

REPUBLICQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

6/04

Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

Ecole Nationale Polytechnique (ENP)

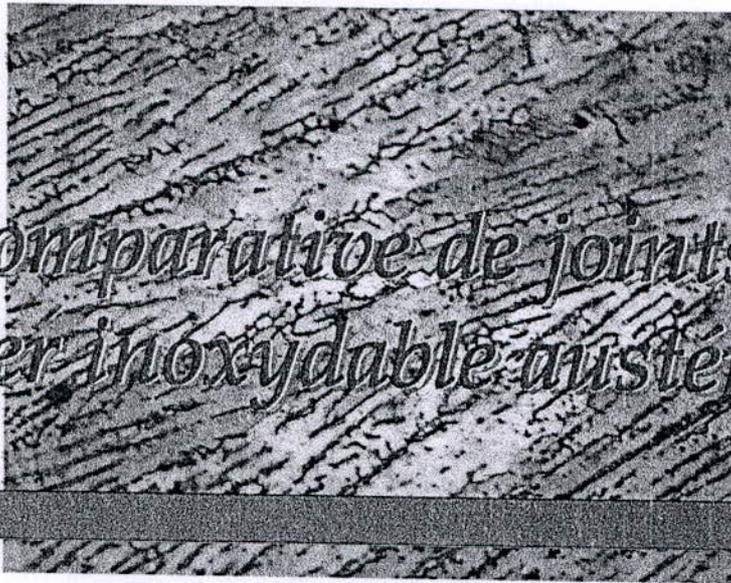
Département de Métallurgie



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Projet de fin d'études

Thème :

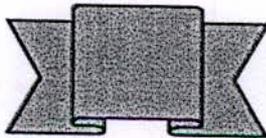


*Etude comparative de joints soudés
en acier inoxydable austénitique*

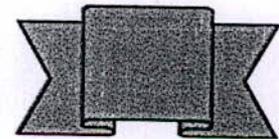
Proposé par : Mme.K.Rahouma.

Etudié par : Khawla LAZAZI.

Dirigé par : Mr.K.Abadli.
Mme.K.Rahouma.



Promotion : 2003/2004



ENP 10, Avenue Hassan Badi-El-Harrach-Alger

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

Ecole Nationale Polytechnique (ENP)

Département de Métallurgie



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Projet de fin d'études

Thème :

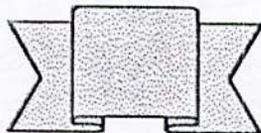


*Etude comparative de joints soudés
en acier inoxydable austénitique*

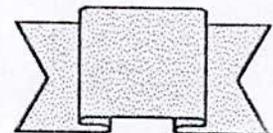
Proposé par : Mme.K.Rahouma.

Etudié par : Khawla LAZAZI.

Dirigé par : Mr.K.Abadli.
Mme.K.Rahouma.



Promotion : 2003/2004



ENP 10, Avenue Hassan Badi-El-Harrach-Alger

مكتبة جامعة القاهرة
BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

دعاء

الحمد لله رب العالمين والصلاة والسلام على نبينا
محمد وعلى آله وصحبه

اللهم يسر لنا الخير
وافتح لنا أبواب رحمتك
واجعل عسير أمرنا يسرا
وأتمم لنا فعل الخيرات

Dédicaces

A ma mère, ma grande amie qui m'a protégée, soutenue et encouragée à regarder l'avenir avec confiance.

A mon père que je remercie pour son éternel et infatigable soutien, toujours présent depuis ma naissance à ce jour.

A mes quatre sœurs Imen, Ihsene, Hala et ma petite sœur Selsabil et mes deux frères Houssem et Imad auxquels j'espère la même réussite sinon plus.

A ma grand-mère et mon grand père qui m'ont beaucoup encouragée.

A ma grand-mère maternelle.

A ma tante Djamila et son époux et leurs enfants (Noha, Raoufe et Raïhane).

A mes deux tantes, Hadjira et Salima.

A toute ma famille.

A toutes mes très chères amies de la promotion et toutes mes amies de l'Ecole National polytechnique.

A tous ceux qui me sont chers et tous les hommes engagés dans le bien de l'humanité.

A tous ceux qui veulent que la religion de dieu règne sur terre.

A tous mes sœurs et frères musulmans.

Je dédie cet humble travail.

Remerciements

Ce travail a été mené au sein du Laboratoire Métallurgie et Mécanique Centre de Recherche en Soudage et Contrôle à Cheraga (CSC), sous la direction de Madame K. RAHOUMA à qui je tiens à exprimer toute ma gratitude, pour avoir proposé ce sujet et m'avoir accueillie dans son équipe.

Ma profonde reconnaissance à Mr. K. ABADLI pour m'avoir dirigée et encouragée durant toute la période de mon travail.

Je remercie tout particulièrement Messieurs H. MAZA, Chef de laboratoire de métallurgie et mécanique au CSC, Kheireddine l'ingénieur de laboratoire, Madame BELKESSA et toute l'équipe du laboratoire de CSC pour leur disponibilité et leurs conseils.

Je remercie également Monsieur TAIBI, le chef de département des sciences des matériaux à l'institut de mécanique à l'USTHB qui a travaillé avec nous et qui nous a consacrés des séances au MEB.

Je tiens à remercier tous les enseignants du département Métallurgie qui m'ont dirigée durant mes trois années de spécialité et plus particulièrement Mr. Med. Lamine. DJEGHLAL le chef de département pour toute l'aide matérielle et morale qui il m'a apporté à moi et à tous les étudiants du département et qui a bien voulu être le président de jury.

Mes sincères remerciements aux membres de jury Mr. A. KASSAR et Mr. M. BOUABDALLAH pour bien voulu faire partie du jury et pour avoir accepté de juger ce travail.

Je remercie mes camarades de la promotion : T. BERGUIA, N. OUBABAS et Z. SELIDJ qui ont travaillé avec moi au CSC durant les six mois de stage.

J'exprime ma plus profonde gratitude au personnel de la bibliothèque de l'ENP qui m'ont permis de profiter de la documentation de la bibliothèque et m'ont offert leurs services

Enfin, je remercie tout le personnel de l'Ecole Nationale Polytechnique pour m'avoir soutenue durant toutes mes années d'étude.

ملخص

يستعمل الفولاذ غير المتلف في كثير من الحالات الخاصة بسبب قدرته على التحمل ومقاومته العالية للصدأ، يتميز الفولاذ الأوستيني (304L) بخصائص جيدة بعد الإلحام، غير أن المركبات الملحمة من هذا النوع يمكنها التعرض لبعض المشاكل كمشكلة التصدع عند التعرض للحرارة.. في إطار هذه الدراسة تعرض مجموعة النتائج المحصل عليها بعد دراسة مقارنة لتشخيص ملحمين مركبة من هذا الفولاذ (304L) حيث استؤصل أحدهما من أنبوب مسخن مسبقا إلى درجة حرارة عالية. التقنيات المستعملة هي المجهر الضوئي، المجهر الإلكتروني، تحليل الصور، وقياس معايير الصلابة. هذه النتائج تظهر أن مقاييس الصلابة تنقص بعد التسخين المسبق، حجم حبيبات الأوستينيت يكبر، كمية لافيريت تنقص وسمك المنطقة المتأثرة بدرجة الحرارة يزداد. كلمات مفاتيح : الفولاذ الأوستيني (304L) ؛ الإلحام، ملحم، لافيريت المنطقة المتأثرة بدرجة الحرارة.

