(B,C)_6$. D'autres carbures de Chrome du type M_7C_6 (Hexagonal ou

Orthorhombique) ou M_6C (CFC) peuvent exister ainsi que des nitrures du type CrN et Cr₂N.

c. Phases intermétalliques

On assiste aussi dans les aciers inoxydables à la précipitation de phases intermétalliques. On distingue notamment les composés suivants :

- La phase sigma (σ).
- La phase de Laves (R).
- Les phases intermétalliques à caractère électronique du type Hume-Rothery[8].
telle que la phase chi (χ) .

I.1.6 Propriétés des aciers inoxydables

a. Propriétés physiques des aciers inoxydables

Les propriétés physiques des aciers inoxydables dépendent beaucoup de la structure de ces derniers.

Tableau I-1. Valeurs typiques des propriétés des différents aciers inoxydables [9].

	Masse volumique (g.cm ⁻³)	Coeffde dilatation à 300°C (10 ⁻⁶ K)	Conductivité thermique à 20°C (Ωm ⁻¹ .K ⁻¹)	Capacité Thermique (J.Kg ⁻¹ K ⁻¹)	Résistivité (μΩ.cm)	Magnétisme
Ferritique	7,8	10-11,5	20,9	460	55	Ferromagnétique
Austénitique	7,9	16,5	14,6	500	72 à 74	Amagnétique
Martensitiques	7,8	10,8 à 11,5	25,1	460	55-60	Ferromagnétique
Austéno-ferritique	7,8	15	16,7	500	70	Ferromagnétique

On constate que la phase austénitique est Amagnétique contrairement aux structures ferritiques et martensitiques qui sont ferromagnétiques.

Les coefficients de dilatation des ferrites et martensites sont moins élevés que ceux de l'austénite d'où l'observation des phénomènes de dilatation thermique gênants surtout pour les structures mixtes ou sténo-ferritique.

b. Propriétés mécaniques des aciers inoxydables

Ce tableaux presente les propriétés mécaniques des déférent type d’acier inoxydable ferritique tel la limite d’élasticité, résistance a la rupture et le allongement a la rupture.

Tableau I-2.Propriétés mécaniques des aciers inoxydables [9].

Acier	Limite d’élasticité $R_m(N/mm^2)$.	Résistance à la rupture	Allongement à la rupture	Moduled’élasticité(GPa)
Ferritique	370	500	26	206
Austénoferritique	620	840	30	200
Austénitique	270	620	56	193

I.1.7 Domaines d’utilisation des aciers inoxydables

Ce tableaux presente les principales applications des aciers inoxydables dans déférant domaine tel que l’industrie, la construction et le médical.

Tableau I-3. Principales applications des aciers inoxydables [9].

Famille	Applications principales
Aciers inoxydables (Ferritiques)	-Secteur automobile (pots d’échappement,pots catalytiques). -Bâtiment. -Sucrierie (tubes minces). -Containers. -Eviers. -Ballon d’eau chaude.
Aciersinoxydables (Austénitiques)	-Industrie chimique. -Retraitement du combustible. -Appareillage scientifiques. -Electronique.
Aciers inoxydables(Austéno-ferritques)	-Industrie chimique. -Industrie papetière. -Industrie pétrolière. -Chaudronnerie lourde.
Aciers inoxydables(Martensitiques)	-Pièces mécaniques. -Vannes. -Robinets. -Outils ménager (couteau, cuillers, fourchettes,). - Grosses pièces industrielles (vannes, pompes,..., etc.).

I.1.8 Les familles d'aciers inoxydables

On distingue plusieurs types d'aciers inoxydables. La classification se fait en fonction de ces éléments : la composition chimique et les principales propriétés d'utilisation. La composition chimique de l'acier inoxydable prend en compte le pourcentage de chrome, de nickel et plusieurs autres éléments.

a. Les aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques contiennent, eux, un faible taux de carbone, moins de 0,1%. Ce groupe de métaux peut comporter jusqu'à 27 % de chrome. Plus leur teneur en chrome est élevée, plus ils sont résistants à la corrosion. En plus d'être magnétisables, les aciers inoxydables ferritiques présentent de bonnes caractéristiques mécaniques. On utilise l'inox ferritique pour fabriquer les tôles plaquées et les ustensiles de cuisine.[10]

b. Les aciers inoxydables martensitiques

Pour obtenir un acier inoxydable martensitique, deux conditions doivent être satisfaites:

- Présence d'une teneur en Chrome supérieure à 10.5%, pour assurer l'inoxidabilité.
- Existence d'un domaine de température où l'acier prend la structure austénitique.
- L'obtention d'une structure entièrement martensitique, après trempe, confère à ces aciers inoxydables une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté élevées.

c. Les aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages de fer et de carbone qui contiennent, en général, de 0,02% à 0,1% de carbone, 17 à 20% de chrome, 7 à 25% de nickel, 2 à 5% de molybdène et d'autres éléments d'addition comme le cuivre, le silicium, le titane, le niobium, etc. Les éléments d'addition permettent d'améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques du matériau (une résistance à la rupture). [7]

d. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques

Ces aciers sont caractérisés par de hautes teneurs en Chrome (22% et plus) et des teneurs relativement basses en Nickel (3,5 à 8%). Ils présentent la particularité de posséder une structure biphasée (austénite + ferrite) à température ambiante, leur teneur en austénite étant comprise entre 40 et 60% en fonction des nuances.

On les nomme également aciers«duplex». Leurs caractéristiques mécaniques en traction sont plus élevées que celles des aciers austénitiques (environ 1,2 fois pour la résistance et 2 fois pour la limite élastique). Ils peuvent également être durcis par écrouissage à froid. Leur résistance à la corrosion est globalement supérieure à celle des aciers austénitiques, en particulier vis à vis de la corrosion généralisée et de la corrosion sous contrainte. [11]

I.2 Généralités sur les aciers inoxydables ferritiques

I.2.1 Définition

Ce sont des alliages fer-chrome-molybdène dont la teneur en chrome varie de 11 à 30%. Ces aciers ne contiennent en général pas de nickel. Ils sont ferromagnétiques et sont caractérisés par le fait que leur structure reste entièrement ferritique dans tout l'intervalle de température. Avec ces aciers, plus la teneur en chrome est élevée, plus le risque de fragilisation à 475 °C sera grand. Ce phénomène se caractérise par une augmentation de la dureté par suite d'un maintien durant plusieurs centaines d'heures à des températures comprises entre 400 et 500°C. On les utilise sous forme d'enjoliveurs sur les automobiles et comme matériau de construction pour les usines d'acide nitrique synthétique [12].

I.2.2 Composition et propriétés

Les aciers ferritiques contiennent de 10 à 30 % de chrome, avec une teneur en carbone et azote réduite (extrêmement basse dans le cas des aciers purement ferritiques et des aciers ferritiques très alliés). Ils peuvent contenir des additions telles que:

- molybdène pour améliorer leur tenue à la corrosion
- titane ou niobium pour piéger le carbone et améliorer les propriétés des joints soudés.

Les aciers purement ferritiques n'ont pas de point de transformation et sont donc très sensibles au grossissement du grain au-dessus de 800 °C. Il est impossible de régénérer leur structure par traitement thermique. Ils sont souvent « stabilisés » par le titane ou/et le niobium, ce qui a plusieurs effets :

- Diminuer la sensibilité à la corrosion inter-cristalline en piégeant le carbone et l'azote. Pour cela, une teneur minimale de titane ou de niobium est nécessaire. On retient généralement des formulations telles que :

$$\%Ti > 0,2 + 4 (\% C + \%N),$$

$$\%Nb > 0,15 + 7 (\% C + \%N);$$

- Les nitrures de titane, présents dans le métal liquide, servent de germes de solidification et favorisent une structure équi-axe ;
- Les carbonitrures (titane et niobium) limitent la tendance au grossissement des grains ferritiques. Cela entraîne une amélioration sensible de la ductilité des joints soudés.

Les aciers semi-ferritiques (410S, 405, 4003, 430) présentent une structure biphasée (ferrite + martensite) à haute température qui se traduit au refroidissement par la présence éventuelle de martensite précipitée aux joints de grain ou de produits de décomposition (par exemple, ferrite et carbures, pour des refroidissements lents). Une estimation du caractère ferritique ou semi-ferritique des aciers inoxydables peut être faite sur la base du diagramme de Kaltenhauser.

Tableau I-4. Composition des aciers inoxydables ferritiques.

Aciers semi-ferritiques							
ASTM	EN	C (% en masse)	Cr(% en masse)	Mo(% en masse)	Ti(% en masse)	Autre(% en masse)	Traitement thermique
405	1,4006	0,04	12			Al=0,3	700°C, eau
410S	1,4000	0,04	12			Ni=0,5	
41003	1,4003	0,015	12				
430	1,4016	0,04	16,5				
Aciers ferritiques							
409	1,4512	0,01	12		0,2	Al=0,3	750°C, eau
430Ti	1,4510	0,02	17		0,3		
444	1,4521	0,02	18	2	0,4	Ni=0,5	
Aciers ferritiques très alliés							
44635		0,015	25	4	0,5	Ni=4	1050°C, eau
44700		0,005	29	4	0,5		
	1,4575	0,010	28	4	0,5	Ni=4	

Il existe aussi des aciers ferritiques très alliés, parfois appelés « super-ferritiques » développés pour leur bonne résistance à la corrosion par piqûres et à la corrosion sous contrainte. Ces aciers présentent des teneurs élevées en chrome (20 à 30%), molybdène (2 à 4%) et des additions de titane ou de niobium pour piéger le carbone et l'azote. Des additions de nickel améliorent sensiblement leur ténacité. Ces aciers ne sont généralement utilisés qu'en tubes ou feuillards très minces (moins de 2 mm).

I.2.3 Nuances et dérivées

En principe, les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par le fait que leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation. Les nuances industrielles les plus utilisées peuvent, selon leur teneur en chrome, être divisées en trois groupes (tableau I.5). [13]

a. Aciers inoxydables ferritiques à 11 % de chrome

Les nuances les plus courantes du groupe 1 ont une teneur en chrome de l'ordre de 11 à 12 % ainsi qu'une basse teneur en carbone (inférieure à 0,03 % et typiquement de l'ordre de 0,015 %).

La plus importante, compte tenu des quantités produites est la nuance X2CrTi12/1.4512 (11,5 % Cr, Ti \approx 0,2 %). Elle est surtout utilisée dans les lignes d'échappement des automobiles car, grâce à de basses teneurs en éléments interstitiels (carbone et azote) et à la stabilisation par le titane, la structure du matériau est toujours ferritique (absence de trempe partielle). Cette structure permet d'atteindre d'excellentes performances à la mise en œuvre (formage, emboutissage, cintrage et soudage) et offre une résistance à la corrosion suffisante pour l'application considérée.

Tableau I-5. Classification des aciers inoxydables ferritiques.

Groupe	Teneur en chrome (% en masse)	Teneur en carbone (% en masse)	Autres éléments (dont stabilisants)
1	10,5 à 13	$\leq 0,080$	Stabilisant: Ti
2	16 à 18	$\leq 0,080$	Stabilisant: Ti, Nb, Zr, V Résistance à la corrosion: Mo
3	>20	$\leq 0,020$	Stabilisant: Ti, Nb Résistance à la corrosion: Mo

La seconde nuance X2CrNi12/1.4003 contient environ 11 % de chrome, 0,5 % de nickel, sa teneur en carbone étant d'environ 0.015 %. Avec un équilibre analytique de ce type, on obtient après traitement thermique à environ 800 °C, une limite d'élasticité légèrement supérieure à 320 N/mm² avec un allongement à rupture de l'ordre de 30 % ; la structure correspondante étant du type : ferrite et carbures dispersés de manière homogène. Lorsque cet alliage est soudé, l'absence voulue de stabilisant permet une transformation martensitique à plus de 90 % dans la zone affectée thermiquement (ZAT). La martensite à bas carbone, ainsi obtenue possède une excellente ténacité (KVC à -30 °C de l'ordre de 10

daJ/cm²) et une dureté modérée (HV ≈ 300). Avec de telles caractéristiques mécaniques, l'application principale de ce matériau est celle de structures soudées de haute fiabilité [13].

b. Aciers inoxydables ferritiques à 17 % de chrome

Les nuances du groupe 2 comprennent la nuance de référence X6Cr17/1.4016 contenant 16,5 % de chrome et 0,05 % de carbone ainsi que toutes les nuances dérivées obtenues par abaissement de la teneur en interstitiels (carbone plus azote), par introduction de un ou deux stabilisants (titane et/ou niobium) et éventuellement par ajout de molybdène.

L'addition d'une quantité suffisante, en fonction des teneurs en carbone et en azote d'un ou plusieurs éléments stabilisants permet de fixer l'azote et le carbone sous la forme de nitrures (TiN, formés en phase liquide) et de carbures (TiC, précipités à l'état solide) ou de carbonitrures [Nb (C, N)], précipités à l'état solide). Par définition, la stabilisation doit rendre l'acier insensible à la corrosion inter-granulaire. Pour que la stabilisation soit réellement efficace, elle doit satisfaire aux formules suivantes :

- Pour le titane : ($\% \text{ Ti} > 0,15 + 4(\% \text{ C} + \% \text{ N})$)
- Pour le niobium : ($\% \text{ Nb} > 0,2 + 5(\% \text{ C} + \% \text{ N})$)
- Pour le vanadium : ($\% \text{ V} > 0,2 + 4(\% \text{ C} + \% \text{ N})$)
- Pour le titane et le niobium : ($\% \text{ Ti} \cdot 4/7 (\% \text{ Nb}) > 0,15 + 4(\% \text{ C} + \% \text{ N})$)

Lorsque, comme dans ce dernier exemple, on utilise deux éléments stabilisants, il est courant de parler de bi-stabilisation. En plus du rôle qu'ils jouent sur la prévention du risque de corrosion inter-granulaire, les éléments stabilisants sous forme libre c'est-à-dire la quantité en excès au-delà de ce qui est strictement nécessaire pour assurer la stabilisation, associés aux autres éléments d'addition, influencent la microstructure de l'alliage. C'est dans ce but que Thielman [13] puis Wright et Wood [13] ont proposés un équivalent chrome basé sur la formule:

$$\text{Équivalent chrome (\%)} = \% \text{ Cr} + 5 (\% \text{ Si}) + 7 (\% \text{ Ti}) + 4 (\% \text{ Mo}) + 12 (\% \text{ Al}) - 40 (\% \text{ C} + \% \text{ N}) - 2 (\% \text{ Mn}) - 3 (\% \text{ Ni}) - \% \text{ Cu}$$

Cet équivalent chrome permet d'assurer lorsqu'il est supérieur à 12 que la structure du matériau brut de solidification sera entièrement ferritique.

c. Aciers inoxydables super - ferritiques

On désigne généralement sous le nom de super-ferritiques les alliages du groupe 3 (tableau I.3). La nuance caractéristique de ce groupe est désignée par X2CrMoTi29-4/1.4592 (figure). Elle contient 29 % de chrome, 4 % de molybdène. Sa très basse teneur en carbone [(C + N) < 0,015 %] associée à une stabilisation par le titane lui confère, une bonne ténacité [13] ainsi qu'une résistance exceptionnelle, y compris dans les zones soudées, dans des milieux aussi agressifs que l'eau de mer. L'influence de la teneur en interstitiels (carbone plus azote) et de la teneur en chrome sur la ténacité.

Avec les aciers inoxydables ferritiques, plus la teneur en chrome sera élevée et plus le risque dit de « fragilisation à 475°C » sera grand. Ce phénomène se manifeste entre 400 et 550°C et se caractérise par une augmentation de la dureté accompagnée d'une diminution de la ténacité lors de maintien de longues durées (plusieurs centaines heures). Il s'agit d'un phénomène de durcissement secondaire dû à la formation de fins précipités α' dans la matrice ferritique α ou δ . Le (tableau I.6) donne l'évolution de la dureté à 475°C de différents aciers inoxydables ferritiques pour un temps de maintien de 1000 h.

Bien que la cinétique de durcissement soit lente et qu'elle ne puisse se produire pendant les traitements thermiques habituels, il est déconseillé d'utiliser des aciers inoxydables ferritiques pendant de longues périodes à des températures supérieures à 300°C. Les éléments qui favorisent la fragilisation à 475°C sont le chrome, le molybdène, le silicium, le titane, le niobium et l'aluminium. Aux valeurs habituelles, le carbone et l'azote sont sans effet.

Tableau I-6. Evolution de la dureté d'alliages fer-chrome due a la « fragilisation a 475°C ».

Teneur en chrome de l'alliage (% en masse)	Dureté Brinell HB)	
	A l'état initial	Après vieillissement à 475°C
18	120	220
29	160	350

I.2.4 Traitement thermique des nuances ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques ne constituent pas une famille homogène. Il convient de faire une distinction entre ceux qui restent ferritiques dans tout l'intervalle de

température et ceux dit « semi-ferritiques » formant jusqu'au 30 % d'austénite à chaud ; cette dernière se transformant en martensite au cours du refroidissement. De plus, pour les nuances semi-ferritiques, tout maintien à des températures comprises entre 900 et 950 °C suivi d'une sensibilité à la corrosion intergranulaire par déchromisation aux joints de grains.

La ductilité et la résistance à la corrosion des alliages semi-ferritiques sont restaurées par un traitement thermique entre 750 et 850 °C. La dureté du maintien est fonction de l'épaisseur du matériau. On conseille 1 à 2 min par millimètre d'épaisseur. Dans tous les cas, le refroidissement devra être rapide pour franchir le domaine situé autour de 475 °C. En effet, lors du maintien prolongé entre 400 et 500 °C, on observe un phénomène de fragilisation lié à la teneur en chrome.

Il y a une diminution du chrome dans la matrice ferritique entraînant un enrichissement en chrome dans certaines zones et un appauvrissement correspondant aux autres zones. Les nuances ferritiques à 11 % de chrome sont quasi insensibles à ce phénomène, celles à 17 % de chrome ne le sont que très faiblement. Par contre, celles à plus de 25 % de chrome y sont très sensibles.

Les nuances contenant plus de 25 % de chrome sont sensibles à la formation de phase σ entre 500 et 800 °C. Il s'agit d'une phase riche en chrome et très fragile. Pour l'éliminer, il faut effectuer un traitement thermique à 1 000 °C pendant environ une demi-heure, puis refroidir rapidement.

Les alliages semi-ferritiques à 17 % de chrome sont fragilisés par précipitation de carbures, nitrures ou carbonitrures de chrome après des maintiens au-dessus de 900 à 950 °C. Pour éviter ce phénomène, il faut utiliser des nuances stabilisées au titane (formant des nitrures de titane TiN en phase liquide) et/ou au niobium (formant des carbonitrures Nb (C, N) en phase solide) [14].

I.2.5 Caractéristiques physiques et propriétés mécaniques

Les aciers inoxydables ferritiques sont le plus souvent livrés à l'état adouci, c'est-à-dire après traitement thermique final de recuit entre 800 et 950 °C suivi ou pas d'un skin-pass pour les produits plats. Compte tenu de leur équilibre analytique, les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par l'absence, ou par une forte réduction, de la transformation ferrite austénite. De ce fait, ils ne sont pas durcissables par un traitement thermique mais uniquement par écrouissage. Leur courbe de traction présente une forte similitude avec

celle des aciers doux dont la première partie est une droite (elle représente le domaine élastique) et dont la suite est une partie curviligne (elle représente le domaine plastique).

Le domaine élastique permet de définir le module d'élasticité ou module d'Young, E_0 (N/mm²), qui est constant tant que l'effort unitaire de traction ne dépasse pas la limite d'élasticité R_p (N/mm²).

Le module d'élasticité E_0 est défini à l'intérieur du domaine élastique par la relation :

$$F / S_0 = E_0 \Delta L / L_0$$

Avec :

F la force de traction (N).

S₀ la section initiale de l'éprouvette (mm²).

L₀ la distance entre les deux repères placés sur la partie calibrée de l'éprouvette (mm),

ΔL = L – L₀ l'allongement, en valeur absolue, à l'intérieur du domaine élastique (mm).

Pour les aciers inoxydables ferritiques le module d'élasticité est de l'ordre de 220 000 N/mm². Suivant leur teneur en chrome et leur équilibre analytique en général, les valeurs caractéristiques [résistance à la rupture R_m (N/mm²) et allongement conventionnel A (%)] varient dans de larges proportions. Les courbes de la (figure I.6) résument la situation pour la nuance à 11 % de chrome X2CrNi12/1.4003 qui est utilisée dans la réalisation de structures soudées et la nuance X6Cr17/1.4016 qui est la nuance de base de la famille de ferritiques.

Tableau I-7. Autres principales propriétés physiques des aciers inoxydables ferritiques [15].

Masse volumique (kg/dm ³)	Module d'Young (N/mm ²)	Coefficient de dilatation linéaire entre 20 et 200°C (en 10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Capacité thermique massique (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Résistivité électrique à 20°C (μΩ.m)
7,7	220000	10	460	0,6

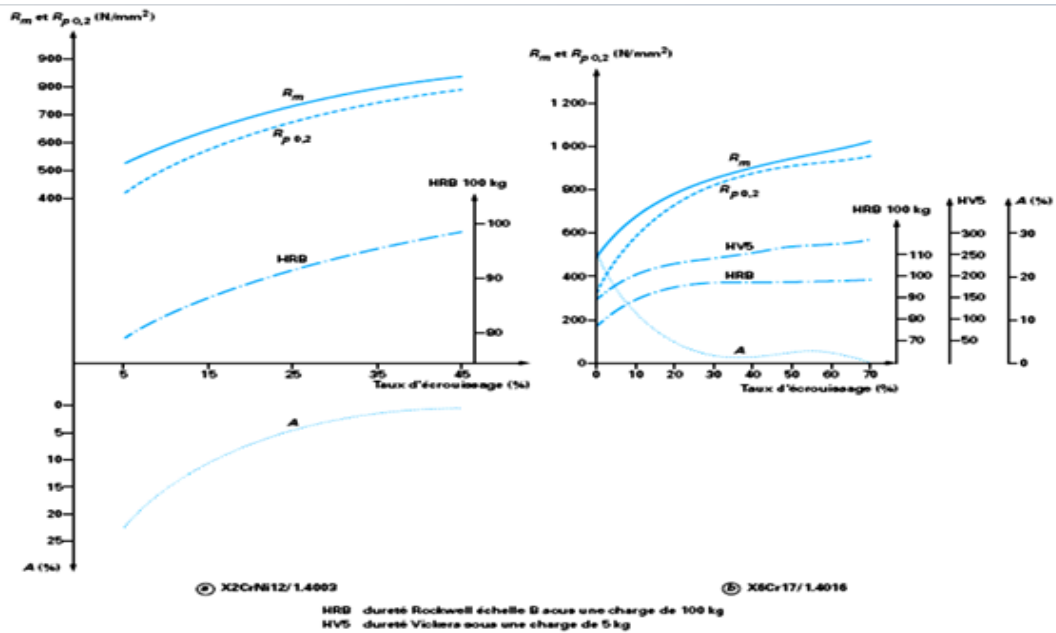


Figure I-6. Évolution des caractéristiques mécaniques de deux aciers inoxydables ferritiques à 11 et 17 % de chrome en fonction du taux d'écroutissage [15].