Abstract

The stainless steels are used in particular conditions of working for their high resistance against corrosion. The austenitic stainless steels type 304L are characterized by a good weldability. However they can be subject to problems during welding such as hot cracking. In this work, we present the results of a comparative study of two weld joints of a 304L steel, one of this two weld joints had undergone a high temperature treatment for a long dwell time. The techniques of characterization used for analysis were : optic microscopy, electronic microscopy, image analysis and hardness tests. The results show that the hardness values decrease after a preheat treatment, the grain size increases, the ferrite (δ) proportion increases in the fusion weld and the thickness of the heat affected zone (ZAC) increases. Key words : austenitic stainless steel (304L) ; welding, weld joint, fusion weld, ferrite (δ) ; characterization ; ZAC.

Résumé

Les aciers inoxydables sont utilisés dans des conditions de fonctionnement particulières pour leur tenue et leur résistance à la corrosion élevées. Les aciers austénitiques du type 304L sont caractérisés par une bonne soudabilité. Cependant ils peuvent être sujets à des problèmes lors du soudage telle que la fissuration à chaud. Dans ce travail, nous présentons les résultats d'une étude comparative de deux joints soudés d'un acier 304L dont l'un a été traité préalablement à haute température avec une durée de maintien élevée. Les techniques de caractérisation utilisées sont : la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage, l'analyse par traitement d'image et les mesures de dureté. Les résultats obtenus montrent que les valeurs de dureté diminuent lorsque on effectue un traitement préalable, la taille des grains augmente dans le joint soudé, le taux de ferrite (δ) augmente dans la zone fondue et l'épaisseur de la ZAT augmente. Mots clés : acier inoxydable austénitique 304L ; soudage, joint soudé, zone fondue ; ferrite (δ) ; caractérisation ; ZAT.

Sommaire

INTRODUCTION GENERALE	1
PREMIERE PARTIE : Etude bibliographique	
Chapitre I : Les aciers inoxydables	
I.1. Introduction	2
I.2. Structure des alliages Fe-Cr-Ni	3
I.2.1. Les binaires Fe-Cr.....	3
I.2.2. Les ternaires Fe-Cr-C.....	4
I.2.3. Les binaires Fe-Ni.....	5
I.2.4. Les ternaires Fe-Cr-Ni.....	6
I.2.5. Les aciers inoxydables à n constituants.....	7
I.3. Influence des éléments d'addition	7
I.4. Diagrammes de corrélation des différents éléments	9
I.4.1. Le diagramme de Pryce et Andrews.....	10
I.4.2. Le diagramme de Schaeffler.....	10
I.4.3. Le diagramme de De Long.....	11
I.5. Les principales familles d'aciers inoxydables	11
I.5.1. Les aciers ferritiques.....	11
I.5.2. Les aciers martensitiques.....	12
I.5.3. Les aciers austéno-ferritiques (Duplex).....	13
I.5.4. Les aciers austénitiques.....	14
I.6. Classification des aciers inoxydables austénitiques	14
I.7. Propriétés des aciers inoxydables austénitiques	16
I.7.1. Propriétés physiques.....	16
I.7.2. Propriétés mécaniques.....	16
I.8. Déstabilisation de l'austénite	18
I.8.1. Transformations martensitiques.....	18
I.8.1.1. Transformation martensitique par refroidissement à basse température.....	18
I.8.1.2. Transformation martensitique par écrouissage.....	19
I.8.1.3. Transformation martensitique par hydrogénéation.....	19
I.8.2. Précipitation des carbures et des nitrures.....	19
I.8.3. Formation de phases intermétalliques.....	20
I.8.3.1. Phase sigma.....	20
I.9. Comportement à la corrosion des aciers inoxydables austénitiques	21
I.9.1. Résistance à la corrosion des aciers inoxydables austénitiques.....	21
I.9.1.1. Corrosion humide ou électrochimique.....	21
I.9.1.2. Corrosion sèche. Oxydation.....	21
I.9.2. Les phénomènes de corrosion localisée des aciers inoxydables austénitiques.....	22
I.9.2.1. Corrosion intercrystalline ou intergranulaire.....	22
I.9.2.2. Corrosion par piqûres.....	23
I.9.2.3. Corrosion par crevasse ou cavemeuse.....	24
I.9.2.4. Corrosion sous tension.....	24
I.9.2.5. Corrosion par contact.....	24

I.10. Propriétés de mise en œuvre des aciers austéitiques	25
I.10.1. Emboutissabilité.....	25
I.10.2. Usinabilité.....	25
I.10.3. Soudabilité.....	25
I.11. Traitement thermique des aciers inoxydables austénitiques	26
I.11.1 Traitement d'hypertrempe.....	26
I.11.1.1 Considérations métallurgiques.....	26
I.11.1.2 Choix de la température d'hypertrempe.....	27
I.11.2 Traitement antiferrite des nuances inoxydables austénitiques.....	28
I.11.3 Traitement de détensionnement.....	30
I.12. Tubes en aciers inoxydables	30
Chapitre II : Métallurgie de soudage des aciers inoxydables austénitiques	
II.1. Introduction	31
II.2. Soudabilité des aciers inoxydables	32
II.2.1. Définition de la soudabilité des aciers inoxydables.....	32
II.2.2. Influence de la composition chimique.....	33
II.2.2.1. Influence des éléments d'addition.....	33
II.2.2.2. Influence des Impuretés : Soufre et phosphore.....	33
II.2.3. Cas des aciers inoxydables austénitiques.....	34
II.3. Soudage des aciers inoxydables austénitiques	34
II.3.1. Cas général.....	34
II.3.2. Soudage TIG.....	34
II.4. Etude thermique du soudage	35
II.4.1. Introduction.....	35
II.4.2. Caractères généraux du cycle thermique et de la répartition thermique.....	36
II.4.2.1. Notion d'état quasi stationnaire.....	37
II.4.2.2. Cycle thermique de soudage.....	37
II.4.2.3. Répartition thermique courbes température/distance, solide thermique.....	37
II.4.2.4. Facteurs influençant le cycle et la répartition thermique.....	38
II.5. Transformations en phase solide au cours du soudage : Echauffement	42
II.5.1. Recristallisation après écrouissage.....	42
II.5.2. Surchauffe et coalescence.....	44
II.5.3. Transformations structurales.....	44
II.6. Fusion de l'électrode et des produits associés à l'électrode	44
II.7. Transformation en phase solide au cours du soudage : Refroidissement	46
II.7.1. Diagrammes TRC.....	46
II.7.2. Diagrammes TRC-Soudage.....	47
II.8. Solidification de la zone fondue	47
II.8.1. Zones métallurgiques de solidification et d'une soudure.....	48
II.8.1.2. Etude du bain de fusion.....	48
II.8.2. Cristallographie de la solidification.....	49
II.8.2.1. Orientation cristalline de la zone de liaison : épitaxie.....	49
II.8.2.2. Géométrie du bain de fusion et structure des grains de solidification.....	49
II.8.3. Structure de solidification des aciers austénitiques.....	50
II.8.4. Physico-chimie de la solidification : Phénomène de ségrégation.....	54
II.8.4.1. Ségrégation dendritique.....	54
II.8.4.2. Ségrégation intergranulaire.....	54
II.8.4.3. Ségrégation majeure.....	54

II.9. Conséquences métallurgiques des cycles thermiques de soudage	55
II.10. Défauts de soudures en aciers inoxydables austénitiques	56
II.10.1. Sensibilité à la fissuration à chaud.....	56
II.10.2. Précipitation des carbures.....	57
II.10.3. Formation de la phase sigma.....	58
II.10.4. Diagramme de Schaeffler.....	59

DEUXIEME PARTIE : Etude expérimentale

Chapitre I : Méthodes expérimentales

I.1. Matériau étudié

I.1.1. Identification du matériau brut de réception.....	61
I.1.1.1. Critère de choix du métal de base.....	61
I.1.1.2. Caractérisation du métal de base.....	62
I.1.2. Identification du métal d'apport.....	62
I.1.2.1. Critère de choix du métal d'apport.....	62
I.1.2.1. Caractérisation du métal d'apport.....	63

I.2. Traitement thermique appliqué à l'un des tubes.....

I.3. Soudage des tubes.....

I.3.1. Choix du procédé de soudage.....	64
I.3.2. Déroulement de l'opération de soudage.....	65
I.3.3. Elaboration de la fiche technique de soudage.....	65

I.4. Méthodes de caractérisation structurale.....

I.4.1. Méthodes d'examen métallographique.....	66
I.4.1.1. Préparation de l'éprouvette d'examen.....	66
I.4.1.2. Examen au microscope optique.....	68
I.4.1.3. Observation au microscope électronique à balayage : MEB.....	68
I.4.2. Mesure de la taille moyenne des grains et de la densité des joints de grains.....	72
I.4.3. Essai de dureté et de micro dureté.....	73
I.4.3.1. Essai de dureté Vickers - HV.....	73
I.4.3.2. Micro dureté.....	74

Chapitre II : Résultats et interprétations

II.1. Caractérisation structurale.....

II.1.1. Structure du métal de base avant le soudage.....	75
II.1.2. Etude du cas du tube non traité.....	75
II.1.1.1. Le métal de Base.....	75
II.2.1.2. Zone affectée thermiquement ZAT.....	76
II.2.1.3. Zone fondue ZF.....	77
II.1.1.4. Analyse de la zone de liaison.....	79
II.1.2. Etude du cas du tube traité.....	80
II.1.2.1. Le Métal de Base.....	81
II.1.2.2. Zone affectée thermiquement ZAT.....	81
II.1.2.3. Zone fondue ZF.....	82
II.4.2.3. Zone de liaison.....	83

II.2. Analyse quantitative.....

II.2. 1. calcul du taux de ferrite dans la zone fondue.....	85
II.2. 2. Taille des grains.....	86
II.2. 3. Densité des joints de grains.....	88
II.2.4. Mesure de dureté.....	89

Conclusion générale.....	91
Références bibliographiques.....	92
Annexes.....	94

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Introduction générale

Introduction générale

Dans plusieurs applications industrielles, les conditions de fonctionnement des structures, des organes et des installations métalliques sont sévères. Cette sévérité peut provenir d'un environnement chimique corrosif, de la température, des contraintes mécaniques ou de la conjugaison de ces facteurs. Ces facteurs engendrant un endommagement (par corrosion, par fatigue, par abrasion, par usure,...) qui peut être brutal et dangereux. La résistance à l'endommagement dépend :

- De la nature des matériaux (composition chimique, structure, état métallique,..).
- Des transformations structurales au cours du fonctionnement.
- Des interactions physico-chimiques avec le milieu.
- De la forme, des dimensions et de l'état de surface des pièces.
- Des conditions de service.
- De la nature de l'assemblage : soudage, rivetage, boulonnage,.....

Dans des conditions de fonctionnement particulières on utilise des constructions en aciers inoxydables soudés. La tenue des aciers de construction étant jugée assez faible. La résistance de la soudure dépend :

- Du métal de base.
- De la composition chimique de l'acier, en particulier de la teneur en C, en Cr, en Ni, et de la teneur des autres éléments d'alliage.
- De la structure (éviter la précipitation des carbures, le grossissement des grains).
- Du métal d'apport.
- Des conditions de soudage.

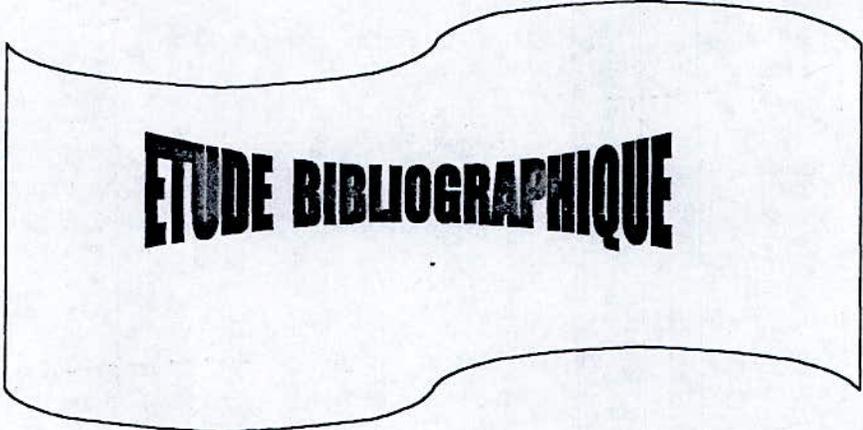
Dans notre travail, nous étudions l'influence d'un traitement thermique préalable de l'acier sur la qualité de la soudure. Pour cela nous utilisons les techniques de caractérisation de structure :

- La microscopie optique.
- La microscopie électronique à balayage.
- L'analyse d'image.
- La mesure de microdureté.
- La mesure de la dureté.

Notre travail est réparti en deux parties principales, la première concerne l'étude bibliographique qui comporte deux chapitres. Le premier chapitre traite le comportement des aciers inoxydables et le deuxième la métallurgie de soudage de ces aciers.

La deuxième partie de notre travail est consacrée à l'étude expérimentale. Cette partie comprend deux chapitres. Dans le premier chapitre nous présentons les méthodes expérimentales utilisées pour la caractérisation des deux joints soudés d'un tube en acier 304L dont l'un a subi un traitement préalable. Dans le chapitre deux nous présentons les résultats obtenus et leurs interprétations. Enfin nous clôturons le document par une conclusion générale suivie d'une annexe.