Les nuances ferritiques stabilisées, dont les propriétés de résistance à la corrosion ont été évoquées précédemment, possèdent également des caractéristiques mécaniques remarquables, notamment en ce qui concerne leur ductilité, en particulier pour la nuance à 12 % de chrome X2CrTi12/1.4512 et pour celle à 17 % de chrome X3CrTi17/1.4510.

I.3 Conclusion

En fonction des éléments d'alliage dont ils se composent et les traitements thermiques qu'ils ont subis, les aciers résistants à la corrosion présentent des structures variées, conditionnant leurs caractéristiques mécaniques, leur stabilité à la corrosion ainsi que leur soudabilité. Les différents types d'aciers sont regroupés selon leur structure. Les aciers ferritiques se comportent bien en atmosphères à teneur en soufre et sont réputés pour leur résistance à la chaleur.

Chapitre II

Procédés de Soudages et Phénomènes Métallurgiques

Chapitre II: Procédés de Soudages et Phénomènes Métallurgiques

II.1 Introduction

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

Le soudage est une opération qui consiste à réunir deux ou plusieurs parties constitutives d'un assemblage, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler; soit par chauffage, soit par intervention de pression, soit par l'un et l'autre, avec ou sans métal d'apport dont la température de fusion est du même ordre de grandeur que celle du matériau de base [16].

II.2 Définition et Procédé

II.2.1 Définition du soudage

Le soudage tout simplement c'est l'opération qui permet de lier quasiment tous les matériaux, des matériaux métalliques jusqu'aux matières plastiques ; en assurant la continuité de la matière à assembler, et en préservant les propriétés mécaniques, ainsi que métallurgiques et physiques.

Autrement dit le soudage est un procédé d'assemblage qui consiste à la mise des pièces à souder à la température de soudage (Température de fusion, dans la majorité des cas) au niveau de leur joint, par le biais d'une source de chaleur. Une pression mécanique peut être éventuellement associée à cette chaleur [17].

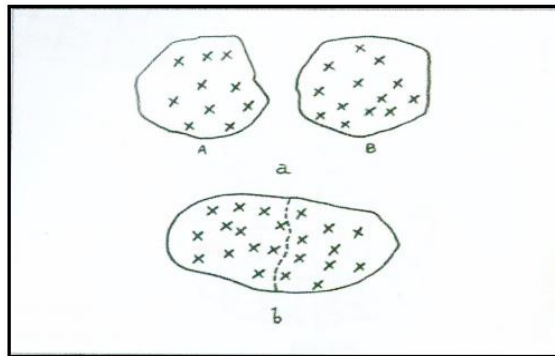


Figure II-1. Illustration du déroulement de l'opération de soudage [18].

II.2.2 Types de soudage

- Une soudure est dite Homogène lorsque les deux matériaux de base et le métal d'apport sont de même nature. Par exemple : le soudage MIG de deux aciers AISI 316L (austénitique) avec apport 316LSi [19].
- Une soudure est dite Autogène lorsque les deux matériaux de base sont de la même Composition et que l'assemblage s'effectue sans métal d'apport comme l'exemple du soudage des deux aciers inoxydables austénitique AISI 304 [19].
- On parle d'une soudure "Hétérogène" si au moins un des matériaux en question (métaux de Base ou métal d'apport) est différent des autres. Exemple : soudage d'un acier duplex A790 et un acier martensitique 13 Cr avec un métal d'apport " [19].

II.2.3 Préparation des soudures

Pour faciliter l'exécution et obtenir des cordons sans défauts ; elle consiste à donner aux bords, ou aux extrémités à souder, la forme qui va permettre le mieux possible une fusion franche et totale et qui donnera le moins lieu aux effets de la dilatation et du retrait [20]. Cette tâche consiste à abattre l'angle supérieur des bords de façon que, une fois rapprochés, ces derniers forment une ouverture en "V" dans laquelle la soudure se fait aisément (Figure II.2).

Cette tâche consiste à abattre l'angle supérieur des bords de façon que, une fois rapprochés, ces derniers forment une ouverture en "V" dans laquelle la soudure se fait aisément.

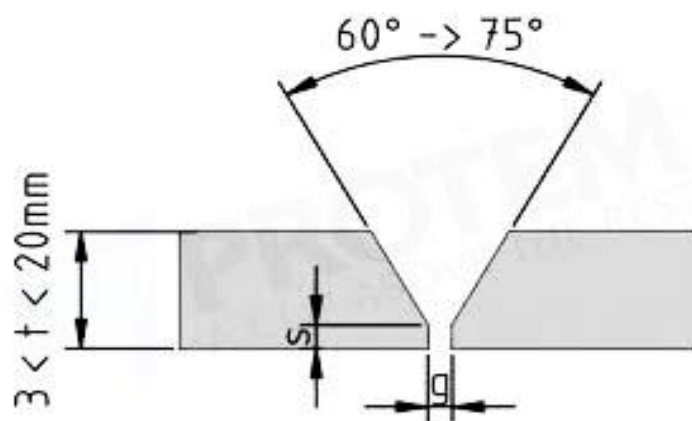


Figure II-2. Chanfrein en "V" [20].

Le chanfreinage des bords et l'ouverture créée par les chanfreins juxtaposés offrent un angle variable suivant la manière de souder ou le procédé suivi. Pour le soudage à l'arc, l'angle est de 60 à 70°C [20].

II.3 Classification des procédés de soudage

Chaque procédé de soudage est défini en ordre, principalement, par sa source d'énergie et doit satisfaire à un certain nombre de conditions [21]:

- La première de ces conditions est de permettre l'élimination de la contamination superficielle des éléments à souder, En effet les procédés de soudage doivent permettre de dissoudre ou de disperser les pellicules superficielles, soit par action chimique d'un flux, soit par action directe de l'arc, soit encore par des moyens mécaniques appropriées.
- La seconde condition est de permettre d'éliminer la contamination atmosphérique et ses effets.
- La dernière condition est de permettre l'obtention de joints présentant des propriétés désirées.

Le choix du procédé s'opère selon des critères bien définis : matériaux à souder, facteurs technologiques, critères de qualité et les critères économiques [21].

En ce qui nous concerne le procédé choisi est le procédé de soudage à l'arc avec une électrode non fusible TIG.

II.3.1 Classification par type de source d'énergie et éléments de protection du joint soudé

Dans cette méthode de classification les procédés de soudage sont classés selon leurs sources d'énergie plus le type d'élément de protection de joint soudé (voir Tableau II.1).

Tableau II-1. Classification par type de source d'énergie et éléments de protection [22].

Source d'énergie	Elément de protection du joint soudé				
	flux solide	Gaz inerte	Gaz actif	sous vide	sans protection
arc électrique	électrodes enrobées automatique sous flux solide MAG avec fil fourré	TIG MIG avec fil électrode Fusible Electrogaz Plasma	MAG avec fil électrode fusible		Soudage des goujons avec électrode en carbone par décharge de condensateur
résistance électrique					Par point Par bossage Par étincelage en bout résistance pure
optique		Laser		Bombardement Electronique	Laser
thermochimique	Aluminothermie	Plasma arc Non Transféré	Oxyacétylénique Oxpropane Oxydrique		
mécanique				Par pression à froid	Par friction Par pression à froid Par ultrasons

II.3.2 Deuxième méthode de classification

Dans cette méthode les procédés de soudage sont classés à partir du type d'énergie utilisée, ensuite ils sont classés plus particulièrement suivant la forme de l'énergie directement utilisable pour le soudage, par exemple, soudage à l'arc, à la flamme et finalement suivant les modalités de réalisation, par exemple, soudage électrique avec électrode enrobées, soudage par résistance à la molette.

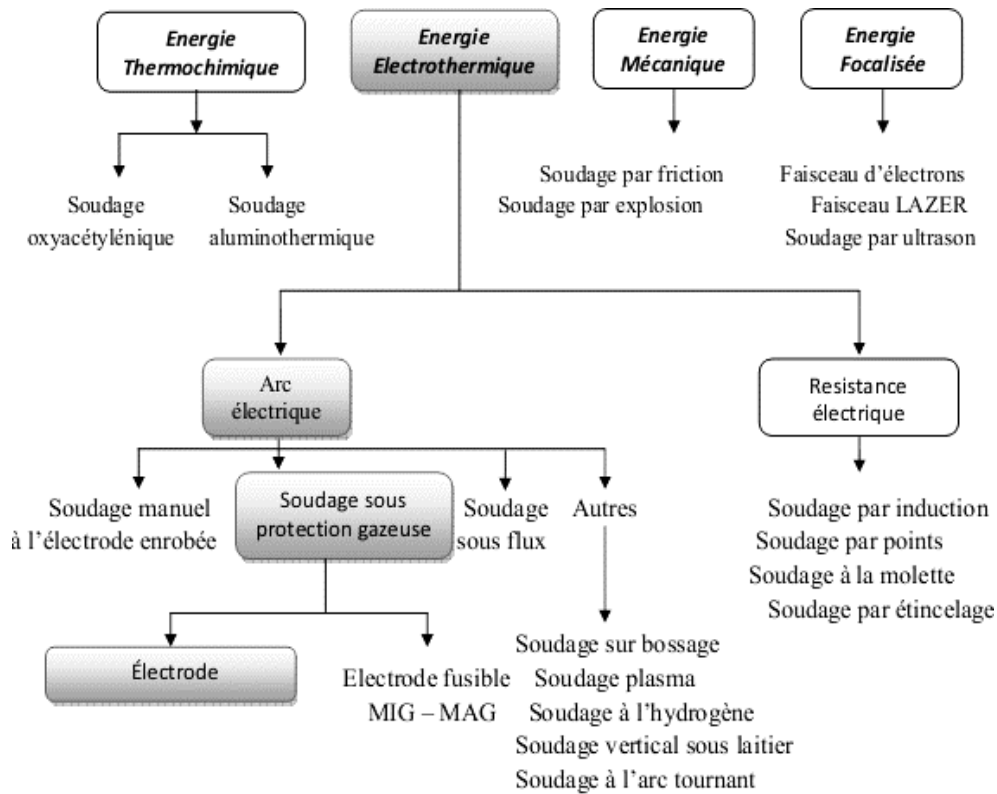


Figure II-3. Classification par type de source d'énergie [23].

Le choix du procédé s'opère selon des critères bien définis : matériaux à souder, Facteurs technologiques, Critères de qualité, Critères économiques [24].

En ce qui nous concerne les procédés à arc électriques sont les plus adéquats : Ce procédé se réalise à l'aide d'un arc électrique [une décharge électrique crée entre deux électrodes dans un gaz (ou dans une vapeur métallique issue des électrodes) qui fournit l'énergie nécessaire pour faire fondre l'électrode (constituée de métal d'apport) qui va se solidifier en un dépôt solidaire avec les métaux de base. [25].

II.4 Soudage TIG (Tungstène Inerte Gaz)

II.4.1 Principe

Le terme TIG appelé aussi GTAW est l'acronyme de Tungstène Inerte Gaz où le terme Tungstène désigne le métal constitutif de l'électrode et le terme de gaz inerte représente la protection utilisée. Ce procédé rentre dans la catégorie des procédés de soudage à l'arc avec une électrode non fusible.

L'arc se crée entre l'électrode réfractaire et la pièce sous un flux gazeux, de façon générale, il s'agit d'un gaz ou d'un mélange de gaz rares. L'amorçage se fait grâce au gaz circulant dans la buse qui entoure une grande partie de l'électrode.

Le soudage s'effectue en polarité directe (pole - du générateur relié à l'électrode) pour la majorité des métaux et alliages (Aciers, Inox, Cuivreux, Titane, Nickel...) sauf dans le cas des alliages légers d'aluminium ou du magnésium où l'on soude en polarité alternée (pendant un laps de temps, l'électrode est reliée au pôle + du générateur). Il est important de noter que souder de façon continue en polarité directe (pole + relié à l'électrode) détruit cette électrode en la faisant fondre [26].

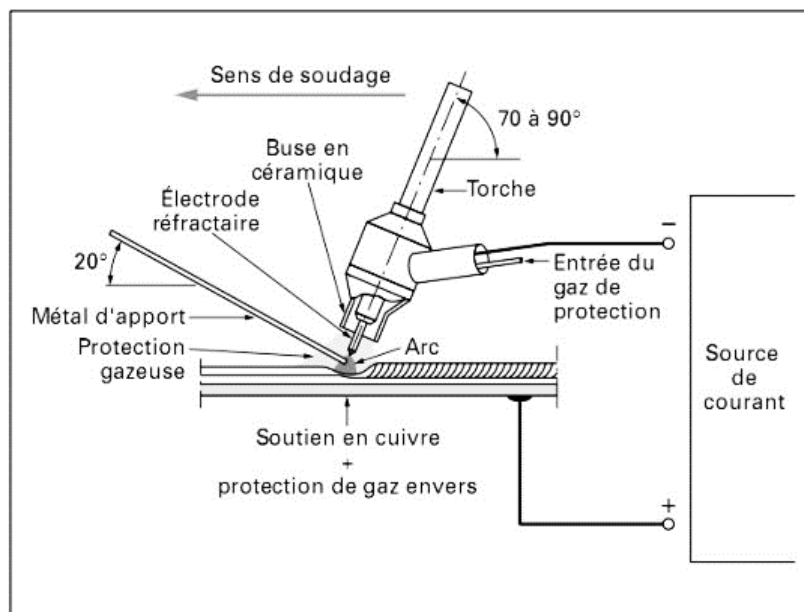


Figure II-4. Principe du soudage TIG [27].

II.4.2 Equipement

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

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

- Création de l'arc électrique : réalisé en bout de la torche de soudage. Cette dernière est composée d'une électrode de tungstène, d'une buse céramique canalisant le flux de gaz neutre et d'une gâchette utilisable en soudage manuel pour commander l'arc.
- Protection de l'électrode : le système de protection gazeuse est incorporé à la torche pour protéger l'arc et le bain. Bien souvent, l'utilisation d'un traînard de protection, endroit ou envers, vient garantir l'intégrité métallurgique du matériau au cours de son refroidissement (notamment dans le cas de matériaux très sensibles à la pollution gazeuse comme le titane ou ses alliages).

II.4.3 Applications

Le procédé TIG s'applique à tous les métaux soudables. Les courants généralement employés vont de quelques ampères à 400 A environ en courant continu (par exemple: Pour le soudage du cuivre, les intensités nécessaires sont de l'ordre de 600 à 800 A). En courant alternatif, la gamme utile est comprise entre 5 et 525 A. Sa puissance limitée à une vingtaine de kilowatts et son apport de métal séparé le réservent à des épaisseurs généralement faibles, de quelques millimètres. Son coût élevé, relativement aux autres procédés et dû essentiellement au coût du gaz de protection, fait qu'on le réserve aux applications requérant qualité et précision comme pour les aciers inoxydables où on cherche la meilleure efficacité contre la corrosion des joints soudés [28].

II.4.4 Formation du bain de fusion

De l'énergie émise par l'arc, une seule partie participe effectivement à la fusion du métal. Le reste est perdu par rayonnement et convection. La fraction de l'énergie ainsi perdue est très dépendante des conditions de soudage (I, U, V), de la hauteur d'arc, du débit du gaz et de la forme du chanfrein et de nature du matériau à souder. Il faut noter que le TIG est connu pour son faible rendement de l'arc. [29, 30]

Les bains de fusion créés lors des opérations de soudage sont le siège de processus thermo physiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants selon la nature du procédé utilisé [31].

La morphologie du bain fondu (volume fondu, pénétration et largeur) est conditionnée par de nombreux paramètres que nous pouvons regrouper en deux catégories :

Influence de l'énergie incidente :

- Répartition spatiale de l'énergie dans l'arc,
- Pression d'arc,
- Rendement d'arc.

Influence de la convection du métal liquide :

Les mouvements de convection du métal liquide influencent de façon importante la forme du cordon. D'une façon globale le bain de fusion est en équilibre sous l'action de forces aux effets variables. Ces forces d'origine différentes sont:

- les forces de gravité (ou flottabilité).
- les tensions superficielles (forces de Marangoni).
- la pression du plasma ou de l'arc en surface.
- les forces électromagnétiques (forces de Lorentz) pour les procédés de soudage à l'arc.

Le bain fondu est soumis à plusieurs forces présentées en (Figure II.5) ci-dessous. Par exemple, la gravité va surtout intervenir lors de soudures en position (verticale montant, verticale descendant, en corniche ou au plafond) ou lors de réalisations à pénétration débouchant. Les risques d'effondrement de bain sont fonction du volume de métal fondu et des forces de tension inter-faciales en surface du métal fondu. D'autres forces hydrodynamiques sont communément répertoriées en soudage : elles comprennent des forces surfaciques telles que la pression d'arc, le cisaillement aérodynamique et les forces de tensions de surface et des forces internes au bain, forces de Lorentz et les forces de flottabilité. Chacune va agir différemment sur la géométrie du cordon fondu.

Ainsi, par exemple, les forces de Lorentz et les courants de tension de surface (dans le cas où leur gradient thermique est positif) accroissent la pénétration, a contrario des forces de flottabilité et des courants issus du cisaillement aérodynamique du gaz de protection.[32]

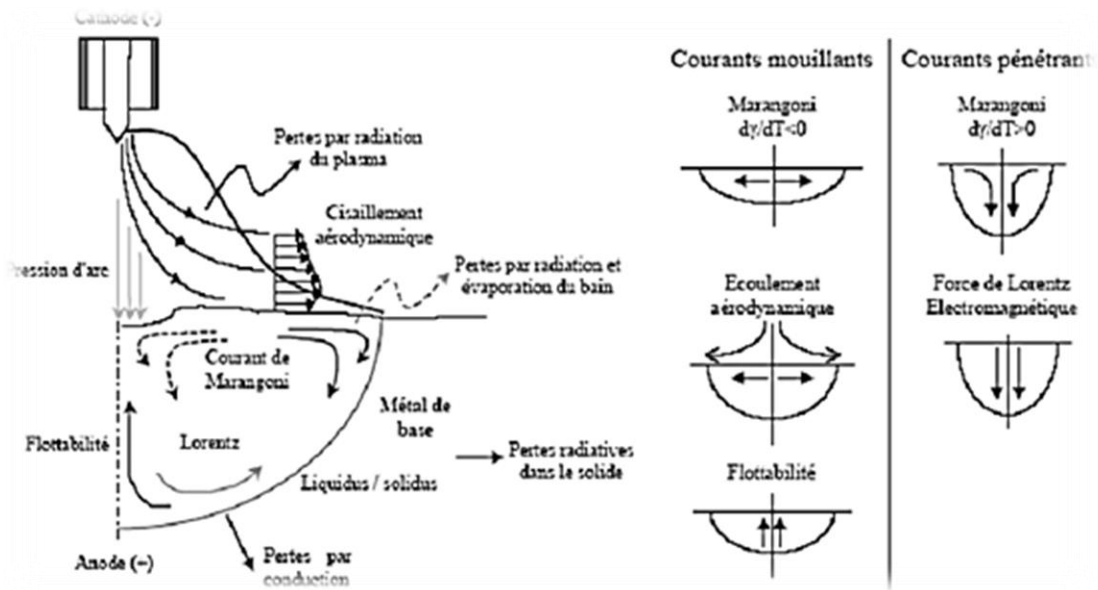


Figure II-5. Les forces agissant sur la forme du bain de fusion par procédé de soudage TIG.

Une partie seulement de l'énergie calorifique produite par l'arc sert au soudage, le reste étant perdu par rayonnement, convection et conduction dans le métal adjacent [33].

Ainsi, les paramètres régissant l'arc et le bain de fusion sont nombreux et complexes. Il est difficile de les dissocier les uns des autres et de les modifier de manière indépendante afin de comprendre leurs effets [34].

II.4.5 Solidification des soudures

Bien que la plupart des théories sur les mécanismes de solidification développées pour les structures de fonderie aient été appliquées avec succès pour les structures de solidification au soudage, la formation des premiers cristaux solides se fait de manière très différente. Alors qu'en fonderie la solidification s'effectue par un procédé de germination hétérogène et croissance, la solidification des soudures s'effectue par croissance épitaxiale à partir des grains non fusionnés de la zone affectée thermiquement adjacente (zone de fusion partielle). [35,36]

La croissance des grains progresse parallèlement à la direction du gradient maximal de température produit par le mouvement de la source de chaleur, perpendiculairement au front de solidification. De plus, la distribution thermique dans le métal fondu dépend de la forme du bain de fusion [36]. Notons que la croissance des grains se fait de manière compétitive dans des directions cristallographiques privilégiées et que les grains

favorablement orientés tendent à croître plus vite que leurs voisins qui seraient défavorablement orientés. Cette croissance épitaxiale (sur arrangement) et compétitive va donc être perturbée par les variations du gradient thermique et donc par la forme du bain de fusion [35].

II.4.6 Paramètres ayant une influence sur la soudure TIG

a. Influence de la vitesse de soudage

La forme du bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification.

Pour une vitesse de soudage faible, comme lors du soudage par procédé TIG, le bain de fusion présente une forme elliptique. Le gradient maximal de température varie continuellement en direction et en intensité. Il impose de ce fait une variation de la direction et de la vitesse de croissance des grains. Les grains vont s'incurver progressivement lors de la solidification avec une croissance compétitive jusqu'à l'axe de la soudure où ils deviennent parallèles à celui-ci.