UNIVERSITY OF TORONTO LIBRARY
130 St. George Street, Toronto, Ontario M5S 1A5



ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I

Chapitre I

Les aciers inoxydables

I.1. Introduction

Les aciers inoxydables ont été mis au point pour résoudre les problèmes de corrosion humide posés par les alliages ferreux. Les premières observations sur les propriétés chimiques conférées au fer par l'introduction du chrome (métal découvert en 1797 par Vauquelin et isolé en 1954 par Bunsen), furent faites par Berthier en 1821. Il constata que si l'on procédait à la réduction d'un mélange d'oxydes de fer et de chrome, on obtenait un métal résistant d'autant mieux aux acides que la teneur en chrome était élevée [1, 2].

L'évolution de cette première découverte a été ralentie par plusieurs circonstances:

- les alliages préparés étaient très riches en carbone, leur teneur en chrome était soit trop basse (résistance à la corrosion insuffisante), soit trop élevée (manque de déformabilité).
- Le critère d'évaluation était en général la résistance à l'acide sulfurique ou à l'eau, sans tenir compte des autres milieux agressifs. [2]

Ce n'était qu'en 1900 et 1915 qu'on a réellement découvert les aciers inoxydables par plusieurs métallurgistes à la fois. Ces savants étudièrent l'effet des traitements thermiques sur la structure et les propriétés mécaniques. Le métallurgiste allemand Monnartz mit en relief le rôle de la passivité et celui de la teneur en carbone sur cette résistance. Le passage du laboratoire aux premières tentatives destinées à confirmer les possibilités d'application pratiques, puis les premiers essais de fabrication industrielle eurent lieu principalement entre 1910 et 1915. [2]

Les aciers inoxydables comprennent un ensemble de familles d'alliage à base de fer, dont la principale propriété est la résistance à la corrosion généralisée et à l'oxydation. Toutefois bien qu'on les qualifie «d'inoxidables», ces aciers ne sont pas dans tous les cas exempts d'une possibilité de corrosion. Le chrome est l'élément essentiel qui, à des teneurs supérieures à 10,5%, rend l'acier inoxydable en favorisant en milieu oxydant, la formation d'un film passif à sa surface. [1, 3] La couche passive est un oxyde métallique (oxyde de chrome) exceptionnellement stable du point de vue thermodynamique. C'est la composition chimique appropriée de la couche de protection qui confère à l'acier sa grande résistance chimique. [5] En plus de l'avantage de la formation de cette couche de protection, la présence d'autres éléments tels le carbone, le nickel, le molybdène, le manganèse en plus du chrome, permettent d'obtenir une variété de structures (austénite, ferrite, martensite, carbures). La nature de ces structures dépendant des caractères allotypique, gammagène et carburigène des éléments.

Les aciers inoxydables ont été classés, en fonction de leur structure en quatre grandes classes : Les aciers ferritiques, les aciers austénitiques, les aciers austéno-ferritiques, les aciers martensitiques.

Ces structures, en plus de la bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation, confèrent à l'acier des degrés différents de bonnes propriétés de tenue mécanique et d'aptitude au soudage. Ces qualités expliquent les grandes possibilités d'emploi et le vaste domaine d'utilisation de aciers inoxydables. Selon la norme européenne, la dénomination des aciers inoxydables commencera par la lettre X suivie de la teneur en carbone multiplié par 100, des principaux éléments d'alliage et de leur concentration en pourcent (par exemple X6Cr Ni 18-10). Dans la normalisation des aciers des Etats-Unis, les aciers inoxydables : [1]

- de type Fe-Cr sont désignés par un chiffre de la série (exemple AISI 430) ;
- de type Fe-Cr-Ni sont désignés par un chiffre de la série 300 (exemple AISI 316).

I.2. Structure des alliages Fe-Cr-Ni

Le fer existe sous deux variétés : [2]

↳ à température ambiante, la structure est cubique centrée ; le fer se trouve sous sa forme ferritique α ; il est alors magnétique ;

↳ à 910 °C, il subit une première transformation allotropique ; et jusqu'à 1400 °C, il se trouve sous sa forme austénitique γ , de structure cubique à faces centrées, amagnétique ;

↳ Au-delà de 1400 °C, il retrouve une structure identique à celle de l'ambiante : c'est la ferrite δ , magnétique, une élévation de la température provoque des modifications structurales, dont l'addition d'éléments d'alliage peut intervenir sur les températures d'existence. [2]

Les aciers inoxydables sont essentiellement des alliages Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni à teneur en carbone variant de 0.02 à 1% selon les nuances, bien que certains autres éléments (Mo, Cu, Ti, Nb, Si, S, N,...) soient ajoutés pour améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques pour des alliages particuliers. L'essentiel des propriétés de ces alliages est lié à la connaissance des diagrammes de phases et des courbes TRC des alliages ternaires Fe-Cr-Ni. [3]

I.2.1. Les binaires Fe-Cr

Sur l'axe des coordonnées du diagramme Fe-Cr (Figure I.1), on retrouve les températures de transformation du fer : [1]

- 910 °C pour la transformation $Fe\alpha \rightarrow Fe\gamma$;
- 1400 °C pour la transformation $Fe\gamma \rightarrow Fe\delta$.

Le chrome est un élément alphasène, il favorise l'existence du domaine ferritique comme le montre la présence de la boucle γ sur le diagramme Fe-Cr. Cela est dû à un phénomène classique d'isomorphisme, le chrome ayant une structure cubique centrée comme le fer α . [1, 2, 3]

On peut délimiter deux régions de teneurs en chrome : [1, 2]

- Pourcentage de Cr < 13 : ces alliages ont la possibilité d'être austénisés totalement ou partiellement et peuvent donc subir la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ par un chauffage ou un refroidissement.
- Pourcentage de Cr > 13 : ces alliages sont ferritiques à toute température et ne peuvent pas subir de trempe martensitique ; cependant pour des teneurs suffisantes en chrome et à des températures entre 600 et 700 °C, il y a possibilité d'apparition d'une phase

centrée, mais de teneurs en chrome très différentes. Cette réaction se produit par apparition de produits fins de phase α' dans la solution solide α . Cela produit un effet de fragilisation importante. [1]

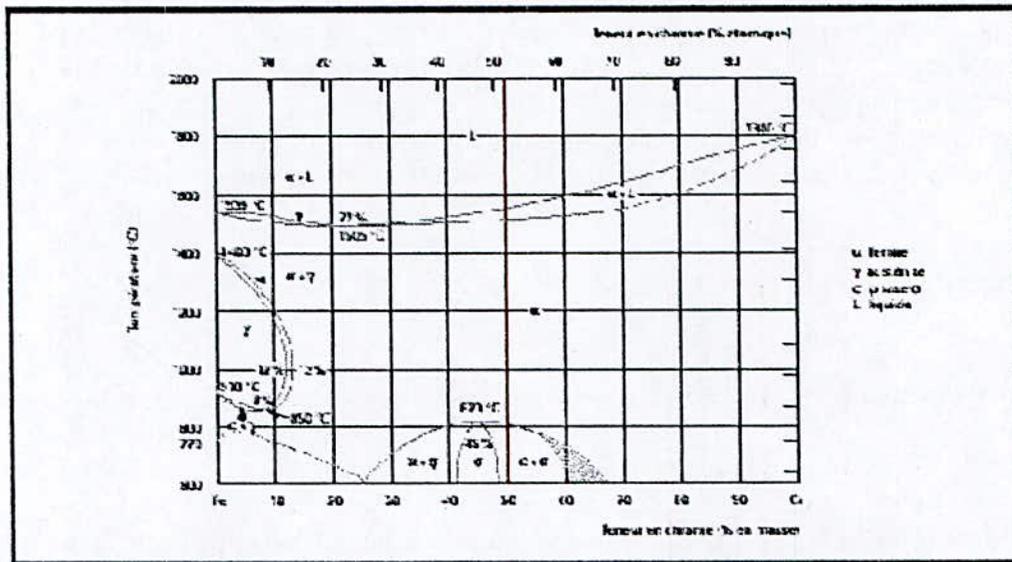


Figure I.1 – Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome.

I.2.2. Les ternaires Fe-Cr-C

Le carbone possède une action γ -gène puissante ; il élargit en température et en concentration le domaine austénitique. Sa teneur est souvent associée à celle de l'azote La figure (I.2.b) montre de quelle façon agit le couple C + N sur la transformation de la boucle austénitique. [2, 3]

Le carbone entre ainsi en compétition avec le chrome (élément α -gène prépondérant) comme le montre les coupes pseudo-binaires des ternaires Fe-Cr-C (I.2.a). Il a aussi une action stabilisatrice sur l'austénite formée à haute température. [4]

Par addition d'une teneur suffisante en carbone, un alliage binaire par exemple à 17 % de Cr, ferritique dans tous les domaines de température, peut être austénitique entre T_1 et T_2 . Un traitement d'austénitisation entre T_1 et T_2 suivi d'une trempe peut donc donner des structures hors équilibre de type martensitique. [3]

Le carbone peut donner lieu à la précipitation de carbures en présence d'un élément carburigène tel que le Cr. [2, 4] Bien que deux types de carbures puissent se former, les teneurs en carbone étant le plus souvent inférieures à 0,5 %, seul le carbure de type M_2C_6 sera observé. Malgré leur pouvoir durcissant, ces carbures peuvent conduire à des problèmes de tenue à la corrosion. [2]

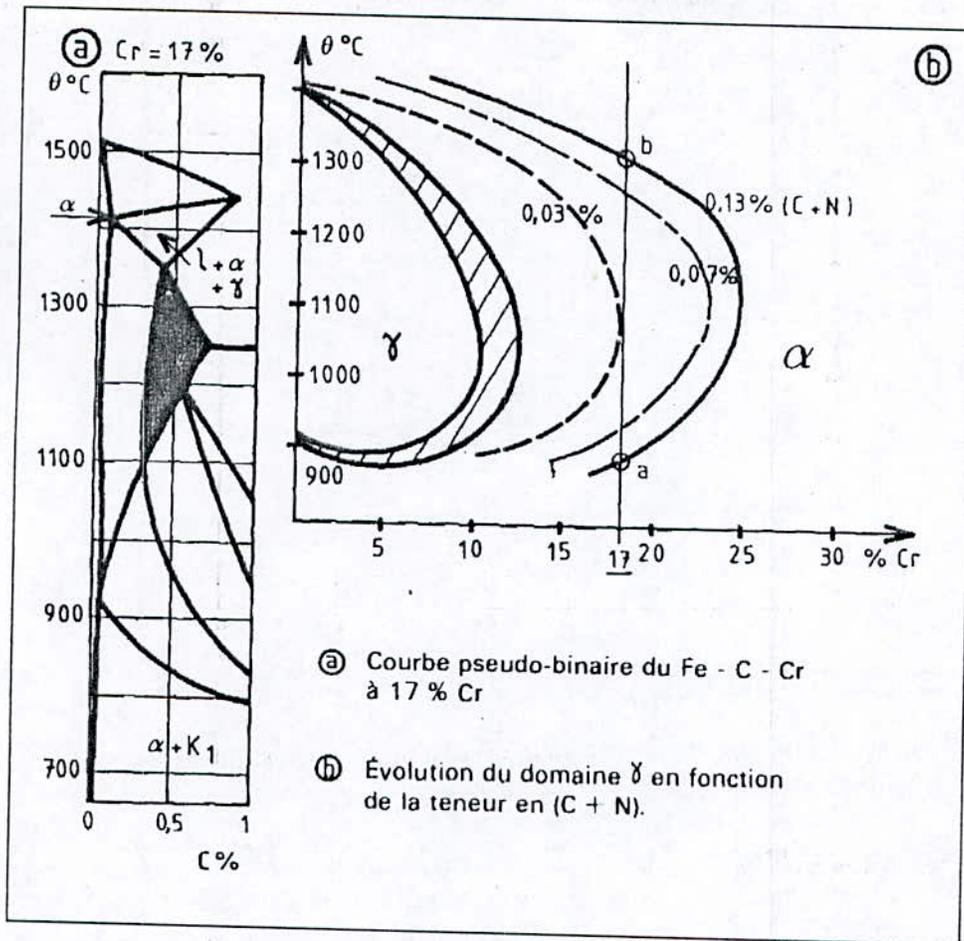


Figure I.2 – Les ternaires Fe-Cr-C.

I.2.3. Les binaires Fe-Ni

Le nickel, de structure C.F.C, favorise à l'inverse du chrome, la formation d'une solution solide austénitique C.F.C. Le nickel est donc un élément gammagène. [2, 3]

Aussi aux fortes teneurs en nickel, les alliages sont austénitiques C.F.C ; à la température ambiante alors qu'aux faibles teneurs en Ni (< 5 à 6%) ils peuvent être ferritiques C.C. Aux teneurs intermédiaires, les alliages Fe-Ni par refroidissement lent depuis le domaine γ , se transforment en $\alpha + \gamma$, mais par trempe la structure austénitique hors équilibre peut être obtenue à la température ambiante, du moins pour les plus fortes teneurs en nickel. [3]

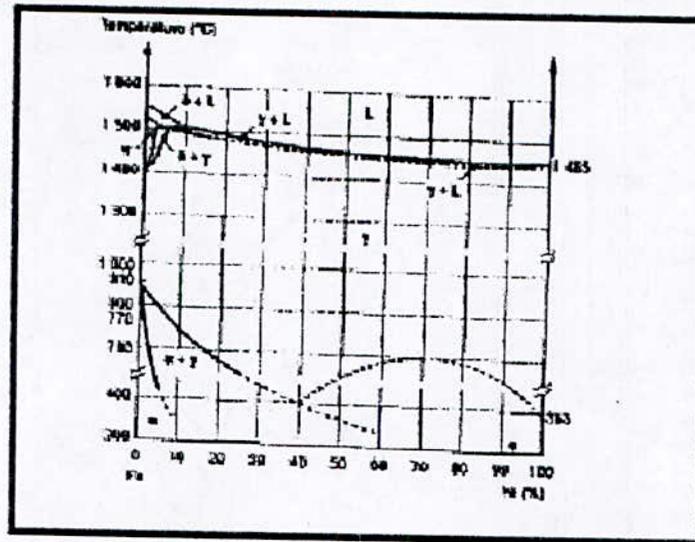


Figure I.3– Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-nickel.