Pour une vitesse de soudage plus importante, comme pour le soudage par faisceau laser, la forme du bain tend à s'étirer vers l'arrière en créant un front de solidification plan. De ce fait les grains vont se développer perpendiculairement au front de solidification dans la direction du gradient maximal de température. Ils vont se rejoindre au centre de la soudure en formant une ligne centrale de joints de grains successifs. Les soudures qui se solidifient avec cette forme étirée présentent une faible résistance à la fissuration à chaud à cause des impuretés et des constituants à bas points de fusion qui vont ségréger au centre de la soudure. La (figure II.6) présente ces différences de structure de solidification. [22]

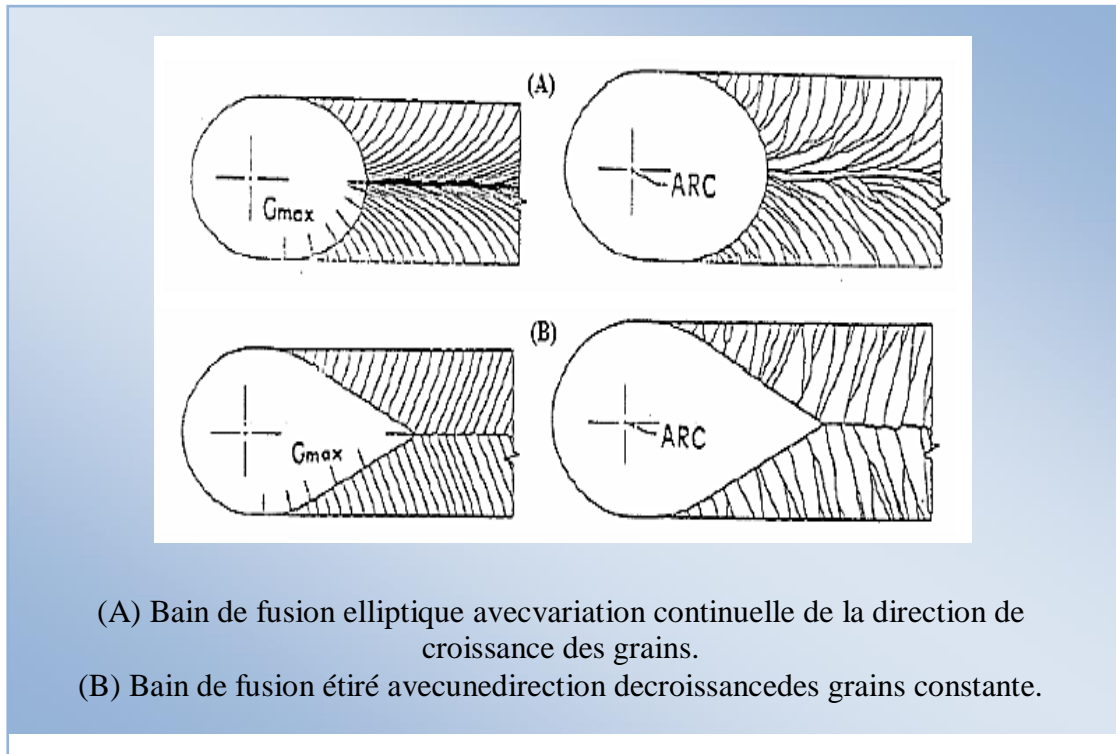


Figure II-6. Les formes du bain de fusion [37].

b. La nature de l'électrode de tungstène (W)

Il existe plusieurs types d'électrodes définies par la spécification AWS A5.12 [38] (Tableau II.3). Celle-ci fournit les informations de bases sur les électrodes de tungstène utilisées pour le soudage TIG, en y incluant la classification (Tableau II.2), les types, dimensions, types de courant et gammes de courant, usages recommandés et les matériaux soudables pour chaque types d'électrodes ainsi que les gaz de protections appropriés (Tableau II.3).

Tableau II-2. Classification des électrodes de tungstène [38].

AWS Classification	Color ^a	Alloying Element	Alloying Oxide	Nominal Weight of Alloying Oxide Percent
EWP	Green	—	—	—
EWCe-2	Orange	Cerium	CaO ₂	2
EWL _a -1	Black	Lanthanum	La ₂ O ₃	1
EWTh-1	Yellow	Thorium	ThO ₂	1
EWTh-2	Red	Thorium	ThO ₂	2
EWZr-1	Brown	Zirconium	ZrO ₂	.25
EWG	Gray	Not Specified ^b	—	—

Tableau II-3. Choix des types courants en fonction des diamètres d'électrodes [23].

Electrode Diameter		Use Gas Cup I.D.	Direct Current, A		Alternating Current, A	
			Straight Polarity ^b	Reverse Polarity ^b	Unbalanced Wave ^c	Balanced Wave ^c
in.	mm	in.	DCEN	DCEP		
0.010	0.25	1/4	up to 15		up to 15	up to 15
0.020	0.50	1/4	5-20		5-15	10-20
0.040	1.00	3/8	15-80		10-60	20-30
1/16	1.6	3/8	70-150	10-20	50-100	30-80
3/32	2.4	1/2	150-250	15-30	100-160	60-130
1/8	3.2	1/2	250-400	25-40	150-210	100-180
5/32	4.0	1/2	400-500	40-55	200-275	160-240
3/16	4.8	5/8	500-750	55-80	250-350	190-300
1/4	6.4	3/4	750-1100	80-125	325-450	325-450

a. All values are based on the use of argon as the shielding gas.

b. Use EWTh-2 electrodes.

c. Use EWP electrodes.

c. Le type de gaz de protection

Le tungstène étant un matériau très oxydable et de plus l'oxyde de tungstène se sublimant à basse température, le gaz de protection en soudage TIG et le gaz plasmagène en soudage plasma ne peuvent contenir ni oxygène ni gaz carbonique [39].

L'argon et l'hélium sont des gaz inertes et peuvent donc être utilisés quels que soient les matériaux à souder mais leurs caractéristiques physiques respectives leur confèrent des effets spécifiques en soudage. En effet, l'argon a un potentiel d'ionisation très inférieure à celui de l'hélium (respectivement 15,7 et 24,5 eV) et une conductivité électrique très supérieure. Il en résulte qu'il est beaucoup plus facile d'amorcer un arc et de le stabiliser sous argon que sous hélium mais aussi, qu'un arc d'une longueur donnée est, pour une même intensité, plus énergétique sous hélium que sous argon (tension plus élevée). Le (tableau II.4) ci-dessous résume les paramètres technologiques du procédé en fonction du type de métal à souder.

Tableau II-4. Paramètres technologique du procédé TIG [38].

Type de métal	Épaisseur	Type de courant	Électrode	Gaz de protection
Aluminium	Toutes Epais seulement Mince seulement	Attematif (CA) CCPN CCPI	Pure ou au zirconium Thoriée Thoriée ou au zirconium	Argon ou argon-hélium Argon ou argon-hélium Argon
Cuivre, alliages de cuivre	Toutes Mince seulement	CCPN Attematif (CA)	Thoriée Pure ou au zirconium	Argon ou argon-hélium Argon
Alliages de magnésium	Toutes Mince seulement	Attematif (CA) CCPI	Pure ou au zirconium Thoriée Pure ou au zirconium	Argon Argon
Nickel, alliages De nickel	Toutes	CCPN	Thoriée	Argon
Carbone, acier Faiblement alié	Toutes Mince seulement	CCPN Attematif (CA)	Thoriée Pure ou au zirconium	Argon ou argon-hélium Argon
Acier Inoxydable	Toutes Mince seulement	CCPN Attematif (CA)	Thoriée Pure ou au zirconium	Argon ou argon-hélium Argon ou argon-hydrogène
Titane	Toutes	CCPN	Thoriée	Argon

d. Le choix, l'affutage et le diamètre de l'électrode réfractaire

a. Les électrodes non fusibles

On peut considérer qu'il existe 4 types d'électrodes non fusibles qui peuvent être utilisées en soudage TIG:

- Tungstène pur (extrémité verte) utilisée pour les courants alternatifs (alliages d'aluminium).
- Tungstène avec oxyde de zirconium utilisé aussi en courant alternatifs (alliages d'aluminium).
- Tungstène thorie (couleur d'extrémité rouge) utilisée pour les aciers de construction et aciers inoxydables.
- Tungstène cérié qui est moins utilisés.

b. Affutage des électrodes en tungstène

Lors de la soudure TIG, l'affûtage des électrodes est un paramètre important puisque la qualité de votre cordon dépendra en partie de cette opération.. En effet, selon que vous

soudiez en courant continu ou en courant alternatif, la pointe de l'électrode sera affûtée de façon différente. Dans tous les cas les stries dues au meulage doivent être dans le sens de l'électrode et devront respecter un angle de 30° à 60° avec un méplat pour éviter les inclusions de tungstène dans le cordon de soudure, si vous soudez des aciers. Un affutage à 90° sera réalisé pour souder des alliages légers tels que l'aluminium.

II.4.7 Les avantages et les inconvénients

a. Les Avantages

- Inertie chimique exceptionnelle.
- Possibilité de contrôler de façon indépendante tous les paramètres ce qui permet un contrôle efficace du bain de fusion et de la dilution.
- Possibilité de soudage d'une vaste gamme de matériaux sous réserve de trouver le couple (gaz fil) correspondant
- Le procédé GTAW permet d'assembler des aciers fortement alliés, des alliages : d'Aluminium, de Nickel, de Cuivre et de Magnésium.
- Automatisation possible [40].

b. Les inconvénients

- Préparation des assemblages plus soignée.
- Taux de dépôt et vitesses de soudage faibles, d'où le procédé n'est pas utilisé pour le soudage des matériaux nobles [40].

II.4.8 Soudage TIG Pulsé

Tout comme pour le soudage avec fil électrode fusible, les technologies nouvelles des sources de courant ont permis une meilleure maîtrise du procédé par l'utilisation du soudage par impulsion parfois appelé également «pulsage thermique». Mais le phénomène physique qui intervient dans ce cas est très différent de celui qui est mis en œuvre dans le cas du soudage avec fil électrode fusible [41].

a. Définition du Procédé

Le soudage TIG par impulsion consiste à faire varier périodiquement l'intensité du courant de soudage d'une valeur de base I_b à une valeur de pointe I_p (Figure II.7) en résulte une valeur moyenne du courant de soudage qui, dans le cas d'ondes rectangulaires est égale à :

$$I_m = 1/T \int_0^T i dt$$

$$I = I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b / T$$

- Le courant de pointe I_p
- La durée de passage de ce courant t_p
- Le courant de base I_b
- La durée de passage de ce courant t_b
- La valeur moyenne du courant I_m
- La durée du cycle T ou la fréquence des impulsions

Cette modulation du courant permet une régulation du cycle thermique en particulier, il est possible de procéder à la fusion de petite partie seulement du métal de base pendant les temps de passage du courant de pointe I_p , avec solidification au moins partielle pendant les temps de passage du courant de base I_b . Ainsi, la quantité de métal fondu est moins grande, le bain de fusion est moins important, ce qui facilite son maintien en particulier pour le soudage en position. Avec une onde de courant pulsé à basse fréquence, on obtient ainsi un cordon de soudure formé d'une suite de points de soudage se chevauchant. En outre, l'énergie thermique fournie est plus faible que dans le cas du soudage à courant constant I_p , ce qui est préférable du point de vue métallurgique [41].

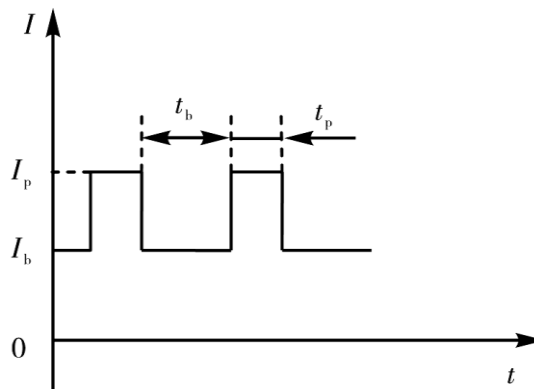


Figure II-7. Exemple de courant pulsé [41].

b. Durée et fréquence des impulsions

Ces paramètres sont fonction de l'épaisseur de la tôle et des propriétés des matériaux, de façon toujours avoir un temps de passage du courant de base suffisant pour permettre une évacuation satisfaisante sur la vitesse de croissance des cristaux et sur le processus de solidification. Intermédiaire et on peut obtenir des grains ordonnés le long du cordon ou en

son milieu. Les fréquences couramment utilisées vont de 2 à 10 Hz mais sont pénibles pour l'opération en soudage manuel [41].

c. Avantages des pulsations de courant en soudage TIG

On conçoit que la possibilité de moduler ainsi les énergies mise en œuvre et donc les apports thermiques à la pièce à souder présente des avantages incontestables :

a) La pénétration souhaitée est obtenue par des surintensités passagères et non plus par le passage permanent du courant, ce qui conduit à un volume de bain de fusion plus réduit et donc un bain plus étroit. Limitation de l'apport calorifique, ce qui est bénéfique du point de vue métallurgique.

b) La limitation du volume de métal fondu a comme conséquence une réduction des déformations dues au retrait.

c) L'électrode de tungstène peut généralement supporter pendant des intervalles de temps réduits une densité de courant plus élevée, ce qui conduit à une pénétration plus forte et donc à une augmentation des épaisseurs maximales soudables.

d) On sait que lorsque l'on soude des métaux bons conducteurs de la chaleur, l'intensité du courant de soudage doit se trouver entre une valeur suffisamment élevée pour que la température de fusion puisse être rapidement atteinte et suffisamment basse pour ne pas risquer d'effondrement en fin de soudage lorsque toute la pièce est portée à haute température. Dans le cas du courant pulsé, il y a à chaque pointe de courant un apport de chaleur à une vitesse supérieure à celle de dispersion dans la masse de la pièce, ce qui permet la fusion ; ces bains de fusion étant formés successivement, l'échauffement général de la pièce est limité, ce qui améliore les conditions de soudabilité opératoire à la fin du soudage.

e) Le procédé TIG demande que l'accostage des deux pièces à souder soit très précis ; un écartement de quelques dixièmes de millimètres conduit souvent à la formation de deux lignes de fusion au lieu d'un bain unique de soudage. La pulsation du courant conduit, par effet magnétique, à un mouvement incessant de flux et de reflux du métal liquide, ce qui favorise le maintien d'un pont liquide entre les pièces à assembler. Par suite, il y a une meilleure maîtrise de la zone de fusion et un comportement amélioré sur joints mal préparés.

Les avantages des pulsations de courant conduisent aux observations suivantes :

- ✓ Moindre absorption de gaz par la zone de fusion.
- ✓ Refroidissement plus rapide.
- ✓ Réduction de la zone affectée thermiquement.
- ✓ Réduction de la fissuration à chaud.
- ✓ Structure à grains fins, résilience et plasticités améliorées.
- ✓ Plus grande souplesse opératoire.

D'autre part, on constate qu'il y a un auto-nettoyage de l'électrode de tungstène, de sorte que l'arc est maintenu dans l'axe de l'électrode alors que dans le soudage à courant constant il y a souvent formation d'impuretés ponctuelles d'aspects très brillant, plus émissives que le reste de l'électrode et qui dévient l'arc du côté où elles se forment[41].

II.5 Propriétés énergétique de l'arc

II.5.1 Flux énergétique dans la colonne d'arc

- Une température élevée (le gaz est suffisamment ionisé pour qu'il soit bon conducteur)
- Un champ de vitesse élevé, qui pour des conditions de soudage, est dirigé de l'électrode vers la pièce à souder.

L'importance relative de la conduction et de la convection, peut être évaluée par le nombre de Pecklet (Pe) dont l'expression :

$$Pe = \frac{\rho V L C_p}{k}$$

ρ : Masse volumique du gaz (Kg /m^3).

V : Vitesse (m/s).

L : Longueur d'arc (m)

C_p : Chaleur spécifique à pression constante.

k : Conductivité thermique.

A basse pression Pe peut chuter au-dessus de la valeur de 1, ou le transfert de chaleur s'effectue par conduction [42].

II.5.2 Température dans la colonne d'arc

La majorité des mesures de température dans la colonne d'arc, ont été faites par Spectroscopie. Ces mesures montrent que l'augmentation du courant de soudage, engendrent un élargissement du champ des isothermes au niveau de la surface de l'anode

(d'après OLSEN 1957). La température au voisinage de la cathode est d'environ 2.104 K et ne varie pas beaucoup même avec un courant de soudage allant jusqu'à 400A.[42]

II.5.3 Effet de la variation de pression sur la colonne d'arc

Les variations de pression influent d'une manière significative sur la forme géométrique de l'arc.

- Pour des pressions supérieures à la pression atmosphérique, il se produit un arc plus concentré au point d'interface arc pièce
- pour des pressions inférieures, il en résulte un arc de grande diffusion et une colonne ronde[27].

II.6 Métallurgie du soudage

II.6.1 Description d'un cordon de soudure

Le cordon de soudure est réparti en 3 parties essentielles: la zone affectée thermiquement(ZAT), la zone fondue (ZF) et le métal de base, La (Figure II.8) montre ces trois zones [28].

- Métal ou métaux de base (en fonction de leurs compositions chimiques): référence pour apprécier les différentes transformations intervenant lors du déroulement du processus de soudage.
- Zone fondue : refroidi rapidement depuis l'état liquide, cette zone est obtenue par la fusion du métal (ou métaux) de base avec la contribution plus ou moins importante du métal d'apport. " Zone fondue = Métal d'apport + Métal fondu ".
- Zone affectée thermiquement : suffisamment proche de la zone fondue de sorte que les différents cycles thermiques ont provoqué divers transformations structurales.
- Zone de liaison : fixe la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement (Z.A.T) en d'autres termes elle correspond à la limite jusqu'à laquelle le métal de base a été porté à la fusion.

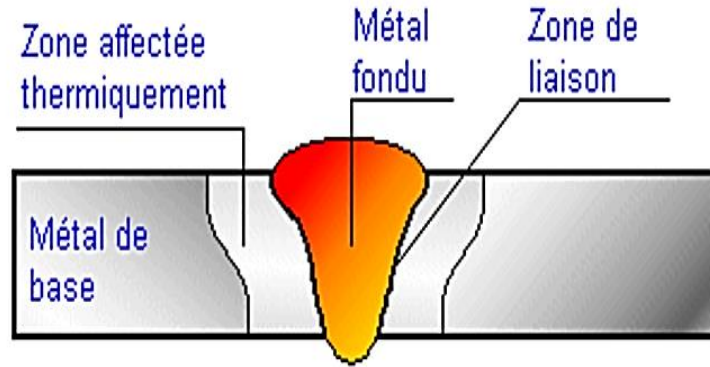


Figure II-8. Les différentes zones dans une soudure [43].

II.6.2 Facteurs d'influence

Les propriétés et caractéristiques de ces zones varient bien évidemment sous l'influence de deux facteurs principaux [44] :

a. Facteur thermique (ou effet thermique)

Constitue un point important dans l'opération du soudage, puisque elle nous donne la possibilité d'interpréter quantitativement les phénomènes métallurgiques que cette opération engendre et par suite de prévoir ces phénomènes pour en tenir compte dans le choix des procédés de soudage et des modes opératoires.

Cycles thermiques

La connaissance des cycles thermiques est plus que nécessaire. Les cycles thermiques mettent en évidence la variation de la température atteinte en un point situé à une distance fixe de la ligne du cordon en fonction du temps.

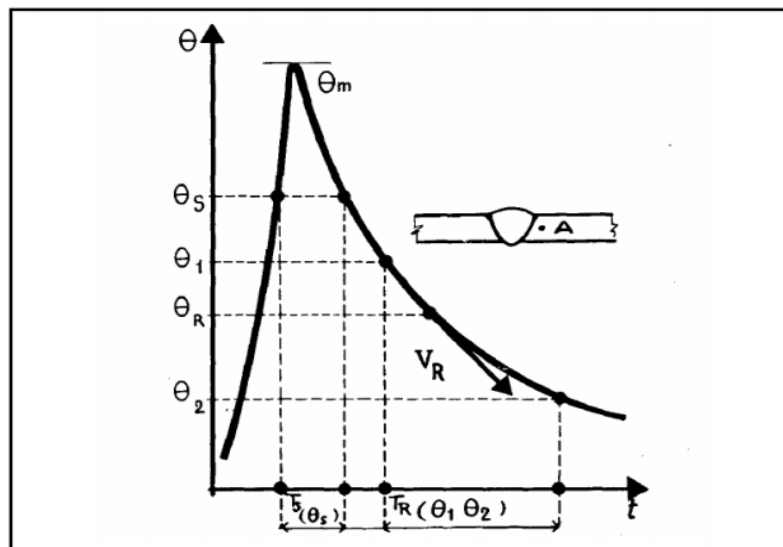


Figure II-9. Courbe mettant en évidence $\theta = f(t)$ [44].

Cette courbe nous fournit des informations notamment sur :

- ✓ La température maximale atteinte θ_m
- ✓ Le temps TS de séjour au-dessus d'une température.

La loi du refroidissement, traduite par le temps de refroidissement TR entre deux températures θ_1 et θ_2 ou par la vitesse de refroidissement VR à une Température θ_R .

Ce qui nous permettra de déterminer les modifications de structure ou de transformations survenues au refroidissement et / ou à l'échauffement [44].

La Répartition thermique

On peut également déterminer à travers ces données la répartition thermique aux alentours du cordon de soudure, qui représente la variation de la température maximale atteinte θ_m en fonction de la distance x qui nous permettra de délimiter les étendues des différentes zones [29].

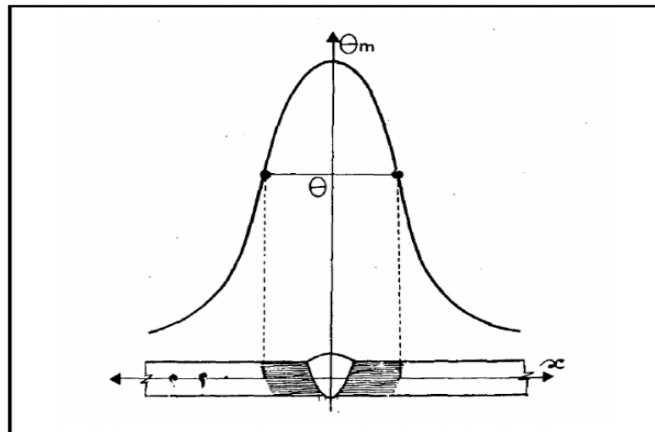


Figure II-10. Courbe mettant en évidence $\theta_m = f(x)$ [44].

L'allure des cycles thermiques varie en fonction du positionnement du point x par rapport à la ligne de soudure S comme montré dans la figure ci-dessous.

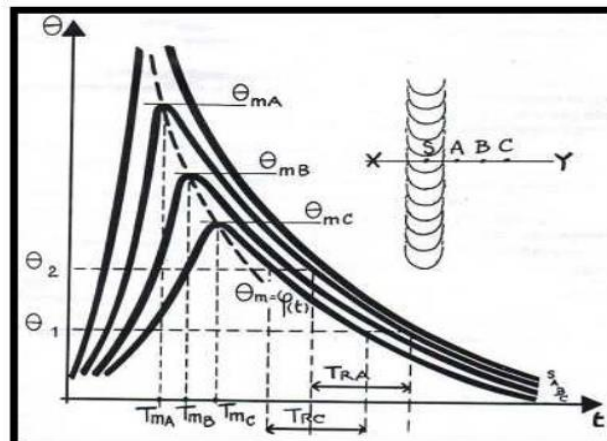


Figure II-11. Cycles thermiques de différents points situés à une distance.

Solide thermique

Pour récapituler, Portevin et Seférian ont proposé un modèle qui prend en compte l'état instantané des températures atteintes aux alentours de la source de chaleur au moment de son passage par l'origine du repère orthonormé.

Le modèle est connu sous le nom de "SOLIDE THERMIQUE" dans ce modèle on prend en considération l'état quasi-stationnaire.