I.2.4. Les ternaires Fe-Cr-Ni

Le nickel étant γ -gène comme le carbone, élargit en température et en concentration le domaine austénitique des alliages Fe-Cr (Figure I.4). [3]

L'addition de nickel à des teneurs de quelques pourcent a pour effet de repousser la boucle γ vers les fortes teneurs en chrome. Mais, il est remarquable qu'il faille une teneur beaucoup plus importante en Ni pour élargir la boucle γ qu'il n'en faut avec l'addition du carbone. Le nickel augmente la capacité de trempe des aciers en abaissant la vitesse critique de refroidissement (Figure I.5).[2]

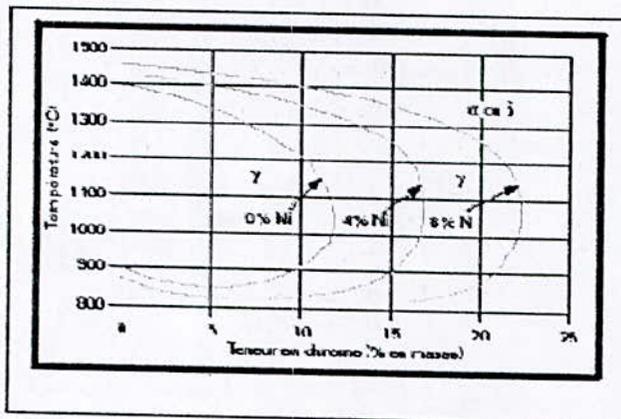


Figure I.4 – Coupes du Diagramme fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ .

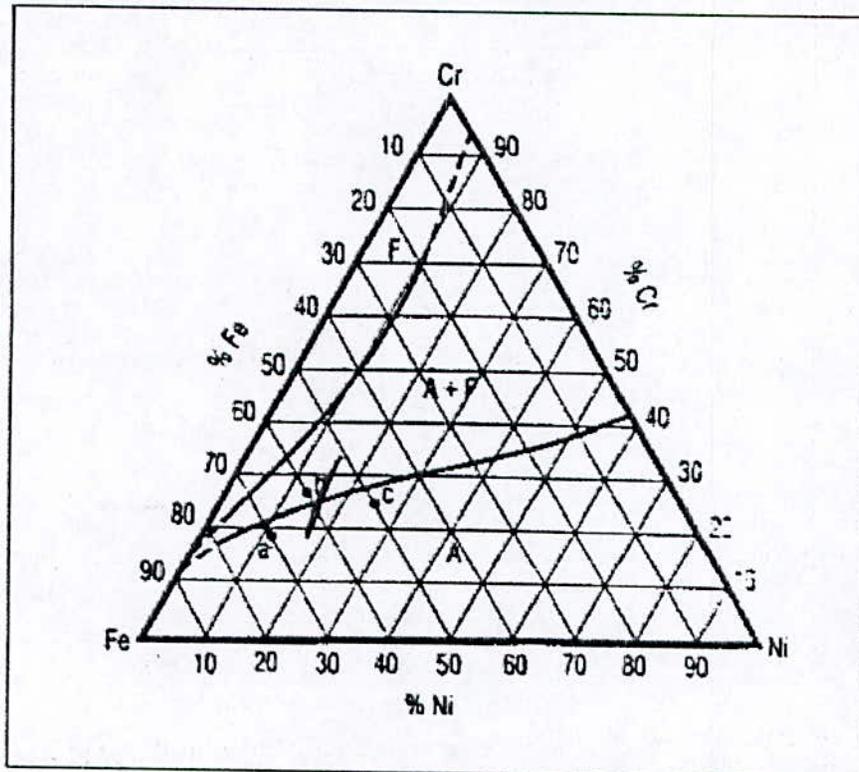


Figure I.5 – Section à 1000 °C du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni.

I.2.5. Les aciers inoxydables à n constituants

Pour les aciers inoxydables plus complexes que les binaires ou ternaires précédents, la constitution dépendra également des teneurs respectives en éléments alphagènes et gammagènes. [3, 4]

Les notions de nickel et de chrome équivalents ont apporté un certain nombre de solutions approximatives au problème. Le diagramme de Schaffler et celui de Pryce et Andrews sont des solutions basées sur ces notions. Le diagramme de Schaeffler étant valable pour les alliages bruts de solidification (cas des joints soudés) alors que celui établi par Pryce et Andrews concerne l'état laminé. [3, 4]

Ces diagrammes traduisent l'influence des pouvoirs α et γ -gènes des divers éléments d'addition, déterminés expérimentalement, sur la structure de l'acier inoxydable. [3, 4]

I.3. Influence des éléments d'addition

Les différents éléments d'alliages peuvent être classés selon leur pouvoir à étendre le domaine d'existence de la phase α (comme le chrome) ou celui de la phase γ (comme le nickel). [2] Le tableau qui suit montre le type d'influence que peuvent avoir les principaux éléments d'alliage [5].

Tableau I.1 –Influence des éléments d'addition. [2, 5]

❖ Chrome	<ul style="list-style-type: none"> • Stabilisateur de $fer\alpha$. • La cause de la couche de passivation de l'acier. • Il constitue au-delà de 12%, l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables.
❖ Molybdène	<ul style="list-style-type: none"> • Formateur de $fer\alpha$. • Améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables en milieux réducteurs. • Améliore la résistance à la corrosion par piqûres, en présence d'éléments halogènes. • Augmente la résistance mécanique à chaud.
❖ Silicium	<ul style="list-style-type: none"> • Formateur de $fer\alpha$. • Améliore la résistance de l'oxydation à chaud. • A des teneurs élevées, il augmente la résistance à la corrosion, dans certaines conditions, par exemple en milieux concentrés d'acide nitrique. • Il améliore, comme le soufre, l'usinabilité.
❖ Vanadium	<ul style="list-style-type: none"> • Formateur de $fer\alpha$ (ferrite). • Intervient en faibles quantités dans les aciers martensitiques au chrome par la formation de carbures pour rendre les aciers insensibles à la surchauffe. • Elève la résistance mécanique à chaud.
❖ Titane	<ul style="list-style-type: none"> • Formateur de ferrite. • Se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec le carbone, grâce à sa forte avidité pour le carbone, pour former un carbure de titane. Il évite donc la précipitation des carbures de chrome lors des refroidissements lents ou des maintiens en température de l'ordre de 700°C. • Se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec l'azote pour former un nitrure de titane qui rend l'acier insensible à la corrosion intergranulaire.
❖ Niobium	<ul style="list-style-type: none"> • Formateur de ferrite. • Se combine avec le carbone dans les aciers au chrome et au Cr-Ni. Même effet que celui du titane. • S'oppose à la corrosion intergranulaire.
❖ Nickel	<ul style="list-style-type: none"> • Élément stabilisateur du $fer\gamma$. • Elargit le domaine de l'austénite en fonction de sa teneur jusqu'aux températures inférieures à 20°C. • Il constitue avec le chrome l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. • Améliore la résistance à la corrosion, en particulier la résistance à la corrosion sous tension.
❖ Manganèse	<ul style="list-style-type: none"> • Il ne favorise pas l'extension du domaine γ, mais contribue à la stabilité de l'austénite par la formation de sulfure de manganèse. • N'a pas d'influence sur la résistance à la corrosion.