Notons que le solide thermique se comporte de façon similaire tout au long de la ligne de soudure en donnant lieu aux courbes qu'on observe ci-dessous :

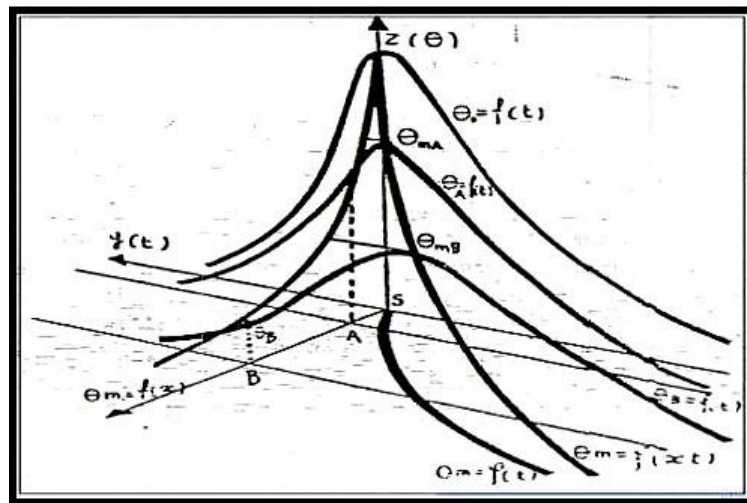


Figure II-12. Solide thermique [44].

La projection du solide thermique sur le plan xoy donne la répartition des isothermes comme suit :

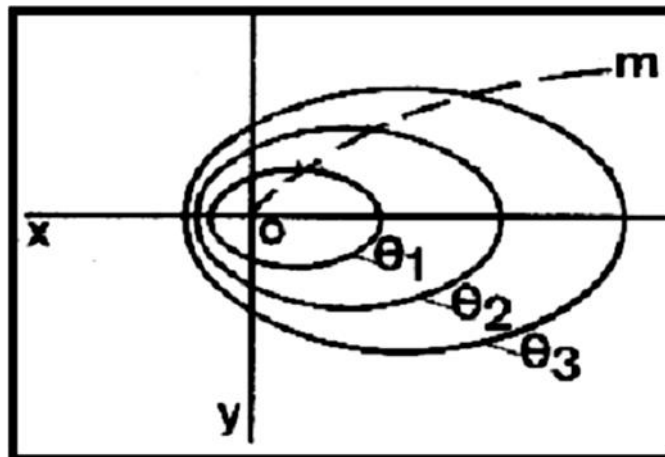


Figure II-13. Les isothermes [45].

Elles donnent une indication sur le passage de la source de chaleur et permet de délimiter l'étendue des différentes zones au sein du cordon de soudure.

II.7 Les différents types de soudures

On distingue trois types de soudures :

- La soudure homogène, dans laquelle les métaux de base et le métal d'apport éventuel sont tous de même nature.
- La soudure hétérogène de type « A » qui associe des métaux de base de même nature avec un métal d'apport d'une autre nature.
- La soudure hétérogène de type « B » où les métaux de base et le métal d'apport sont tous de natures différentes.

Quand les caractéristiques physico-chimiques des métaux de base et d'apport sont similaires, on dit qu'ils sont homogènes.

La soudure est le joint qui résulte de l'opération. Dans le soudage autogène, les pièces à assembler participent à la constitution du joint.

II.8 Conclusion

Dans le but de minimiser la précipitation de la phase σ lors du soudage des aciersinoxydables, il est important de choisir un procédé du soudage qui donne une source de chaleur intense et presque ponctuelle. Cela a pour but d'éviter une longue exposition d'une large épaisseur du métal à des températures élevées. Ces conditions sont données par le procédé TIG.

Chapitre III

Procédures Expérimentales

Chapitre III: Procédures Expérimentales

III.1 Introduction

Pour des raisons de commodité et de simplicité, on présentera dans ce qui suit, les techniques expérimentales effectuées pour la réalisation de cette étude. On commencera par présenter le matériau (composition chimique), la technique de soudage utilisée pour la réalisation des cordons, control non destructif (visuel et radiographie), ainsi que les méthodes de caractérisation métallographique. Aussi, la conduite de la méthode de détermination la taille des grains (Image J), Caractérisation mécanique (Essai de traction, Essai de microdureté) et la fin une caractérisation par microscopie électronique à balayage (Examen des faciès de rupture)

III.2 Matériaux et composition chimique :

Le matériau du métal de base utilisé est l'acier inoxydable ferritique type AISI 430, reçu sous forme des tôles de 1.2 mm d'épaisseur. Ce derniersubi une analyse de composition chimique par spectromètre de type FOUNDRY-MASTER Xpert. Ces analyses ont été réalisées au niveau du Centre de Recherche en Technologies Industrielles (CRTI) de Cheraga.

FOUNDRY-MASTER Xpert est un spectromètre de laboratoire permettant de d'analyser la composition chimique des métaux. L'échantillon métallique à analyser est placé sur le support d'étincelage et serré par une pince de maintien. L'échantillon est brûlé en surface par un arc électrique. A la décharge, une zone de la surface de l'échantillon est fondue et s'est évaporée sous l'action de la brûlure. L'énergie élevée contenue dans l'étincelle génère un plasma. Ce plasma émet de la lumière dont le spectre est analysé et mesuré grâce à des dispositifs à couplage de charge (DCC, puces à semi-conducteur sensibles à la lumière). Une zone du spectre mesuré peut être attribuée à chaque élément. L'instrument est commandé par des touches grâce à un logiciel fourni qui affiche le résultat de l'analyse sur l'écran du PC connecté(Figure III.1).



Figure III-1. Spectromètre de type FOUNDRY-MASTER Xpert.

III.2.1 Choix du métal d'apport

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

- La nuance et caractéristiques des deux métaux de base (doit avoir une composition chimique plus proche que les deux métaux de base soudés pour l'obtention d'une homogénéité au niveau des joints soudés)
- On utilisé dans notre travail quatre métaux d'apport : 308, 309, 316, 2209

III.2.2 Caractéristiques générales

Les principales caractéristiques de cette nuance sont:

- Une insensibilité à la corrosion sous contrainte et inter granulaire.
- De bonnes propriétés de mise en forme à froid.
- Bel aspect de surface tel que livré, évitant généralement le recours à des opérations de finition ultérieures.
- Présentent également une bonne résistance à l'oxydation sous température élevée.
- L'utilisation d'un inox ferritique permet de diminuer l'épaisseur grâce à sa limiteélastique élevée tout en résistant à la pression.
- Bonne résistance à la torsion et l'arrachement grâce à un module d'Young élevé.
- La dilatation des ferritiques est 2x moins élevée que celle des austénitiques.

III.3 Réalisation des soudures

III.3.1 Choix des procédés de soudage

Dans notre travail on a utilisé le soudage TIG manuel, ce choix est justifié par la bonne qualité des cordons qui sont exempts de défauts en surface, de même que d'excellentes propriétés mécaniques des joints soudés.

III.3.2 Préparation des tôles pour l'opération de soudage

a. Découpage de la pièce

Le matériau de base qu'on a reçu, est sous formes de tôles, on a découpé ces tôles à des pièces de dimension (100 x 50 x 1.2) mm, à l'aide d'une micro-tronçonneuse avec lubrification (Figure III.2).

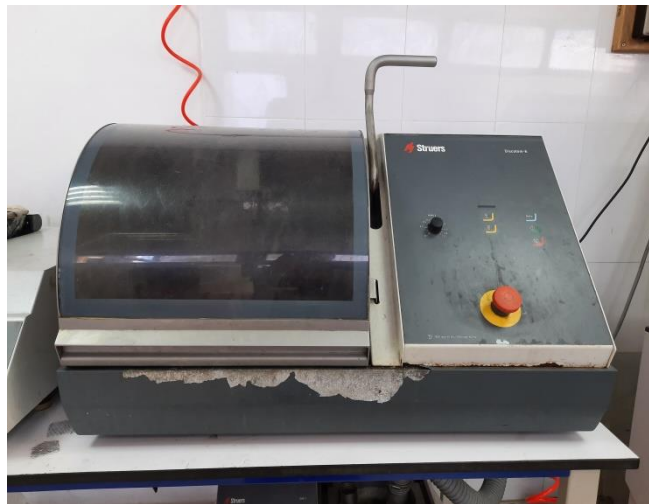


Figure III-2. Appareil découpée les tôles.

b. Nettoyage de la pièce

Ensuite on a fait un nettoyage mécanique (par brosse on utilisant une brosse métallique en inox) et un nettoyage chimique par l'intermédiaire de l'acétone ce qui est nécessaire avant l'exécution de la soudure afin d'éviter la contamination du bain fondu par les poussières ou les grains présents sur les tôles et plus précisément sur les bords à souder.

Il faut trouver les bonnes procédures de nettoyage des bords à souder, mais aussi la façon d'isoler de toute contamination extérieure (poussières, graisses, autres alliages métalliques) les alliages soumis à une opération de soudage. Les techniques de nettoyage des bords à souder sont soit chimiques, soit mécanique où la combinaison des deux.

c. Le bridage

C'est l'opération qui suit le nettoyage. Elle consiste à fixer les tôles à souder (figure III.3) dans le but d'éviter les déformations dues aux phénomènes de dilatation et de retrait produits par l'apport de chaleur lors du soudage.



Figure III-3. Système de bridage des tôles.

III.3.3 Paramètres de soudage

a. Principaux paramètres du procédé de soudage employé en courant continu

Tableau III-1. Principaux paramètres du procédé de soudage employé en courant continu.

Epaisseur métal d'apport (mm)	0,6
Tension(V)	9,5
Polarité	CCD
Intensité(A)	60-140
Vitesse de soudage mm/s	1
Type de gaz	Argon (99.99%)
Débit du gaz(1/min)	10
Diamètre de l'électrode	1

Le tableau III.3 présente les différents Paramètres énergétique de soudage, l'intensité desoudage varie entre 60 et 140 Ampère, la tension 9.5 Volt, le temps de soudageen seconde.

Tableau III-2. Paramètre énergétique de soudage courant continue.

N° des tôles	Métal d'apport	Tension (V)	Intensité (A)	Temps de soudage(S)
T1	308	9,5	140	20
T2	308	9,5	100	25
T3	308	9,5	70	85
T4	308	9,5	60	77
T5	309	9,5	65	112
T6	309	9,5	60	77
T7	316	9,5	60	58
T8	2209	9,5	60	62

b. Principaux paramètres du procède de soudage employé en courant pulsé

Tableau III-3. Principaux paramètres du procède de soudage employé courant pulse.

Epaisseur métal d'apport (mm)	0,6
Fréquence (Hz)	6
Intensité (A)	60-100
Tension (V)	10
Vitesse de soudage (mm.s-1)	1
Type de gaz	Argon (99.99%)
Débit du gaz (l/min)	12
Diamètre de l'électrode (mm)	1

Le tableau III.5 présente les différents Paramètres énergétique de soudage, l'intensité desoudage varie entre 80 et 100 Ampère, la tension 9.5 Volt, le temps de soudageen seconde.

Tableau III-4. Paramètre énergétique de soudage courant pulsé .

N° des tôles	Métal d'apport	Tension (V)	Intensité (A)	Temps de soudage(S)
T9	308	10	100	80
T10	308	10	60	35
T11	308	10	80	120
T12	309	10	80	118
T13	316	10	80	110
T14	2209	10	80	105

III.3.4 Déroulement de l'opération de soudage

Les opérations qui ont été suivies le long du soudage sont :

A-Pointage des tôles à souder : La fixation des bords des tôles à souder a été faite par un pointage on trois positions réparties le long de la longueur des tôles. Ce pointage a permis un soudage à position fixe.

B-Réalisation de la première passe (passe de pénétration) : Cette passe a été réalisée par le procédé TIG., avec une électrode nue en acier inoxydable ferritiques. Une fois que cette passe est terminée la protection à l'envers a été enlevée, puis le laitier a été enlevé des deux côtés par meulage et le cordon a subi un nettoyage à l'aide d'une brosse métallique en acier inoxydable.

III.4 Caractérisation structurale

III.4.1 Préparation des échantillons

a. Prélèvement des échantillons

Les prélèvements le plus souvent examinés sont effectués perpendiculairement à la ligne de soudure (figure III.4) Un tel prélèvement est représentatif de toute la portion de soudure ou l'état quasi-stationnaire a été atteint durant l'opération de soudage.

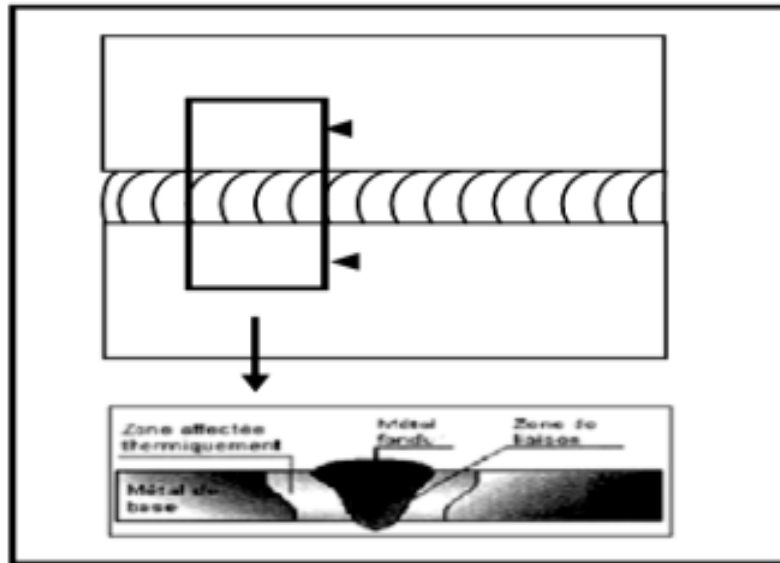


Figure III-4 .Méthode de prélèvement d'un échantillon.

Pour chaque pièce on a prélevé un échantillon pour effectuer les mesures de micro dureté et des observations micrographiques.

b. Enrobage à chaud

L'objectif de l'enrobage est de protéger les matériaux fragiles ou revêtus au cours de leur préparation et d'obtenir une netteté des bords parfaite. L'enrobage permet également de manipuler plus soigneusement et facilement les échantillons petits, à bords vifs ou de forme irrégulière.



Figure III-5. Appareil de l'enrobage.

c. Polissage

Le polissage a pour but principal l'obtention d'une surface plane et la qualité de surface miroir. Cette opération de polissage est effectuée en deux étapes :

III.5.1.3.1 Pré-polissage

Polissage grossier ou abrasion cette opération consiste à obtenir la planéité de la surface d'examen de l'échantillon. On commence le polissage par le papier abrasif de grande granulométrie pour enlever le maximum de matière, puis on dégrade la granulométrie de plus en plus finement. Le refroidissement de la surface à polir est assuré par un lubrifiant (eau).

L'échantillon est rincé à l'eau à chaque changement de papier pour éviter que des particules de grand diamètre n'affectent le stade de polissage à plus faible taille de grain.

Tableau 0-6. Illustration des ordres d'usinage effectués.

Ordre d'opération de polissage	Granulométrie Utilise	Durée (min)	Vitesse de polissage (tr/min)
1	80	6	250
2	120	6	250
3	180	6	250
4	220	6	250
4	320	6	250
6	500	6	250
7	800	6	250
8	1000	6	250
9	1200	6	250
10	2400	6	250
11	4000	6	250



Figure III-6: Polisseuse automatique

Polissage de finition

Le polissage de finition permet d'obtenir une surface miroir. Cette opération consiste à utiliser un papier feutre arrosé à l'aide d'une suspension diamanté plus le lubrifiant à la fine avec l'alumine.



Figure III-7. Suspension d'alumine.

Tableau III.7. Paramètres du polissage de finition.

Ordre d'opération de polissage	Granulométrie Utilise(μm)	Durée (min)	Vitesse de polissage (tr/min)
12	1	10	50

d. Attaque métallographique

Le réactif utilisé dans l'attaque chimique dépend du domaine d'application, pour les alliages d'aluminium les réactifs utilisés sont présentés dans le (Tableau III.8).

Tableau III-8.Réactifs d'attaque chimique utilisée.

Métaux	Réactif (composition)	Durée et température d'attaque	Effet
Acier AISI 430	HNO3.....1 ml HCL.....3 ml GLICEROLE... 3 ml	20 à 40 s 20 0C	Microstructure

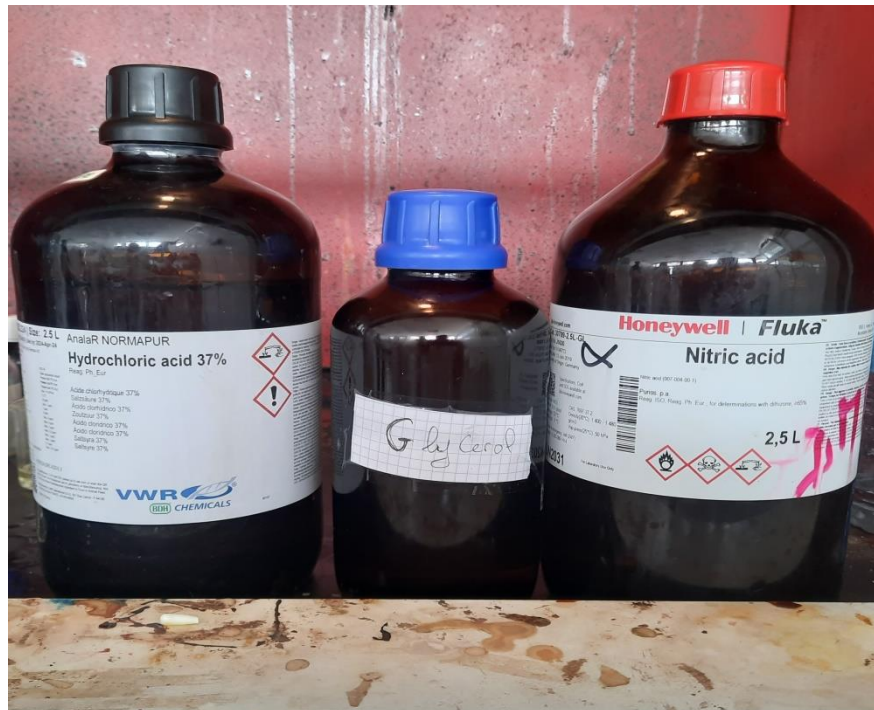


Figure III-8.Réactifs d'attaque chimique utilisée.

III.4.2 Observation microscopique

Comme son nom l'indique, le microscope est un instrument permettant l'observation visuelle de petits objets ou détails d'objets, usuellement indiscernables à l'œil nu. Une des propriétés de cet appareil est son agrandissement angulaire, c'est-à-dire la possibilité de fournir une image agrandie d'un objet à étudier. Cependant, ce paramètre ne suffit pas à lui seul à caractériser les performances du dispositif. Il faut en effet que cette propriété s'applique à tous les détails de l'objet, y compris les plus fins.

La seconde propriété du microscope est donc sa résolution, dont découlent d'importantes conséquences pratiques, puisque cela implique de travailler avec des optiques de grande ouverture numérique, mais limitée par la diffraction. Les bons microscopes sont donc des systèmes optiques et mécaniques complexes et coûteux.



Figure III-9 : Microscope optique.

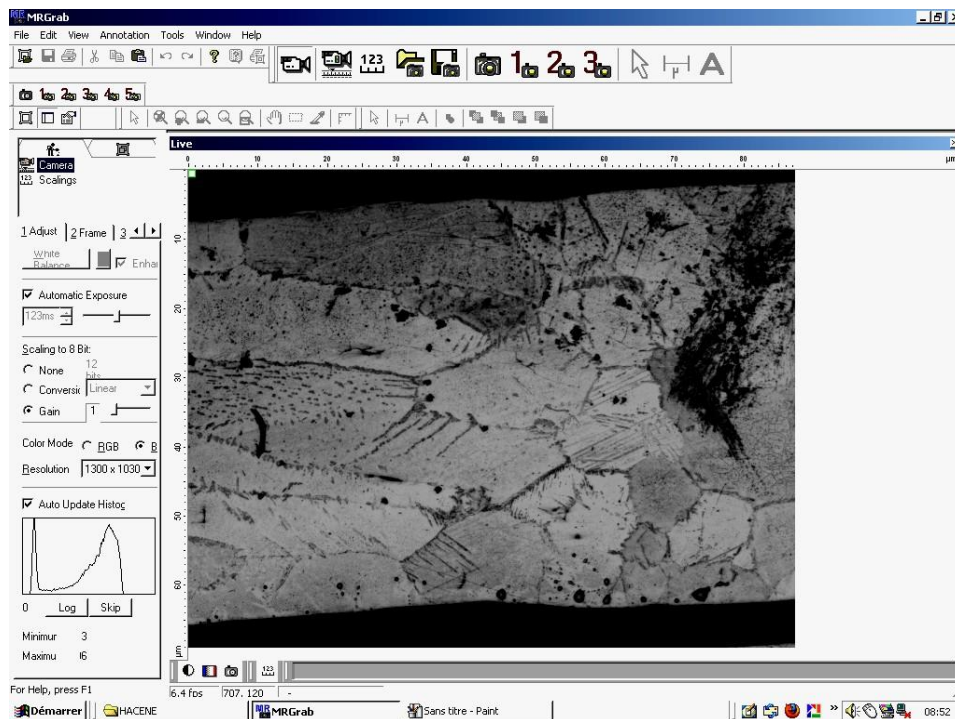


Figure III-10. Photographie de logiciel d'analyse d'image.

III.5 Caractérisation mécanique

III.5.1 Essai de micro dureté

La microdureté est l'une des propriétés mécaniques qui caractérisent les matériaux.

Elle exprime la résistance d'un matériau soumis à une déformation plastique localisée. L'essai de microdureté est réalisé à l'aide du microduromètre, le principe est de mesurer les diagonales des empreintes laissées par un cône, et avec une charge de 300g (Figure III.13).

La dureté Vickers s'exprime par la mesure de la moyenne des diagonales, à l'aide de

la formule suivante:

$$HV = 1,8544 \cdot 10^3 \cdot F/d^2$$

Tel que :

D (μm) : La moyenne des diagonales.

F : La force appliquée en Kilo-Newton.



Figure III-11 : Microduromètre utilisé.

III.5.2 Essais de traction

Les essais de traction sont effectués au centre de recherche en technologies industrielles (CRTI) au moyen d'une machine de traction de type « MTS.Criterion 45 », de 100 KN (Figure III.12). Le prélèvement de l'éprouvette de traction est réalisé dans le sens transversal du cordon de soudure. La taille de chaque éprouvette en traction a été préparée conformément à la norme ASTM E08. (Figure III.13).



Figure III-12. La machine de traction.

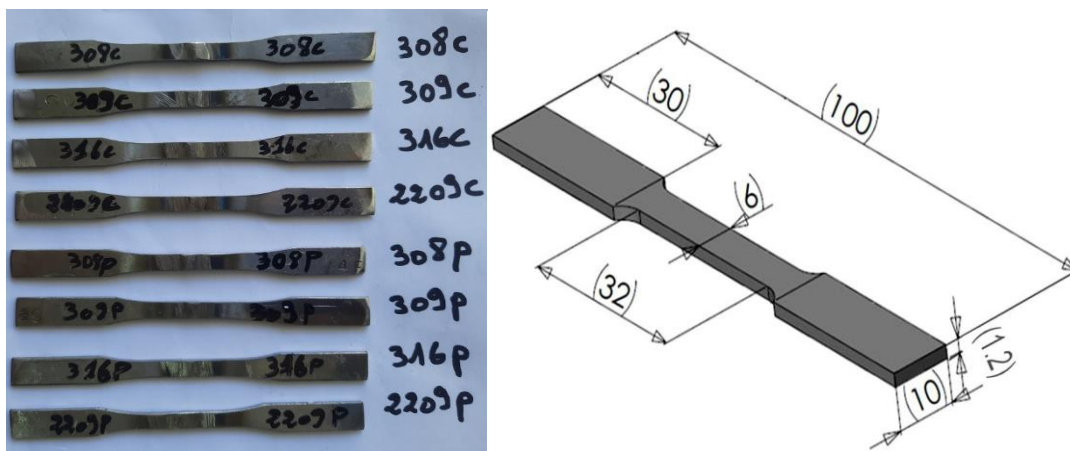


Figure III-13. L'éprouvette de traction conformément à la norme ASTM E08.

III.6 Diffraction des rayons X

La technique d'analyse par diffraction de rayons X repose sur l'interaction élastique d'un faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée. La diffraction résultante aboutit à l'obtention d'un diffractogramme et permet la détermination des distances réticulaires des plans de diffraction. La loi de Bragg définit la relation entre la longueur d'onde du faisceau incident (λ), la

distance inter-réticulaire repéré par les indices de Miller ($dhkl$) et l'angle de diffraction (θ), l'entier naturel n représentant l'ordre de diffraction. $n \lambda = 2 dhkl \sin(\theta)$.

L'appareillage utilisé est Le diffractomètre D2 PHASER II est couplé à un ordinateur réalisant l'automatisation des balayages angulaires et des enregistrements. La source de rayon X est constituée d'un tube scellé à anticathode de cuivre ($\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$) couplé à un monochromateur arrière en graphite afin de filtrer le raie $K\beta$ du cuivre et éventuellement la fluorescence de l'échantillon.

Le diffractomètre D2 PHASER offre une qualité de donnée et une vitesse de mesure qui, jusqu'à récemment, été considérées comme impossible avec un système de table fixe.



Figure 0III-14.Le diffractomètre D2 PHASER

Chapitre IV

Résultats et Discussions

Chapitre IV: Résultats et Discussions

IV.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à l'étude expérimentale d'acier AISI 430 et les différents résultats relatifs à la micrographie et aux essais mécaniques. Le chapitre est structuré comme suit : En premier lieu, on fait une vision générale sur l'état de matériaux ainsi le cordon de soudure, ensuite, on s'intéresse à la micrographie réalisée par un microscope optique pour avoir des images micrographiques montrant les différentes phases, la taille et l'orientation des grains ; pour pouvoir ensuite les comparer avec les résultats obtenus à l'aide des essais mécaniques (micro dureté, et traction), diffraction des rayons x .

IV.2 Analyse de composition chimique

Le matériau du métal de base est l'acier inoxydable ferritique AISI 430. Ce dernier reçu sous forme des tôles d'épaisseur de 1.5 mm. Une analyse de composition chimique par spectromètre de type FOUNDRY-MASTER Xpert, est réalisée au niveau du Centre de Recherche en Technologies Industrielles (CRTI) de Cheraga. Les compositions chimiques illustrées dans le tableau IV.1.

Tableau IV-1. Composition chimique de l'acier inoxydable ferritique AISI 430.

	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	V	P	N	Fe
Teneur (%)	0.06	0.53	0.38	16.61	0.02	0.26	0.18	0.04	0.02	0.007	Bal.

IV.3 Caractérisation structurale:

IV.3.1 Observation métallographique

a. Microstructure de matériau de base

La (Figure IV.1), montre le résultat de l'observation optique de la microstructure de l'acier inoxydable ferritique AISI 430 pour un grossissement (X1000). Cette micrographie montre une structure ferritique, avec une taille des grains de 8 µm calculé par le logiciel image J.

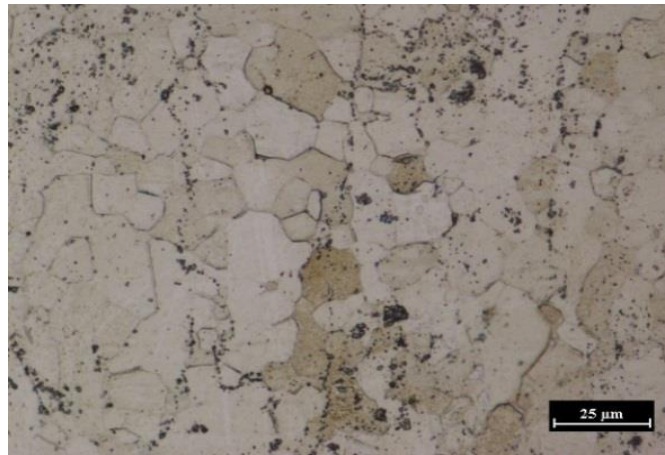
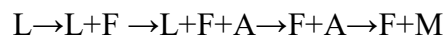


Figure IV-1. Microstructure de métal de base (X1000).

b. Microstructure de la zone de liaison

b.1 Soudures homogènes

Comme montre la figure IV.2, la solidification préliminaire des soudures se produit sous forme de ferrite primaire. La microstructure de la zone de fusion soit constituée d'un mélange de ferrite et de martensite, qui est présente le long des joints des grains. Lors du refroidissement, de l'austénite se forme à température élevée le long des joints de grains de ferrite. Cette austénite se transforme ensuite en martensite lorsque la zone de fusion se refroidit à température ambiante.



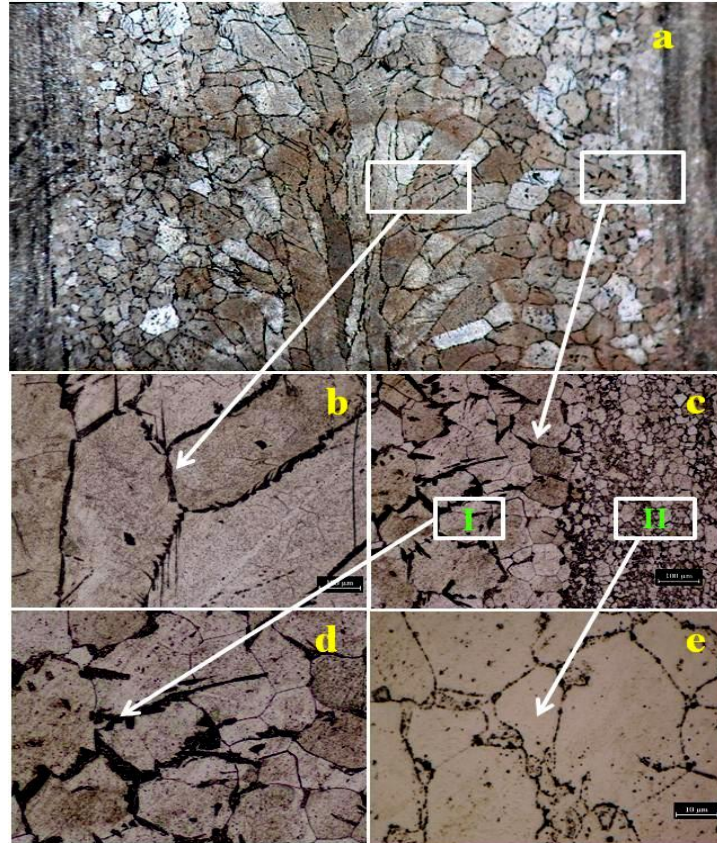


Figure IV-2. Microstructure de la zone de liaison (1) X50; (2) X150 ;(3) X1500.

Par ailleurs, comme les transformations ne sont pas complètes, le grossissement des grains qui se produit à haute température ne pourra pas être résorbé ultérieurement. Dans ces conditions, la soudure, après retour à la température ambiante, se présentera généralement dans l'état structural suivant :

La zone fondue (ZF) : structure à gros grains formée de ferrite, et de martensite aux joints de grains de la ferrite (Figure IV.2.b).

La zone affectée thermiquement (ZAT): Comme montre la (Figure IV.2.c) la zone affectée par la chaleur est divisée en deux parties:

- ZAT1 : Celle voisine du métal fondu qui a atteint une température assez élevée pour que se produise la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$. Elle est constituée de ferrite et de martensite comme le métal fondu mais la grosseur des grains et la teneur en martensite régressent lorsque l'on s'éloigne de la zone fondue (Figure IV.2.d).
- ZAT2: Celle qui n'a pas subi de transformation et dans laquelle seuls les précipités de carbure de chrome ont pu évoluer (Figure IV.2.d).

Le diagramme pseudo-binaire à 17% Cr (Figure IV.3), est utile pour illustrer et décrire la métallurgie physique de ces alliages. Ce diagramme, représenté une concentration nominale en carbone de 0,05% en poids superposé (Cette composition se rapproche de celle de l'acier AISI 430). Le diagramme prédit que la structure sera entièrement ferritique à la fin de la solidification. Il restera ferritique à jusqu'à ce qu'il refroidisse en dessous d'environ 1100 °C (2010 °F). A cette température, et sous des conditions d'équilibre de refroidissement, l'austénite se transformer en ferrite et carbure et de la structure finale est un mélange de ferrite et carbure $Cr_{23}C_6$ [92-95].

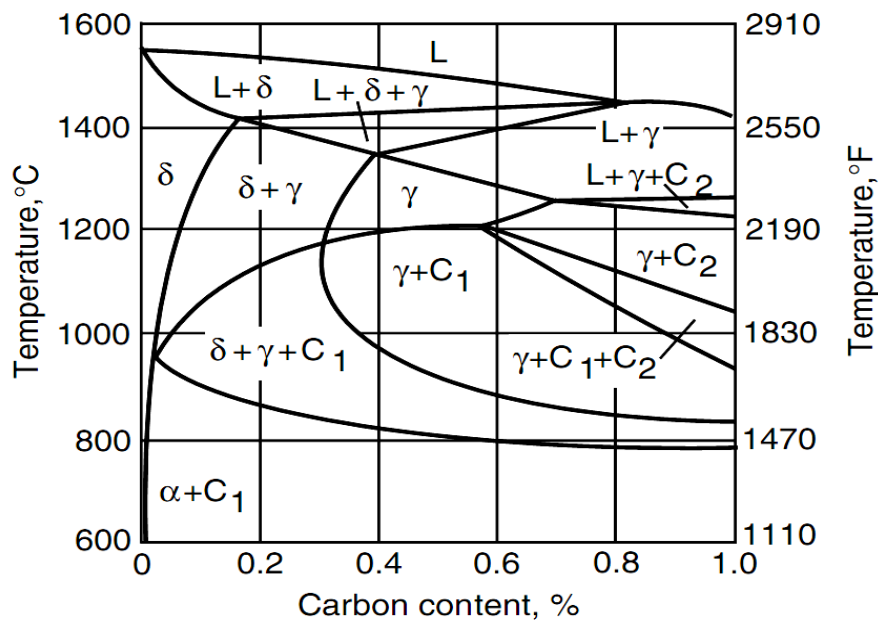


Figure IV-3. Diagramme pseudo-binaire à 17% Cr.

Dans le cas d'un cycle thermique de soudage, lors du chauffage, puis au cours du refroidissement, ces aciers sont susceptibles de Subir les transformations : $\alpha \rightarrow \gamma$

Lorsque ces transformations vont se développer au cours des cycles thermiques de soudage, elles ne vont pas pouvoir atteindre leur équilibre compte tenu de la rapidité avec laquelle ces cycles sont parcourus. Elles seront donc incomplètes, ce qui pourra avoir deux conséquences principales, sur le plan structural :

- La quantité d'austénite formée sera, en général, inférieure à celle prévue par le diagramme d'équilibre;
- La transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ pourra être escamotée car, compte tenu de la vitesse de refroidissement d'une part et, d'autre part, de la trempabilité de cette austénite (très alliée), on tendra vers une transformation martensitique se développant à plus basse température [92-95].

b. 2 Soudures hétérogènes

Courant continue

La microstructure du cordon de soudure de l'acier inoxydable ferritique 430, réalisé à l'aide du soudage TIG avec une intensité de courant ($I=60$), en utilisant différents métaux d'apport austénitiques tels que le 308L, 309, 316 et l'austénitoferritique 2209, présente des caractéristiques distinctes. Les observations suivantes décrivent la microstructure typique :

La zone fondue (ZF) : constitue la partie centrale du cordon de soudure où la fusion du métal de base et du matériau d'apport a eu lieu. Selon les conditions de soudage, cette microstructure peut présenter des dendrites, qui sont des structures cristallines ramifiées se développant à partir du front de solidification. Les propriétés et la qualité du cordon de soudure sont étroitement liées à la microstructure de la zone fondue.

La zone affectée thermiquement (ZAT) : entoure la zone fondue et subit des modifications microstructurales sans fondre complètement. La ZAT est caractérisée par une recristallisation partielle ou complète des grains de l'acier inoxydable ferritique d'origine, en fonction de la température atteinte pendant le soudage. Des variations de taille de grains et de dureté peuvent être observées dans cette zone, résultant des changements thermiques induits par le soudage.

En résumé, ces observations détaillent la microstructure du cordon de soudure, mettant en évidence les zones fondue et affectée thermiquement ainsi que les caractéristiques spécifiques de chaque zone.

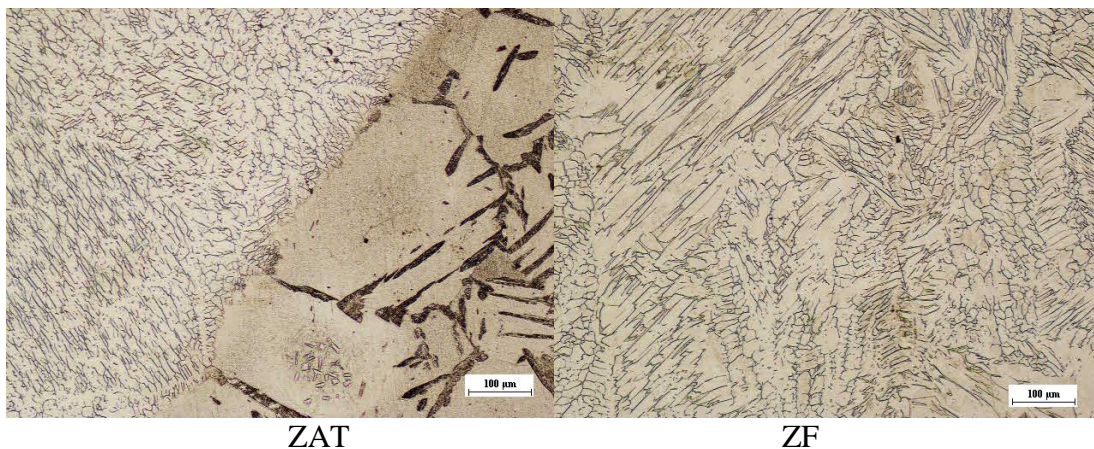


Figure IV-4. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 308).

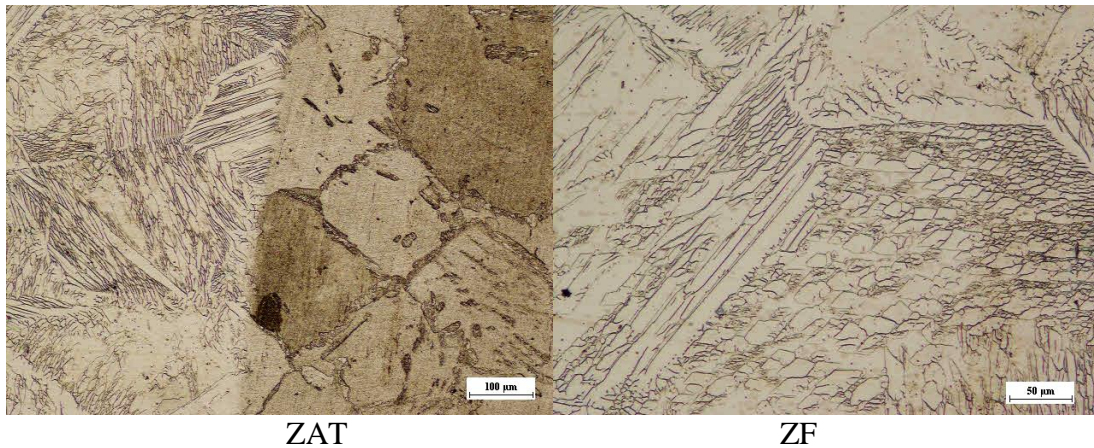


Figure IV-5. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 309).

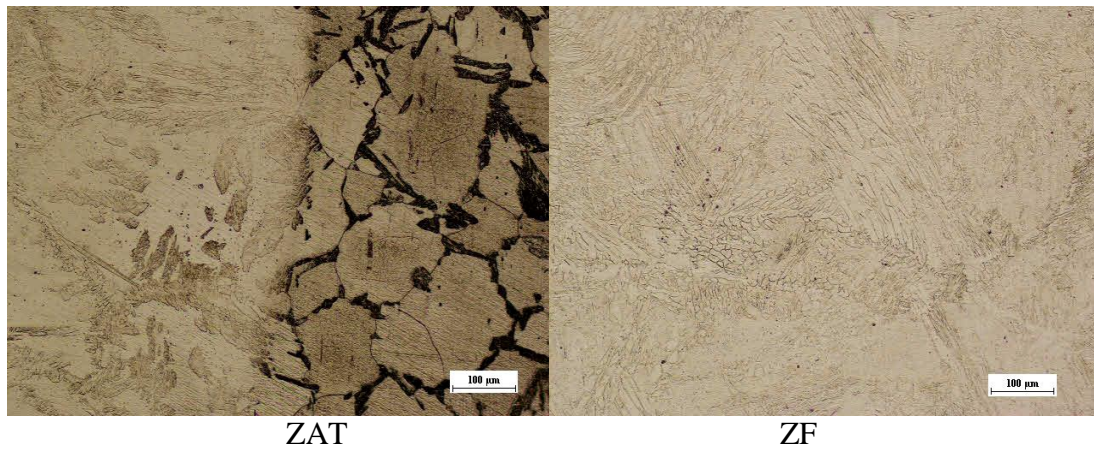


Figure IV-6. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 316).

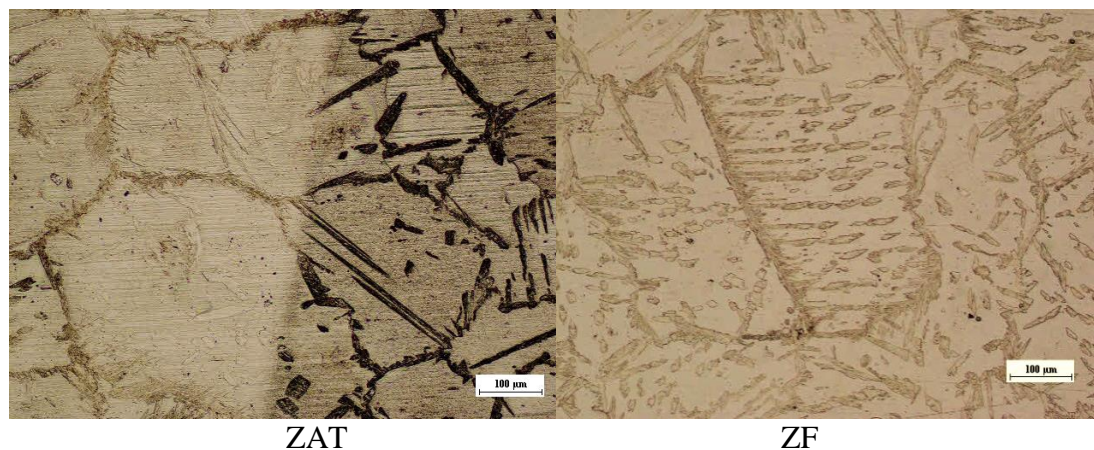


Figure IV-7. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénito-ferritique 2209).

Courant pulsé

La microstructure des cordons de soudure obtenus par soudage TIG pulsé, avec une intensité de courant ($I=80A$), en utilisant différents métaux d'apport austénitiques tels que le 308L, 309, 316 et l'austénitoferritique 2209, présente des caractéristiques distinctes. Les observations suivantes décrivent la microstructure typique :

La zone fondue (ZF) : La microstructure de la zone fondue lors du soudage avec courant pulsé peut présenter des caractéristiques similaires à celles du soudage avec courant continu. Toutefois, l'utilisation du courant pulsé permet généralement d'obtenir une fusion plus précise et un meilleur contrôle de la dilution, conduisant ainsi à une microstructure plus homogène avec une répartition plus uniforme des phases ferritique et austénitique.

La zone affectée thermiquement (ZAT): La microstructure de la zone affectée thermiquement dans les soudures TIG pulsé présente des caractéristiques similaires à celles du soudage TIG continu. La taille des grains et la teneur en martensite diminuent à mesure que l'on s'éloigne de la zone fondue.

En résumé, la microstructure des cordons de soudure obtenus par soudage TIG pulsé, en utilisant des métaux d'apport austénitiques et l'austénitoferritique, présente des particularités spécifiques dans les zones fondue et affectée thermiquement.

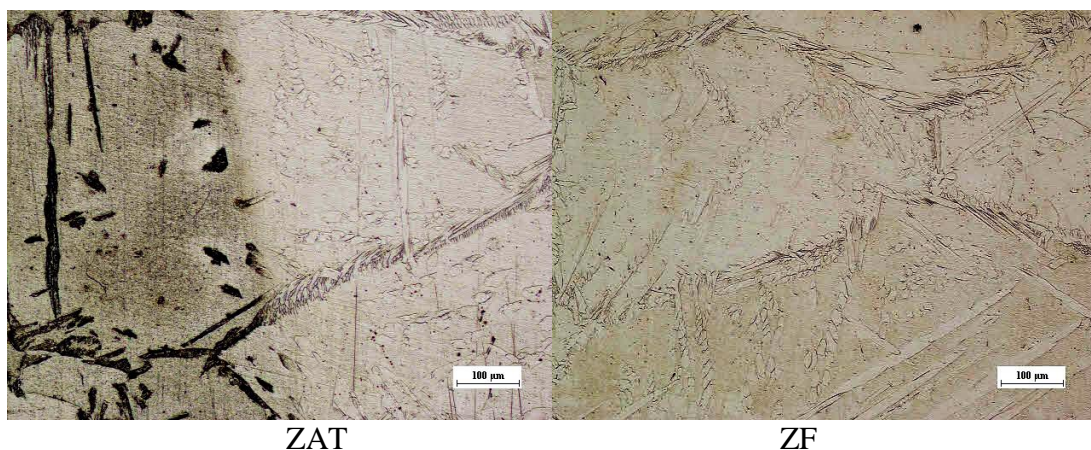


Figure IV-8. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 308).