	<ul style="list-style-type: none"> • Rend difficile la transformation de l'austénite en martensite dans les aciers Cr-Ni et lors des sollicitations mécaniques aux basses températures. • Il se trouve à des concentrations de 1 à 1,5% dans la plupart des nuances.
❖ Carbone	<ul style="list-style-type: none"> • Il favorise le fery et élargit le domaine austénitique, son effet aux basses teneurs est trente fois celui du nickel. • Il augmente la résistance des alliages à l'action de l'oxygène, de l'air ou des gaz oxydants chauds et il améliore, comme le soufre, l'usinabilité. • Élément essentiel non métallique de tous les aciers. • Sa teneur est maintenue très basse pour des raisons de corrosion chimique.
❖ Azote	<ul style="list-style-type: none"> • Stabilisateur d'austénite, agit comme le carbone. • Sa solubilité augmente dans les aciers au Cr et au Cr-Ni avec l'accroissement de la teneur en Cr. • Il est en solution solide interstitielle à haute température, et peut être maintenu en solution métastable par trempe ou précipité sous forme de nitrure de chrome CrN. • Il affine le grain dans les aciers ferritiques. • Il accroît dans les aciers austénitiques, la stabilité de l'austénite et les caractéristiques mécaniques sans compromettre les valeurs de la ténacité. • Des teneurs croissantes en azote augmentent la résistance à la corrosion localisée par piqûres et à la corrosion intergranulaire, la précipitation du nitrure Cr₂N moins riche en chrome que Cr₂₃C₆ provoquant un moindre appauvrissement en chrome au voisinage des joints de grains.
❖ Cuivre	<ul style="list-style-type: none"> • Améliore la résistance à la corrosion des aciers austénitiques. • Accroît l'aptitude à la frappe à froid des aciers austénitiques.
❖ Soufre	<ul style="list-style-type: none"> • Améliore l'usinabilité par enlèvement de copeaux. • Remet en cause la corrosion.
❖ Aluminium	<ul style="list-style-type: none"> • Il se comporte comme le silicium dans les alliages réfractaires. • Il peut former des composés dont la précipitation provoque des durcissements structuraux, en présence de nickel.

1.4. Diagrammes de corrélation des différents éléments

Il existe des diagrammes qui donnent à partir d'équivalent chrome Cr* (pour les principaux éléments α -gènes) et d'équivalent nickel Ni* (pour les principaux éléments γ -gènes) la structure des aciers inoxydables. Cette détermination permet généralement d'évaluer quelques propriétés. [1, 2]

I.4.1. Le diagramme de Pryce et Andrews (Fig I.6)

Il permet de : [1,2]

- Déterminer la structure de l'alliage à 1150°C (température de laminage). [Pub]
- Prévoir les structures d'équilibre à 1100 °C. [Colombié]

Les équivalents Cr-Ni sont calculés à partir de : [1, 2]

$$\text{Cr eq} = \% \text{Cr} + 3 (\% \text{Si}) + \% \text{Mo} ;$$

$$\text{Ni eq} = \% \text{Ni} + 0,5 (\% \text{Mn}) + 21 (\% \text{C}) + 11,5 (\% \text{N}).$$

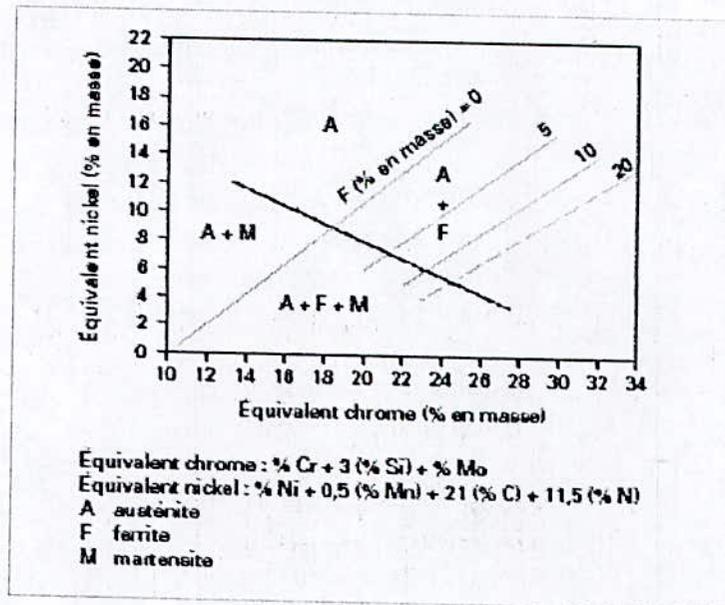


Figure I.6 – Diagramme de Pryce et Andrews donnant la structure des aciers inoxydables.

I.4.2. Le diagramme de Schaeffler (Fig I.7)

Il permet d'identifier la structure aux joints soudés des alliages Cr-Ni en fonction des équivalents chrome et nickel suivants : [1, 2]

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

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

Il est particulièrement utilisé dans le cas d'un soudage hétérogène (cas où les deux métaux de base et le métal d'apport sont de nature différente) et donne une bonne approximation de la structure dans le cordon de soudure. [1, 2]

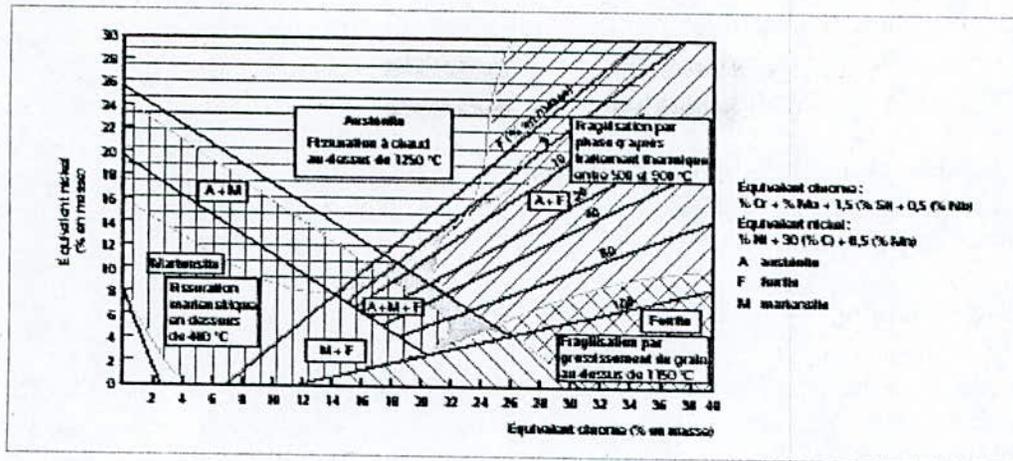


Figure I.7 – Diagramme de constitution des aciers inoxydables à l'état brut de soudage, d'après Schaeffler.