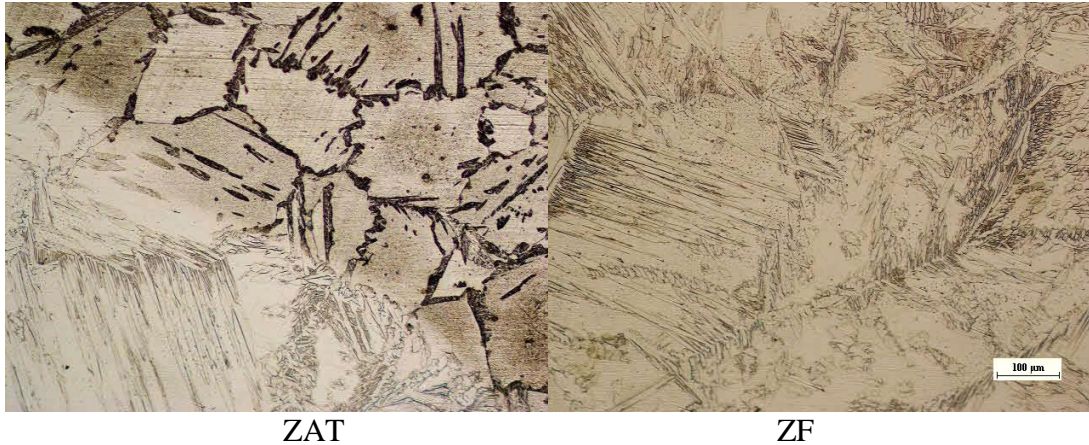


Figure IV-9. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 309).

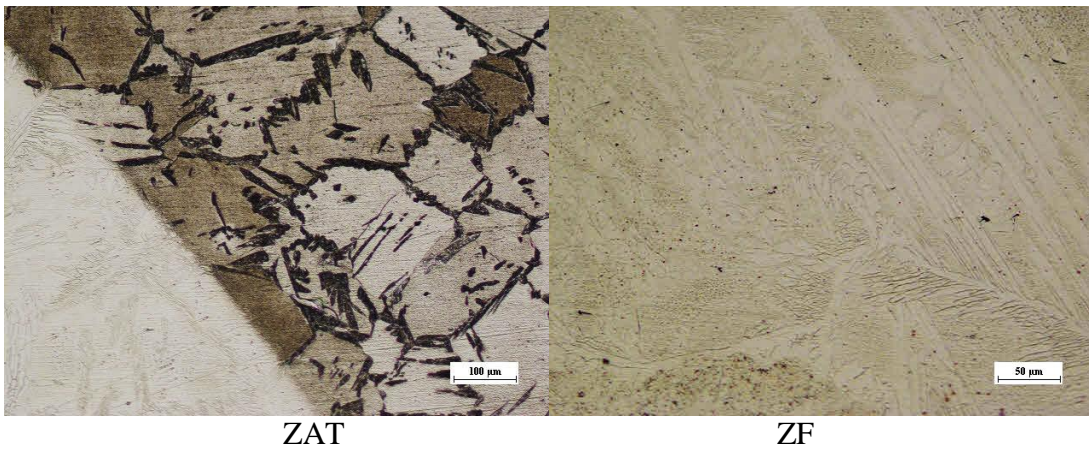


Figure IV-10. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 316).

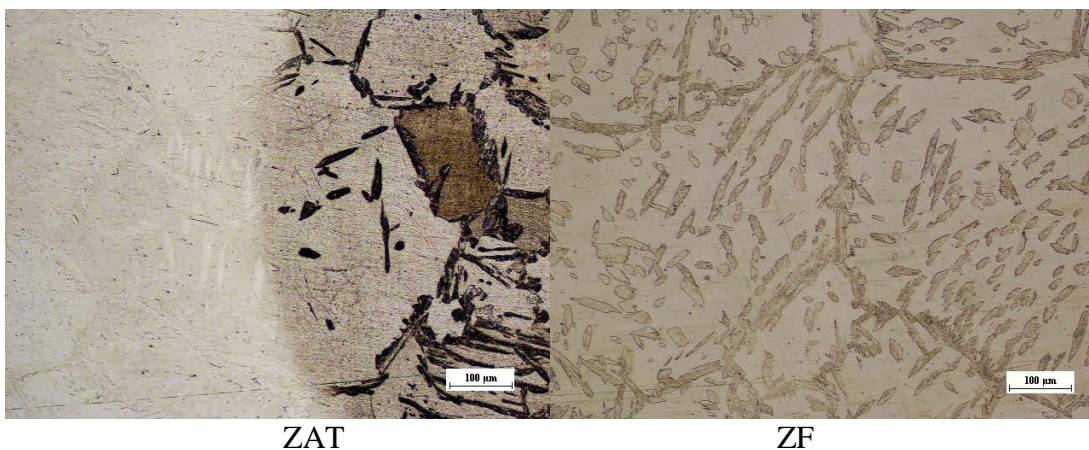


Figure IV-11. Microstructure de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénito-ferritique 2209).

Interprétation

Cette partie examine l'évolution microstructurale de l'acier inoxydable ferritique AISI 430 en fonction de la variation des métaux d'apport. Différents métaux d'apport tels que le 308, le 309, le 316 et le 2209 sont utilisés lors du soudage.

Les Figures au-dessus montrent la microstructure des soudures (y compris le métal de base, la zone affectée thermiquement, et la zone fondue. L'analyse microstructurale de la zone affectée thermiquement, révèle que toutes les soudures présentent une matrice de ferrite grossière avec de la martensite inter-granulaire; cette microstructure peut également être prédite par la relation d'équivalence de Kaltenhauser (facteur K). De plus, une intensité de chaleur plus élevée avec une vitesse de refroidissement plus faible et un temps de diffusion plus long favorise la précipitation remarquable de martensite pendant le refroidissement.

L'analyse microstructurale de la zone fondue, révèle que la composition du métal d'apport joue un rôle important dans l'évolution de la microstructure zone fondue.

Les échantillons soudés avec les métaux d'apports 308 et 309 présentent une structure austénitique et une ferrite vermiculaire, des réseaux presque continus de ferrite vermiculaire se sont formés en raison de la formation de régions enrichies en chrome (Cr) et appauvries en nickel (Ni) au cœur du sous-grain dendritique cellulaire. La formation de ferrite vermiculaire dans l'acier augmente avec l'augmentation le rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} . La ferrite vermiculaire dans la zone fondue présente une orientation cristallographique similaire. Le métal fondu se transforme en δ -ferrite à environ 1530 °C et la solidification se termine à une température d'environ 1455 °C.

En dessous de cette température, la δ -ferrite se transforme en austénite γ . La transformation de δ en γ se poursuit jusqu'à ce que le métal refroidisse à 877 °C. Alors le mode de solidification est en mode FA, dans lequel le métal liquide se transforme en $L+\delta$. Cette δ -ferrite se transforme à nouveau en austénite γ ($L+\delta+\gamma$), et finalement en $\delta+\gamma$. L'évolution microstructurale est également influencée par la vitesse de refroidissement lors de la solidification. Les taux de refroidissement plus lents favorisent la transformation de la ferrite delta en austénite. Cependant, dans cette étude, la vitesse de refroidissement n'est pas suffisante pour une transformation complète de la ferrite delta en austénite.

L'échantillon soudé avec le métal d'apport 316 présentait une microstructure composée d'une matrice de phase austénitique (blanche) avec de la ferrite squelettique (phase sombre gravée). Une vitesse de refroidissement modérée et un rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} dans la plage ferrite-austénite (FA) favorisent les phases squelettiques.

La microstructure des soudures avec le métal d'apport 2209 présentent une microstructure biphasée composée de ferrite delta et d'austénite, et aucune phase intermétallique ou précipitation néfaste n'est visible. La ferrite est sous forme lamellaire réparties dans une matrice d'austénite. Les soudures sont solidifiées en mode entièrement ferritique (la première phase qui a cristallisé directement à partir du liquide), tandis que l'austénite a cristallisé en dessous de la température de solvusferritique. Ce mode de solidification est dépendant du rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} de l'acier, ceci peut être bien compris grâce au diagramme pseudo-binaire Fe-Cr-Ni, qui est l'outil le plus important pour prédire le mode de solidification.

IV.4 Caractérisation mécanique

IV.4.1 Essai de micro-dureté

Pour apprécier les effets du cycle thermiques de soudage ainsi que, les variations structurales et leurs conséquences sur les propriétés mécaniques nous avons procédé aux mesures de micro-duretés avec une charge de 500 g. et un balayage tout au long du de la pièce soudée (en commençant par le métal de base à la zone fondue en arrivant à l'autre extrémité du métal de base) avec un pas de 500 μ m selon les abscisses et les ordonnées pour les soudures (Figure IV.10). Les profils de la microdureté de la zone de liaison des échantillons soudés avec des paramètres variable sont présentés sur la figure IV.11

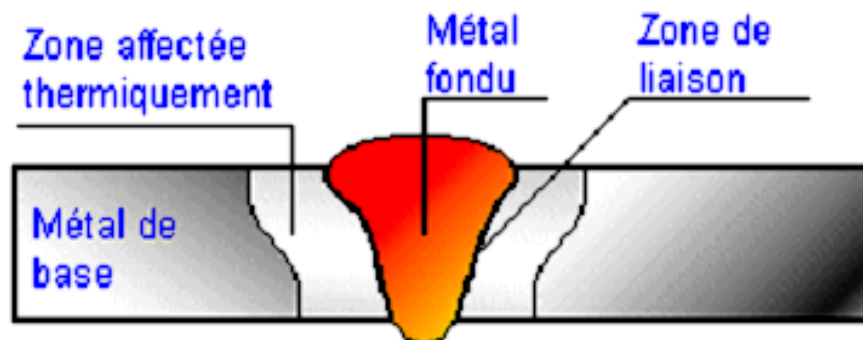


Figure IV-12. Schéma du balayage de la micro-dureté.

a. Soudures homogènes

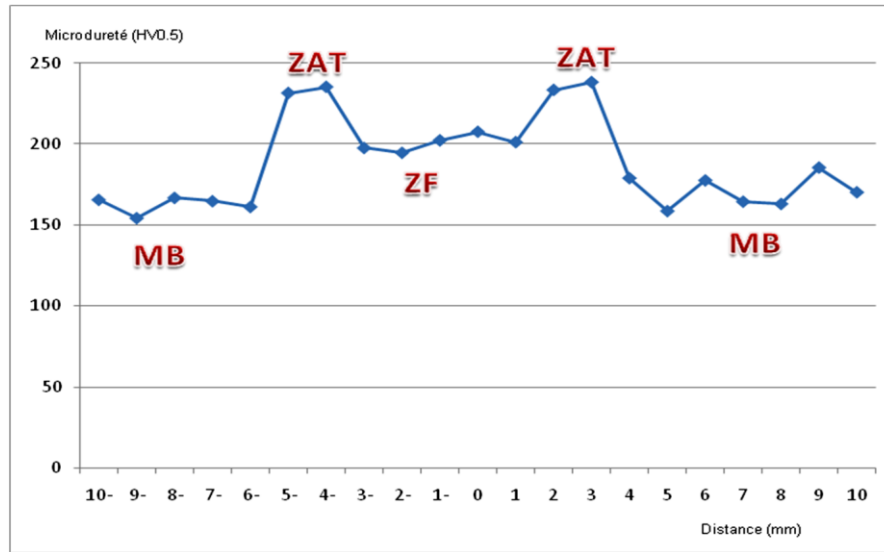


Figure IV-13. Profile de la microdureté de la zone de liaison (Soudures homogènes).

b. Soudures hétérogènes

Courant continu

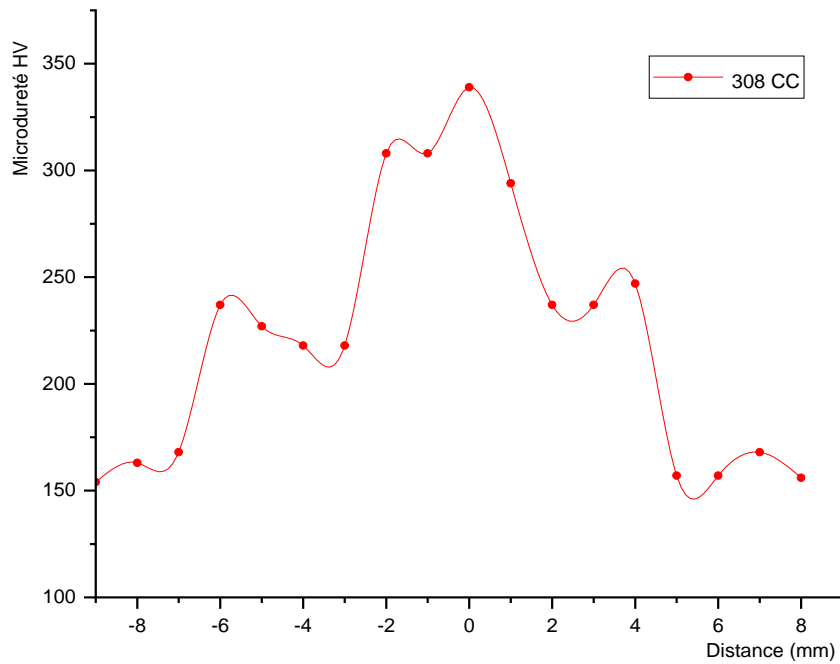


Figure IV-14. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 308).

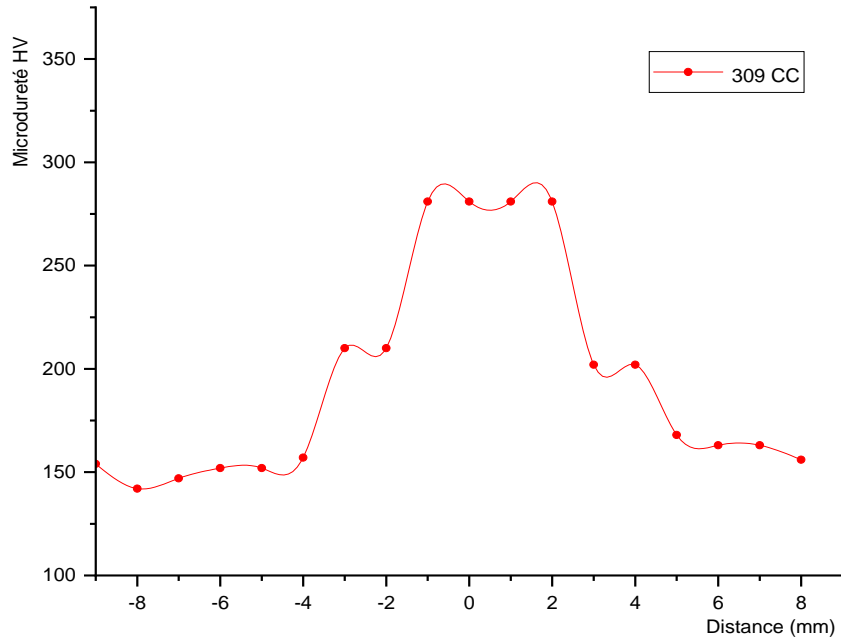


Figure IV-15. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 309).

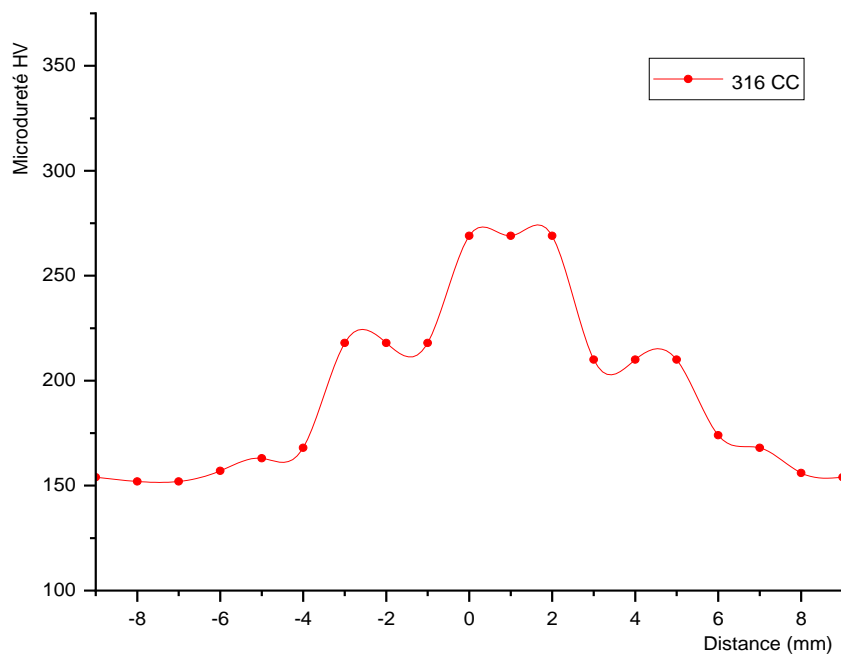


Figure IV-16. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 316).

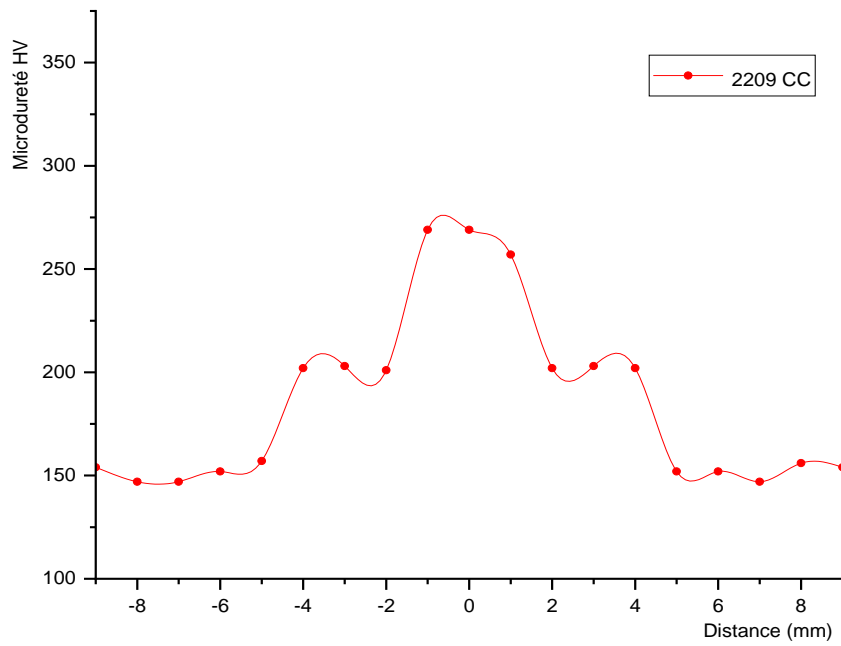


Figure IV-17. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénito-ferritique 2209).

Courant pulsé

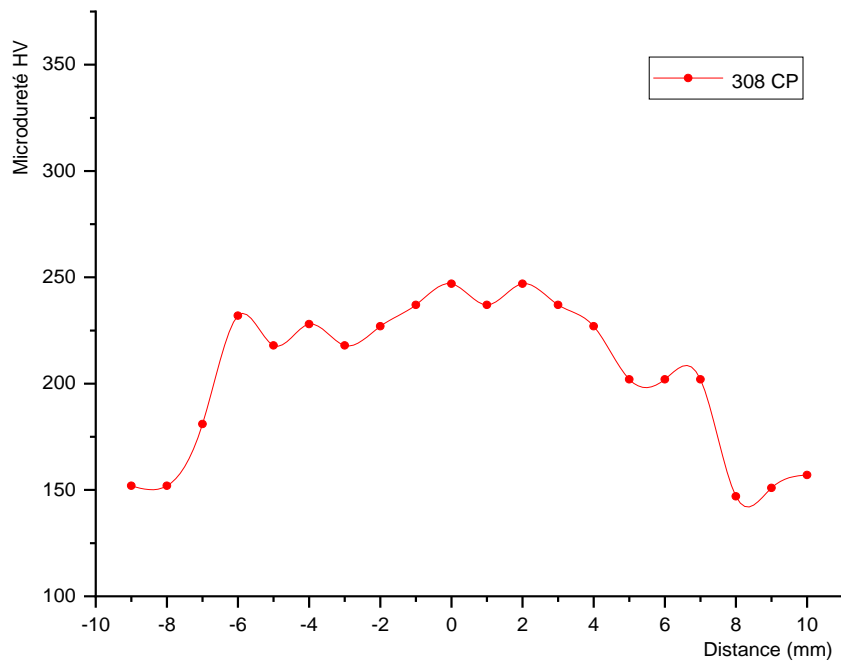


Figure IV-18. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 308).

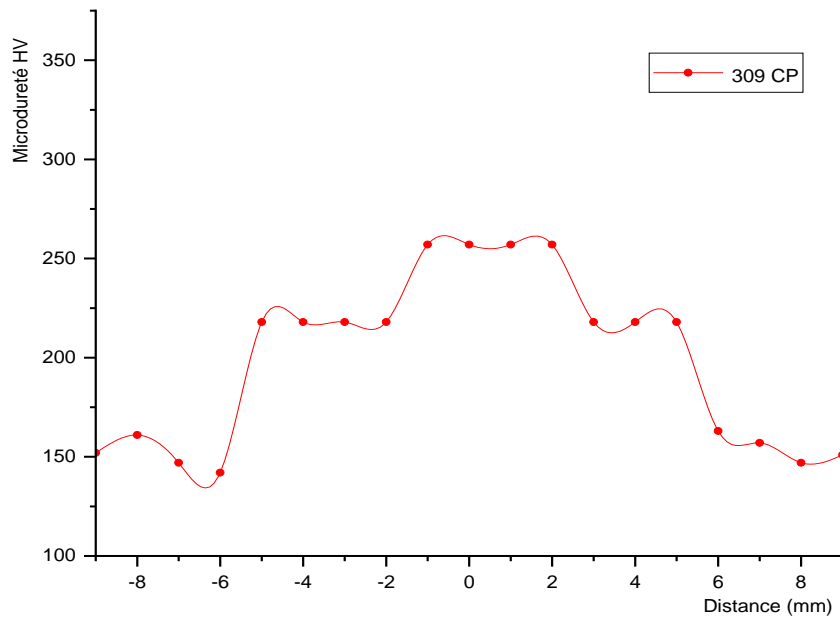


Figure IV-19. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 309).

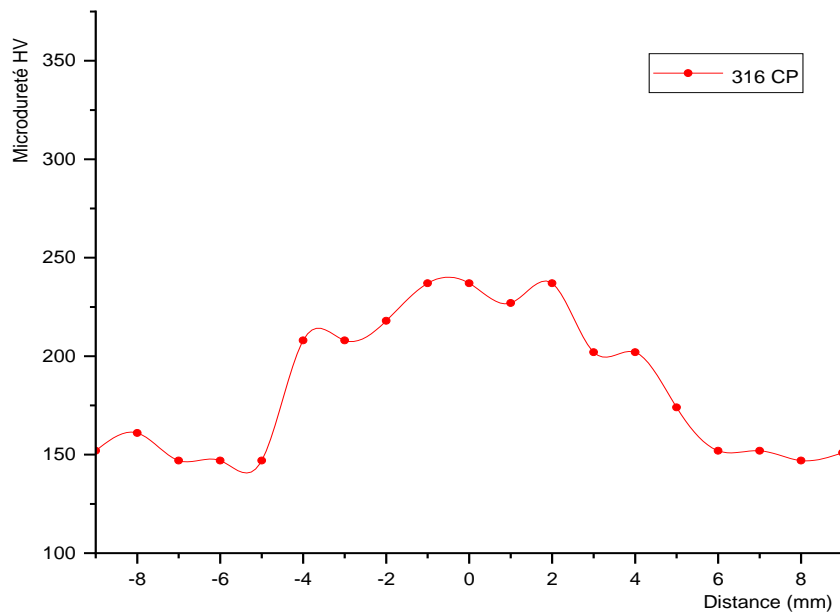


Figure IV-20. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 316).

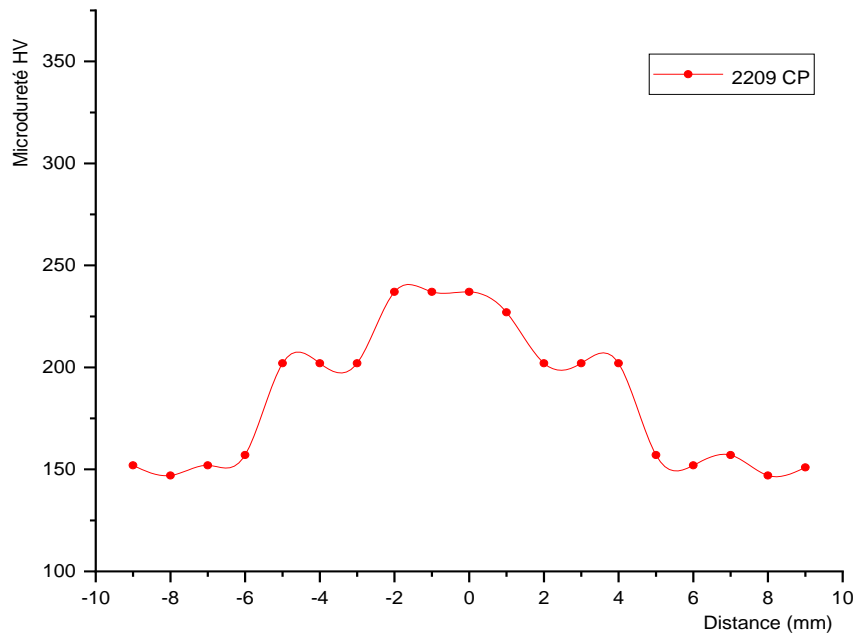


Figure IV-21. La microdureté de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénito-ferritique 2209).

Les effets du soudage sur les différentes régions zones de soudures offrent une approche fiable pour comprendre les propriétés mécaniques de ces zones spécifiques.

Le métal de base : Cette région n'est pas directement affectée par le soudage. Sa dureté se rapproche de celle du matériau d'origine avant le soudage (acier inoxydable ferritique). Le profil de microdureté montre une stabilité et une cohérence de la dureté dans cette zone, avec des valeurs comprises entre 150 et 170 HV. Ces résultats sont en accord avec la littérature.

La zone fondue (ZF) : Cette zone correspond à la partie fondue lors du processus de soudage. Elle se caractérise par une dureté supérieure aux autres zones en raison de la solidification rapide du métal. Le profil de microdureté révèle une augmentation de la dureté dans la zone fondue, avec des valeurs allant de 200 à 300 HV. La formation de structures cristallines plus régulières réduit les contraintes internes, entraînant une diminution de la microdureté. Le refroidissement lent de la zone fondue favorise une croissance des grains plus importante dans la microstructure.

La zone affectée thermiquement (ZAT) : La ZAT est la région adjacente à la ZF qui a subi une augmentation de température, bien que moins importante. Les changements microstructuraux et de dureté peuvent être moins prononcés que dans la ZF, mais des

variations de dureté sont observées. On constate une nette augmentation de la dureté au niveau de la ZAT en raison de la possible transformation de l'austénite en martensite lors d'un refroidissement rapide des aciers inoxydables. La formation de martensite intergranulaire et la croissance des grains de ferrite contribuent à cette augmentation de dureté.

Lors d'un refroidissement rapide, notamment pendant le soudage, des transformations de phase peuvent se produire. Ce refroidissement rapide réduit également la taille des grains, ce qui peut augmenter la dureté. Les valeurs de dureté dans la ZAT varient entre 200 et 300 HV, en accord avec la littérature existante.

IV.4.2 Essais de traction

a. Influence du métal d'apport sur la résistance à la traction (TIG continue)

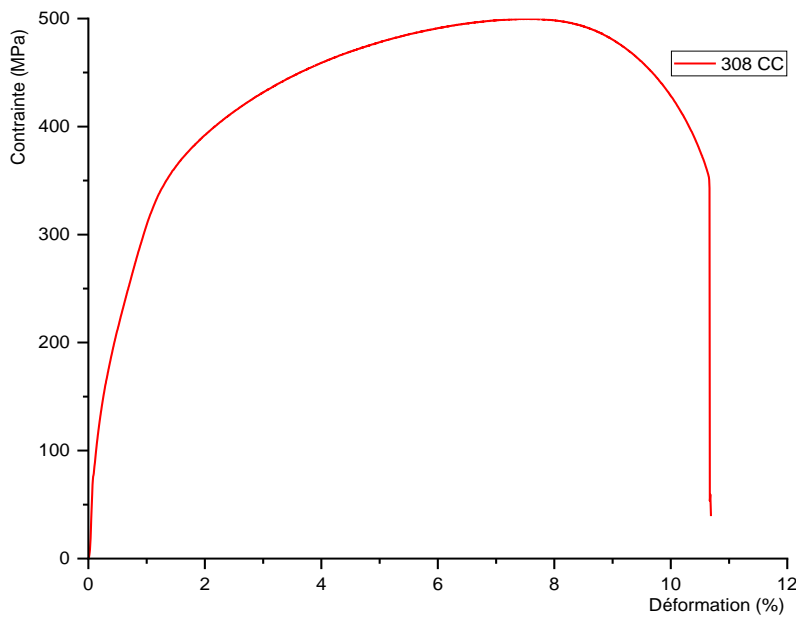


Figure IV-22. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 308).

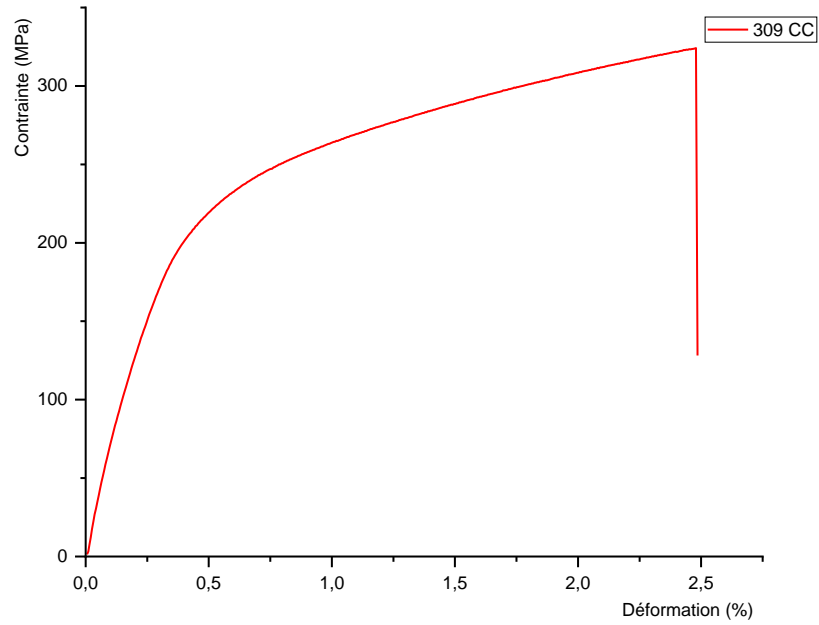


Figure IV-23. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 309).

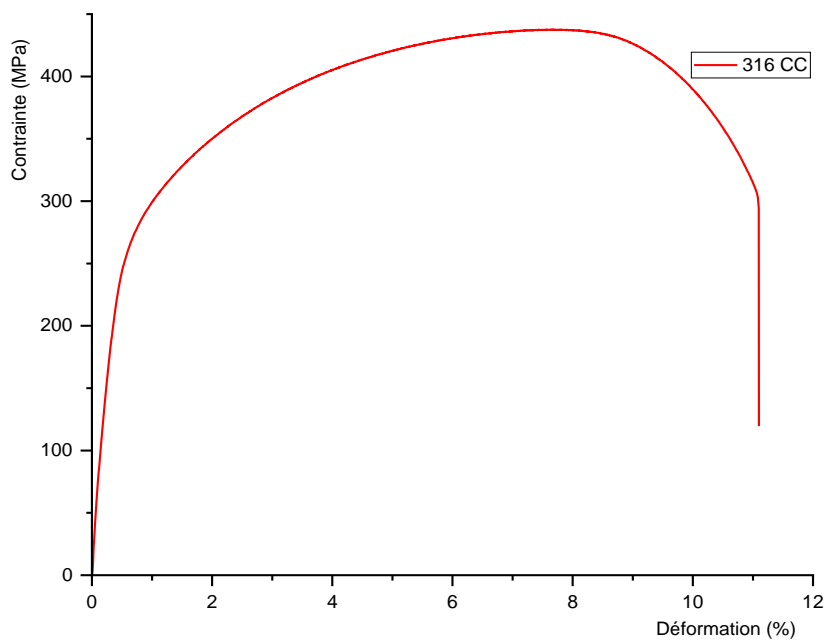


Figure IV-24. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 316).

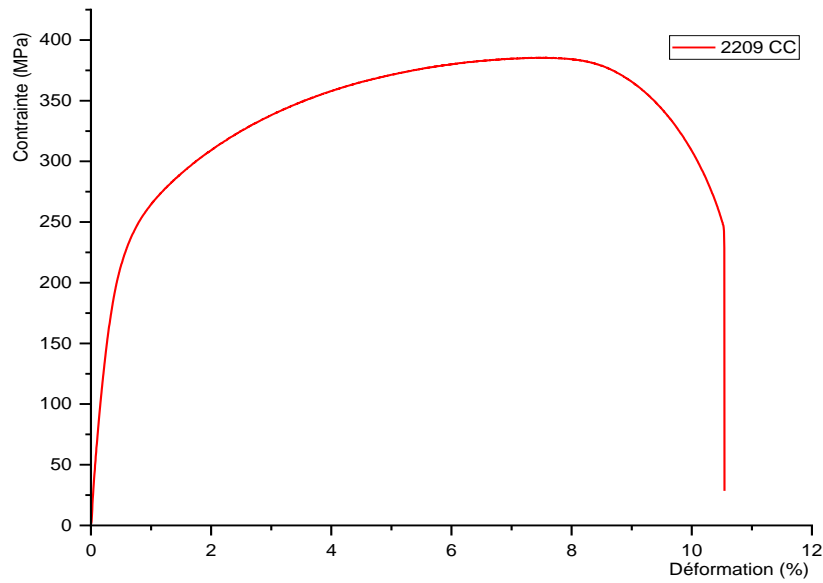


Figure IV-25. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austenito-ferritique 2209).

b. Influence du métal d’apport sur la résistance à la traction (TIG Pulsé)

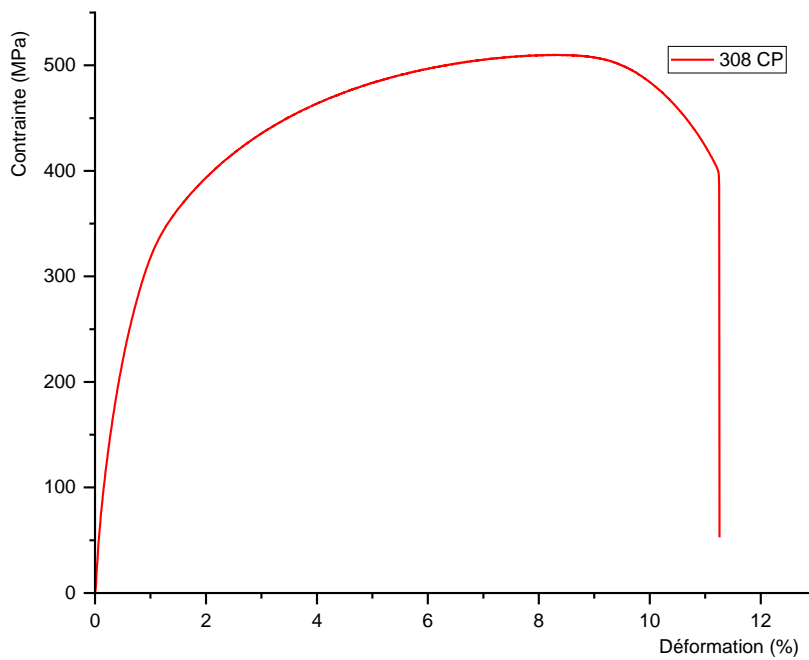


Figure IV-26. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austenitique 308).

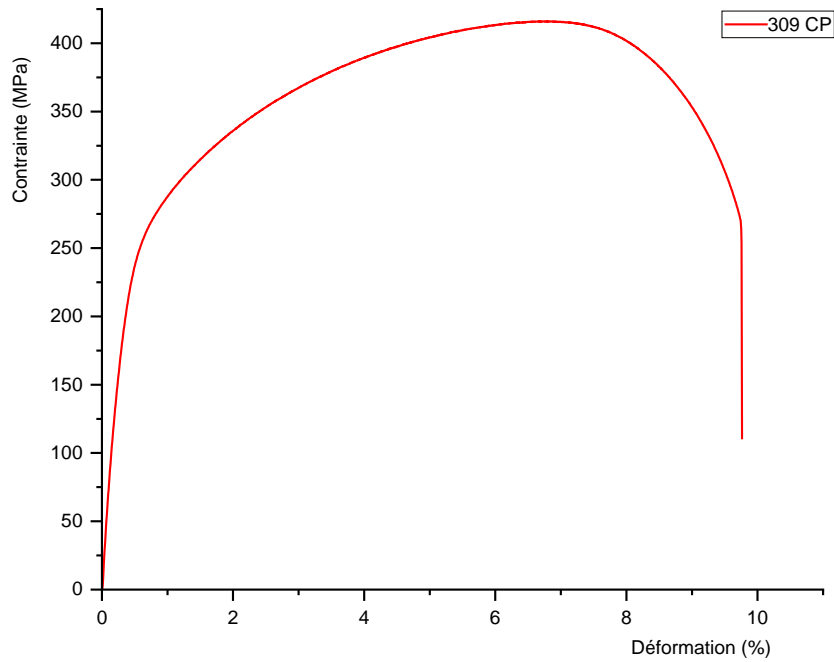


Figure IV-27: La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 309).

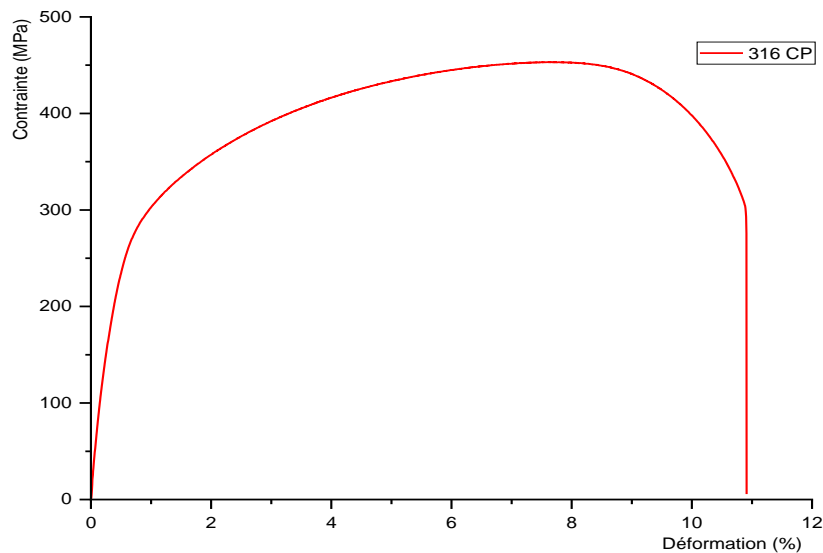


Figure IV-28. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austénitique 316).

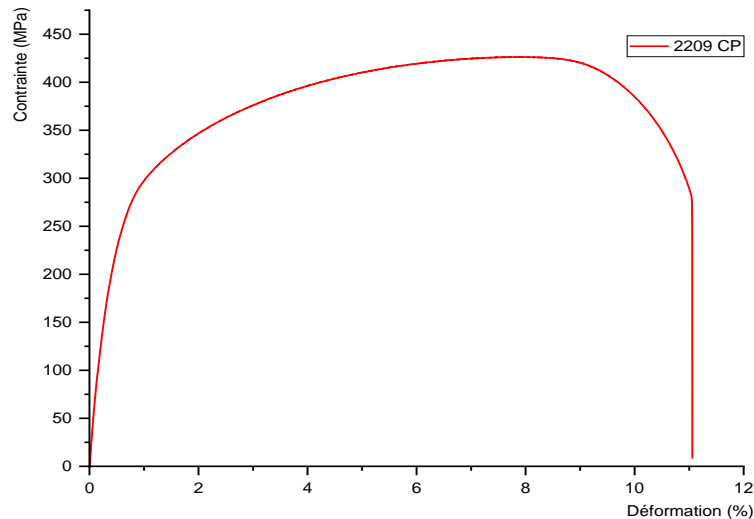


Figure IV-29. La courbe de traction de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d'apport austenite-ferritique 2209).

Les courbes généralement observées montrent une rupture ductile dans le diagramme contrainte-déformation. Le matériau subit une décomposition progressive, avec l'apparition possible d'une fissure stable à l'intérieur. Les dommages peuvent être répandus et relativement importants. Au début, la déformation est élastique, ce qui se traduit par une courbe de traction linéaire. La pente de cette droite représente le module de Young E . À partir d'un certain allongement, la courbe commence à fléchir, indiquant le début de la déformation plastique. La transition peut être nette, marquant un changement de pente et permettant une détermination facile de la limite d'élasticité R_e . La courbe de traction atteint ensuite un maximum correspondant à la contrainte de rupture conventionnelle en traction R_m . Au-delà de ce point, la déformation est concentrée dans une zone appelée la striction, et la rupture se produit dans cette zone, à une contrainte nettement supérieure à la valeur conventionnelle. Les essais de traction monotone montrent généralement une bonne résistance mécanique ($R_m = N/mm^2$) pour les éprouvettes soudées avec un courant continu, et ($R_m = N/mm^2$) pour celles soudées avec un courant pulsé. Il est important de noter que la rupture lors des essais de traction se produit en dehors du cordon de soudure, ce qui témoigne de la qualité de la soudure réalisée.

En outre, les figures (VI.23) correspondant à l'échantillon soudé avec un métal d'apport 309 et au procédé TIG continu, présentent une rupture fragile. On observe un allongement beaucoup plus faible par rapport à l'autre échantillon soudé avec le même métal d'apport mais avec un courant pulsé, mettant en évidence l'influence des paramètres de soudage et du métal d'apport sur les propriétés mécaniques du matériau.

IV.5 Analyse par diffraction des rayons X

Courant continu

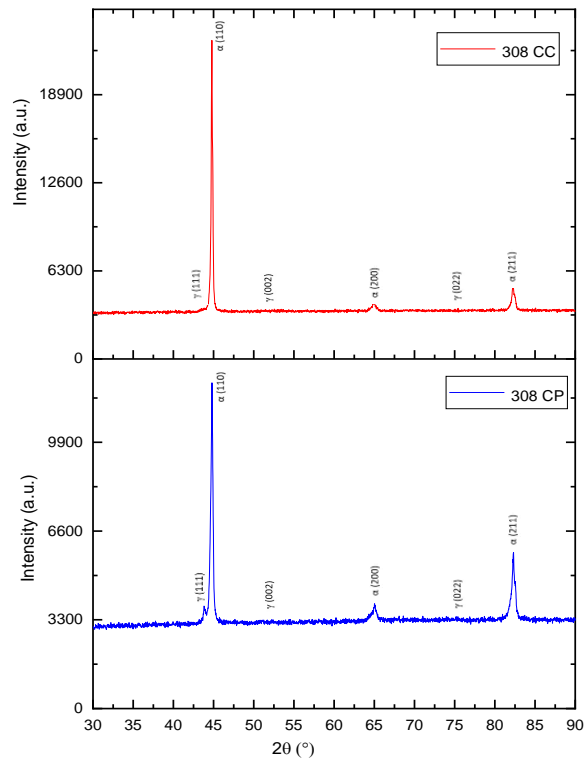


Figure IV-30. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures hétérogène (metal de base ferritique (AISI 430) avec un metal d'apport austénitique 308).

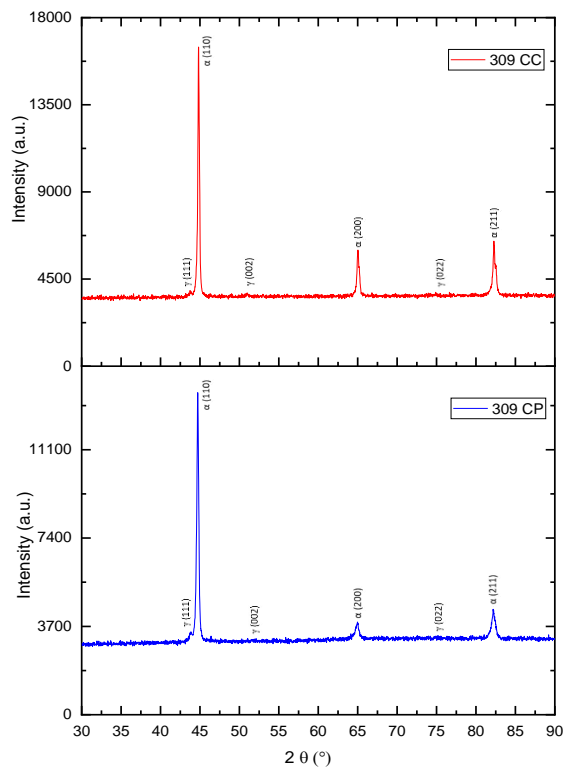


Figure IV-31. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures hétérogène (metal de base ferritique (AISI 430) avec un metal d'apport austénitique 309).

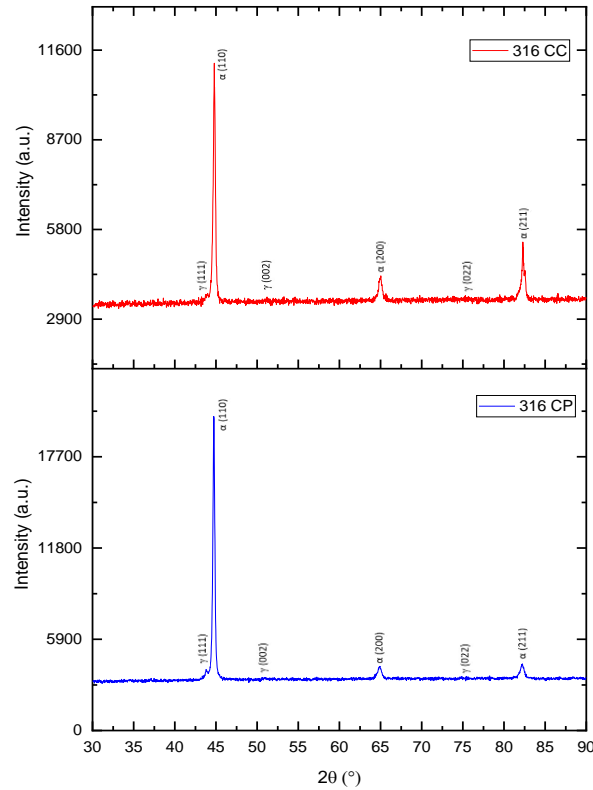


Figure IV-32. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénitique 316).

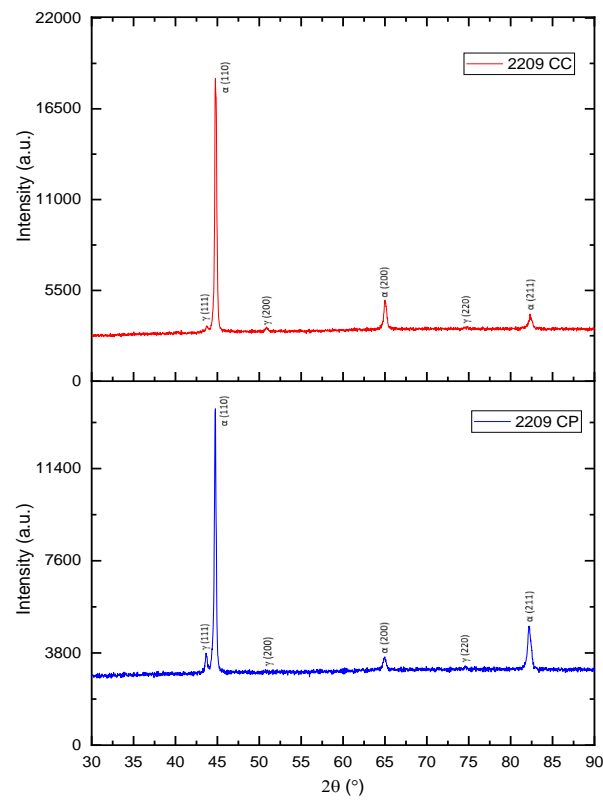


Figure IV-33. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures hétérogène (métal de base ferritique (AISI 430) avec un métal d’apport austénito-ferritique 2209).

Courant continu

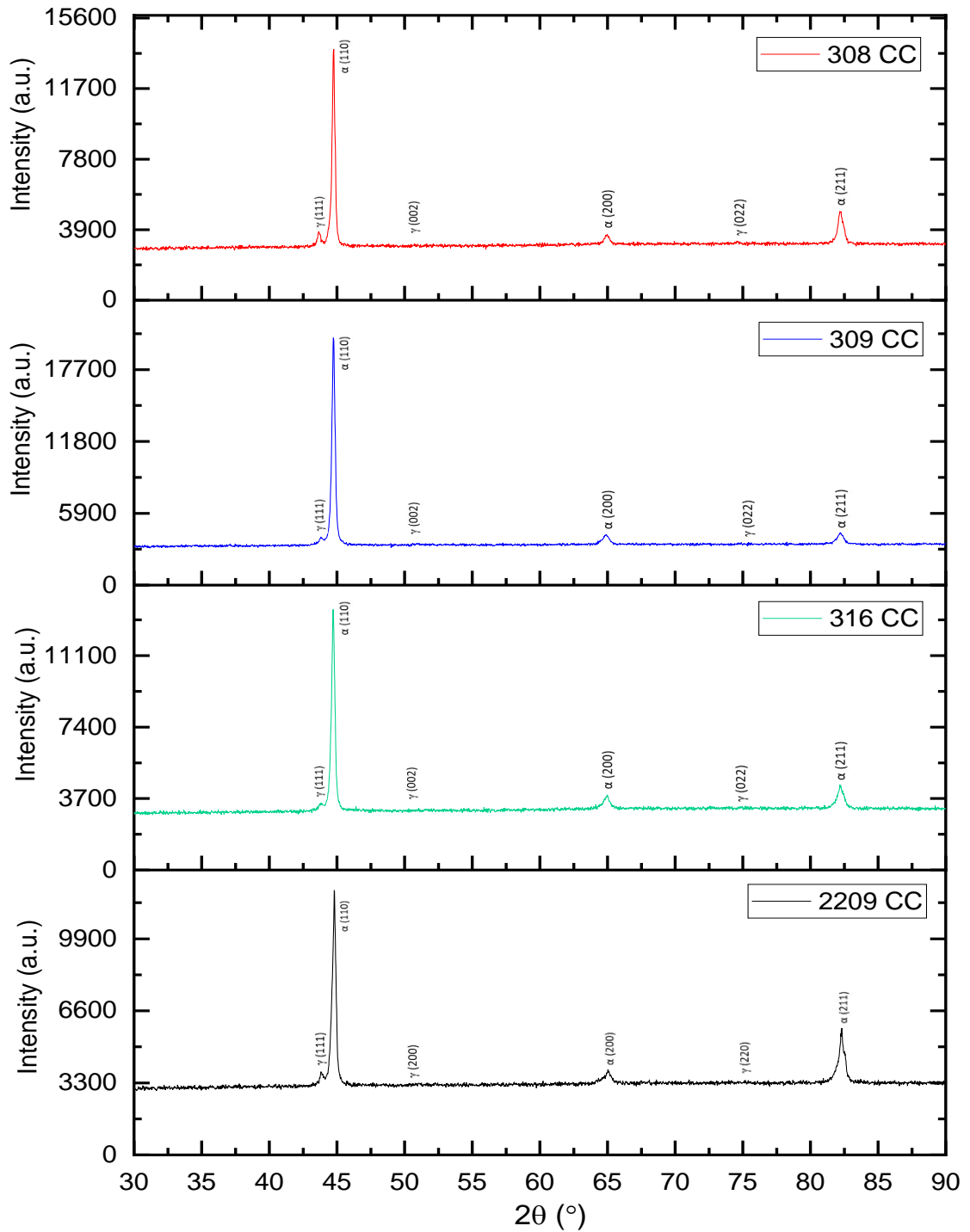


Figure IV-34. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures courant continu

Courant pulsé

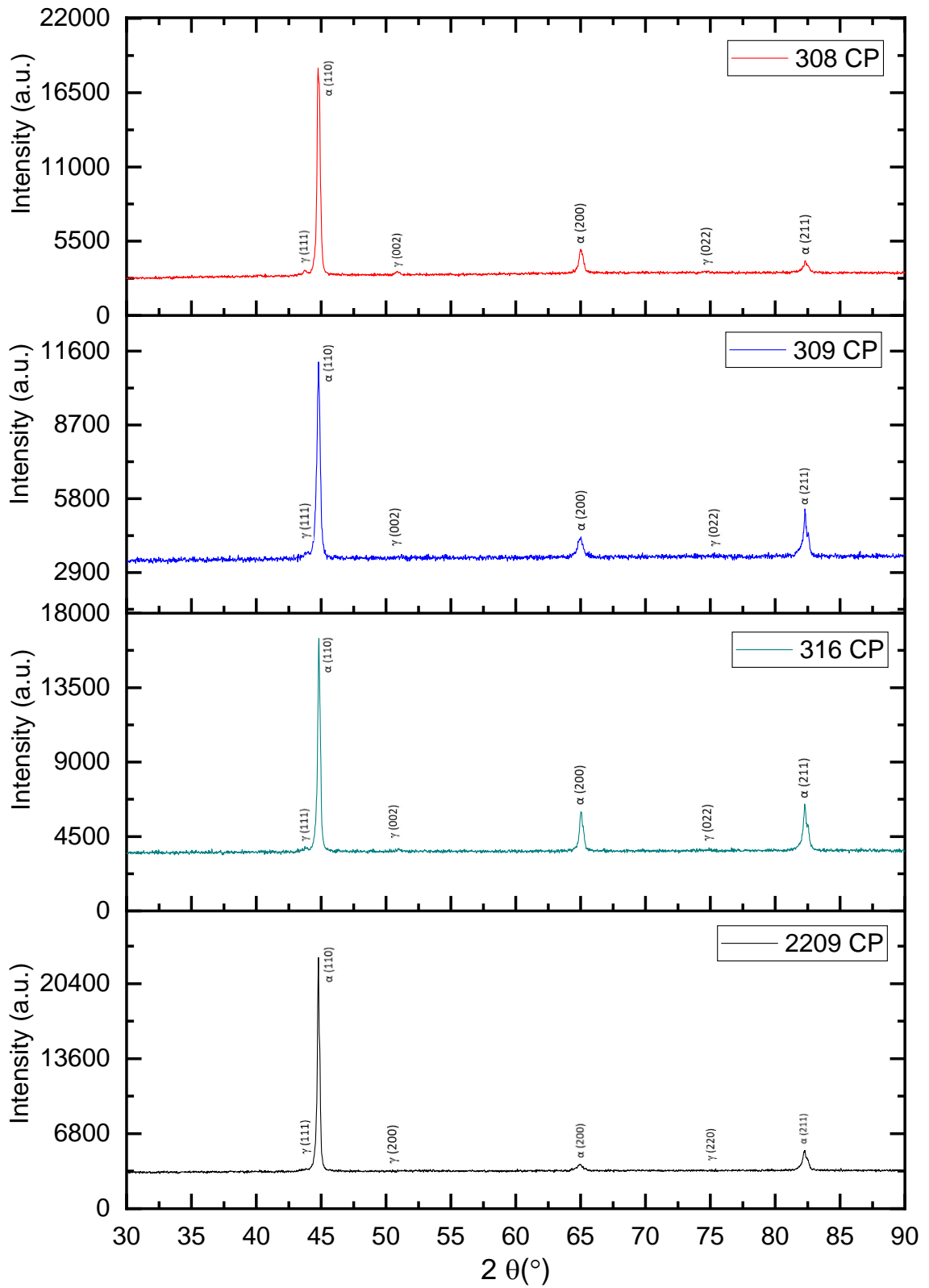


Figure IV-35. Diagramme RX de la zone de liaison des soudures courant pulsé.

Les figures IV30 à IV35 montrent les schémas de diffraction des rayons X (DRX) pour la zone de liaison des soudures de l'acier inoxydable 430 réalisées avec différents métaux d'apport tels que le 308, le 309, le 316 et le 2209. Les figures indiquent que tous les échantillons présentent principalement deux types de pics, l'austénite (γ) et la ferrite (α), conformément aux résultats obtenus par microscopie optique.

Il est important de noter que tous les spectres présentent des raies globalement aux mêmes positions angulaires et qu'aucune nouvelle raie n'apparaît. Nous pouvons clairement observer la présence des trois premières raies caractéristiques $\{110\}$, $\{200\}$ et $\{211\}$ d'une structure CC correspondant à la ferrite (α). De plus, nous constatons la présence des trois premières raies caractéristiques $\{111\}$, $\{002\}$ et $\{022\}$ d'une structure CFC correspondant à l'austénite (γ) avec une formule chimique de $(\text{FeCr}_{0.29}\text{Ni}_{0.16}\text{C}_{0.06})$, à l'exception des soudures réalisées avec le métal d'apport 2209, où les trois premières raies caractéristiques $\{111\}$, $\{002\}$ et $\{022\}$ correspondent à une structure CFC d'austénite (γ) avec une formule chimique de (Fe_3Ni) .

Nous remarquons également que l'intensité et la largeur des pics sont influencées par la nature du métal d'apport et le type de courant de soudage (continu/pulsé).

Le mode de solidification austénitique-ferritique s'est produit dans toutes les soudures : $L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+(F+A) \rightarrow F+A$, où 'L', 'F' et 'A' représentent respectivement le liquide, la ferrite et l'austénite. Dans ce mode de solidification, la phase ferritique se précipite d'abord au début de la solidification. À la fin de la solidification, certaines austénites se forment aux limites des grains de ferrite par réaction péritectique-eutectique. Lorsque le métal de soudure se refroidit vers la zone biphasée ferrite-austénite, la ferrite devient de plus en plus instable et se convertit en austénite par une réaction contrôlée par la diffusion. Au fur et à mesure de la progression de la transition de phase, les éléments ferritiques s'accumulent progressivement dans la ferrite résiduelle, tandis que les éléments austénitiques diminuent progressivement. Ensuite, la diffusion est limitée et la ferrite atteint un état stable à une température plus basse. Dans ce cas, les soudures présentent une microstructure mixte de ferrite et d'austénite. La ferrite adopte une forme de lamelle et traverse la dendrite d'origine, tandis que l'austénite est répartie le long de la limite de la dendrite d'origine.

Conclusion générale

Conclusion générale

Ce travail s'ajoute aux nombreux travaux de recherches qui s'effectuent actuellement sur la soudabilité de l'acier inoxydable ferritique AISI 430. Cette étude a examiné cette soudabilité selon deux aspects : opérationnel et métallurgique. Et l'objectif était de proposer une solution aux problèmes rencontrés lors du soudage des aciers ferritiques de la nuance AISI 430, notamment le phénomène de croissance des grains de ferrite à haute température et la formation de martensite inter-granulaire.

L'objectif de cette étude est de déterminer les paramètres de soudage appropriés ainsi que le métal d'apport adéquat pour l'acier ferritique AISI 430. Différents métaux d'apport ont été utilisés, notamment des métaux d'apport austénitiques tels que les types 308, 309 et 316, ainsi qu'un métal d'apport austéno-ferritique de type 2209.

Du côté opératoire, tout d'abord, nous avons abordé les difficultés de soudage de faible épaisseur, tout en garantissant une pénétration satisfaisante, ce qui est une condition primordiale d'une opération de soudage réussie. Nous avons réussi à maintenir la continuité métallique en sélectionnant les paramètres de soudage appropriés.

Après avoir analysé les résultats et interprété les différentes observations pertinentes de cette étude, nous sommes parvenus aux conclusions suivantes :

- Il est évident que le choix du matériau d'apport a un impact significatif sur la microstructure de solidification et les propriétés mécaniques des soudures. Les résultats indiquent clairement que l'utilisation d'un métal d'apport austénitique de type 308 se traduit par des propriétés mécaniques supérieures.
- La microstructure de solidification et les propriétés mécaniques des joints de soudures sont influencées par les paramètres de soudage. Les résultats montrent également que l'utilisation du procédé de soudage TIG pulsé à basse fréquences, conduit à des meilleures propriétés mécaniques.
- On peut, limiter le grossissement des grains des soudures TIG continue, ce résultat s'obtient en accélérant le cycle thermique, et en ne mettant donc en jeu, lors du soudage, qu'une énergie réduite.
- On utilisera le procédé de soudage TIG pulsé, avec des basses fréquences;

A l'issue de cette étude, nous recommandons les mesures suivantes pour souder l'acier inoxydable ferritique AISI 430 :

- On limitera la quantité d'énergie apportée au cours du soudage afin de réduire, dans la mesure du possible, le grossissement du grain;
- On utilisera le procédé de soudage TIG pulsé, avec des basses fréquences;
- On utilisera un métal d'apport austénitique 308
- On évitera, lors du soudage, tout apport de l'azote susceptible de provoquer la formation de martensite et de diminuer donc la ductilité du métal fondu. A cet effet, nous recommandons l'utilisation de l'argon pure comme gaz de protection, évitera l'argon industrielle.

Les résultats obtenus sont très encourageants, car nous avons établi une base de données solide qui nous permettra de poursuivre nos expérimentations en approfondissant nos recherches.

Références Bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] Harry. Brearley, Acier _inoxydable ,<https://fr.wikipedia.org/wiki/> .
- [2] <https://www.techno-science.net/glossaire-definition/Acier-inoxydable.html>.
- [3] Microstructure 3-Diagrammes d'équilibre : Alliages fer-carbone, P.6.
- [4] Amel. Bendhif, N. Deghmane ,CH. Benouaret, Caractéristiques métallurgiques et mécanismes de corrosion des soudures des aciers inoxydables duplex, Université Saad Dahlab de Blida , (2020),P .6-7.
- [5] P. Lacombe, B. Baroux, G.Beranger, Les aciers inoxydables , Les éditions de physique ,(1990).
- [6] G.Murry, Aciers, Généralités.TraitésDes Matériaux, Techniques de l'Ingénieur.M300. (2002).
- [7] Mohamed.Ouchen, Effet du pH du milieu sur la corrosion de l'acier inoxydable 304L Université Hadj Lakhdar Batna,(2013), P .5.
- [8] A.Roos, B.Millet, Précis de métallurgie appliquée,Technique et documentation-Lavoisier,(1982).
- [9] M. Colombie et coll Matériaux métalliques, DUNOD Paris,(2000).
- [10] <https://www.ats-ffa.org/acier-inoxydable/>.
- [11] R. G. Nouning, Jr. Effect of Stabilizing Elements on The Precipitation Behaviour and Phase Stability of Type 409 Ferritic Stainless Steels. Master of Science. University of,Pittsburgh. (1999).
- [12] P. Lacombe, B. Baroux. Conséquence sur les traitements thermiques dans les aciers inoxydables, (1990).
- [13] Pierre.Jean, CUNAT Aciers inoxydables - Critères de choix et structure ,Techniques de l'Ingénieur m4540 .
- [14]Traitements thermiques des aciers inoxydables,Guide de choix par Hervé SASSOULAS.
- [15]Pierre.Jean,CUNAT Directeur technique EURO-INOX Aciers inoxydables -Propriétés. Résistance à la corrosion, Techniques de l'Ingénieur m4541.
- [16]A. Valin, Joints soudés contrôle métallurgie .
- [17] R. Cazes Procédés de soudage ,principes généraux et critères de choix, Technique de l'ingénieur, B 7700.
- [18] A.Ouldaer,Soudage, Séminaire. E.N.P (2004).

- [19] R. Blondeau, Procédés et applications industrielles du soudage, Paris, Hermès Science Publications (2001).
- [20] S. Zohir, Influence de la vitesse de refroidissement sur les transformations structurales d'un acier inoxydable austénitique (304L) traité à hautes températures, ENSP (2006).
- [21] W. Chapeau, R. Baus, Application du soudage aux constructions, Editions Sciences et Lettres. (1977).
- [22] B. Lebourgeois, Soudage à l'arc, tome 3^e édition Eyrolles. (1989).
- [23] R. Le Gouic, Précis de soudage brassage et techniques connexes.
- [24] C. Philip, Saf (Air liquidwelding), CD-ROM d'enseignement sur la soudure.
- [25] Guy David, Les Aciers Inoxydables, (1990).
- [26] C.W. Kovach, High performance stainless steel, Technical marketing resources, Inc, Pittsburg. PA, USA.
- [27] P.J. Cunat, Aciers inoxydables, Mise en œuvre, techniques de l'ingénieur, Fasc. M4542. (2000).
- [28] M. Choi, R. Greif and M. Salcudean, A study of the heat transfer during arc welding which applications to pure metals or alloys and low or high boiling temperature materials, Numerical heat transfer, vol.11, PP.477-489, (1987).
- [29] S. Sire, Etude de la formation du bain de fusion en soudage TIG d'un dépôt de silice application au soudage ATIG des aciers au carbone et FB-TIG des alliages d'aluminium, Thèse doctorat, Ecole Centrale de Nantes (2002) P23.
- [30] G.H. Lancaster, Metallurgy of welding, London, Ed Chapman & Hall, 4^eème Ed., 1993.
- [31] A. Roos, B. Millet, Précis de métallurgie appliquée. Technique et documentation Lavoisier. 1982.
- [32] R.W. Messler Jr, Principles of Welding, John Wiley & Sons Ed., New York (1999) PP 50-55.
- [33] N. Perry, S. Marya, Evolution du Soudage Multipasses des Aciers Inoxydables, Procédé A-TIG, Compte rendu de conférence, 9^{èmes} Journées d'Etude sur la Technologie des Appareils à Pression, Association Française des Ingénieurs en Appareils à Pression, Paris, Octobre (1998).
- [34] 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. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Nantes, 2002, PP 21-31.
- [35] O. Grong, Metallurgical Modelling of Welding Solidification Behaviour of Fusion Welds, Chap. 3, Second Edition, The Institute of Materials, Ed. H.K.D.H. Bhadeshia (1997) PP 221-2510
- [36] W.F. Savage, A.H. Aronson, Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone, Welding Journal Research Supplement, February (1966) PP 85s-89s.

- [37] D. J. Tillack, Crack free welding of Nickel-base alloys ,AWS weld cracking conference, Denver, Avril 2014.
- [38] G.K. Hicken et al., Gas tungste n arc Welding, Edition AWS, 1977, PP 74 -106 .
- [39] C. Bonnet, Le soudage - Métallurgie et produits Air liquide/CTAS 2001.
- [40] Symap, Guide soudage, Les matériels de soudage et de coupage thermique les plus courants.
- [41] Variante du procédé tig soudage tig par impulsion, soudage électrique à l'électrode réfractaire, bibliothèque Centre de Soudage de Chéraga.
- [42] M.Choi , R.Greifand M. Salcudean , A study of the heat transfer durin arc welding which applications to pure metals or alloys and low or high boilin temperature materials , Numerical heat transfer, vol.11,PP.477-489, (1987).
- [43] www.soudeur.com .
- [44] H. Granjon ,Bases métallurgiques du soudage , Eyroles, Paris (1977).
- [45] J.P. Bailon, J.M. Dorlot, Des matériaux, presse internationale polytechnique, Troisième édition (2001).
- [46] R. Castro, J.J. Cadenet, Métallurgie du soudage des aciers inoxydables et résistants à chaud,Dunod, Paris (1968) .