I.4.3. Le diagramme de De Long (Fig I.8)

Il constitue un détail du diagramme de Schaeffler, il joue exactement le même rôle et indique la teneur en ferrite dans les joints soudés, en tenant compte de la teneur en azote. L'équivalent chrome reste inchangé tandis que l'équivalent nickel devient : [1, 2]
 $Ni_{eq} = \% Ni + 30 (\% C + \% N) + 0,5 (\% Mn)$.

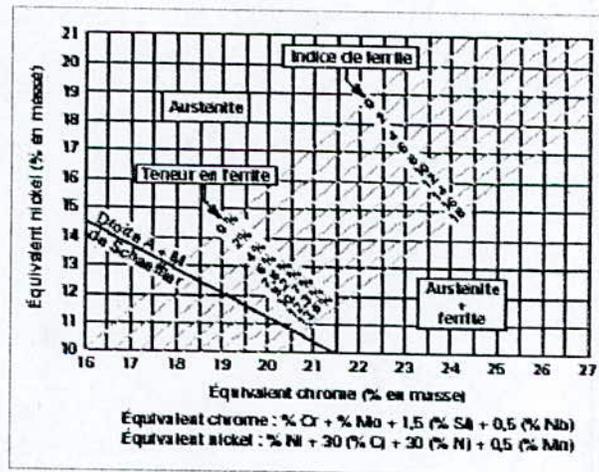


Figure I.8 – Diagramme de De Long.

I.5. Les principales familles d'aciers inoxydables

I.5.1. Les aciers ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques conservent à toute température, en particulier à l'ambiante, une structure identique à celle du fer (cubique centrée). [1] La structure est exempte de précipitations et consiste en un assemblage de grains polyédriques de dimensions moyennes. [5]

Des teneurs élevées en éléments stabilisateurs de la ferrite comme le Cr, le Mo, le Si, le Ti ou

Nb, dans les aciers inoxydables ferritiques, rétrécissent fortement le domaine austénitique comme le montre le diagramme d'équilibre Fe-Cr de la figure I.1, la transformation α γ n'affecte qu'une faible partie du diagramme. [5]

Bien qu'aujourd'hui pratiquement la teneur en chrome dans ces aciers ferritiques est comprise entre 13% et 30 %, la nuance Z 8 C 17 et sa variante au molybdène ZCD17-01 sont représentatives de cette classe d'aciers inoxydables. [4]

Les nuances ferritiques sont caractérisées par : [1, 6, 7]

- L'absence de points de transformation, ce qui les rend susceptibles d'être fragilisés par grossissement de grain lors d'un maintien prolongé à haute température (le grossissement des grains provoque une dégradation et fragilisation de ces aciers). Cette fragilisation se traduit par une dégradation de la ductilité et de la tenacité de ces aciers.
- La précipitation intergranulaire rapide des carbures de chrome, due à la facilité de diffusion des éléments interstitiels dans la structure ferritique, cette précipitation est responsable de la sensibilisation à la corrosion intergranulaire de ces aciers.

Il existe deux familles dits ferritiques pour deux niveaux de chrome ; le premier à basse teneur en chrome ($C < 0.08$; $11.5\% \leq Cr \leq 13.5\%$) est bas de gamme en corrosion ; le deuxième ($C < 0.10$; $16\% \leq Cr \leq 18\%$ ou $C+N < 0.105$; $18\% \leq Cr \leq 30\%$) est considéré haut de gamme.[1]

Dans tous les cas ces nuances peuvent contenir des additions de molybdène pour améliorer la résistance à la corrosion, du titane ou de l'aluminium pour augmenter le caractère alphagène.[1,2]

I.5.2. Les aciers martensitiques

Les aciers pouvant être le siège d'une austénitisation à haute température puis d'une transformation martensitique, au refroidissement, font partie de la famille des aciers inoxydables martensitiques. La teneur en chrome des allages de cette famille est comprise entre 12 et 17%. La teneur en carbone peut aller jusqu'à 1 % environ. [8]

Une des propriétés importantes des aciers inoxydables martensitiques est d'allier à une bonne résistance à la corrosion (due essentiellement au chrome) des caractéristiques mécaniques élevées. Ceci s'explique par la structure martensitique obtenue par refroidissement suffisamment rapide de l'austénite. [8]

Pour obtenir une structure martensitique, il faut nécessairement, au contraire des aciers ferritiques, entrer dans la boucle γ pour tremper la structure austénitique. Par conséquent, la teneur en carbone doit être d'autant plus forte que la concentration en chrome est élevée. Cela explique les trois premières familles de nuances martensitiques. [1]

Les teneurs en chrome augmentant, le premier ($C = 0.15\%$; $11.5\% \leq Cr \leq 13.5\%$), est considéré comme bas de gamme en corrosion, le deuxième ($0.2\% \leq C \leq 0.4\%$; $11.5\% \leq Cr \leq 13.5\%$ ou $0.6\% \leq Cr \leq 1.2\%$; $16\% \leq Cr \leq 18\%$), a une résistance moyenne, le troisième ($C < 0.10$; $2\% \leq Ni \leq 4\%$; $11.5\% \leq Cr \leq 13.5\%$), est haut de gamme. Les martensites des aciers sont d'autant plus dures que leur teneur en carbone est élevée. Par suite, le premier

groupe évoqué sera relativement peu fragile, facile à mettre en œuvre, à souder ou à mouler par exemple ; le deuxième sera beaucoup difficile à utiliser car plus fragile (soudage délicat avec pré et post-chauffage) ; quant au dernier, très fragile, il est très difficile à mettre en œuvre et en particulier impossible à souder. [1]

Ces trois familles ne présentent donc pas de composition haut de gamme en corrosion, facile à mettre en œuvre. Cela explique la quatrième famille. On note une teneur en chrome élevée, des concentrations en carbone basses. Une addition de nickel remplace l'effet gammagène du carbone et agrandit la boucle γ . [1]

Outre le Cr et le C, les aciers martensitiques comportent aussi principalement du molybdène pour améliorer la résistance à la corrosion et la trempabilité, et du nickel pour améliorer la ténacité.[5]

Les teneurs en éléments d'addition varient, dans les aciers martensitiques usuels, entre les limites suivantes : [5]

Cr: 12 à 18% C : 0.05 à 1.2%.

Ni : jusqu'à 7% Mo : jusqu'à 3%.

Comme dans les autres nuances, les éléments d'alliages tels que Mo, Ni, Ti, Nb, etc... et la teneur en carbone permettent de diversifier les applications (construction mécanique, outillage, coutellerie, usages à chaud...), en offrant des propriétés différentes. Le cuivre est ajouté en petites quantités pour améliorer la résistance à la corrosion. [8]

I.5.3. Les aciers austéno-ferritiques (Duplex)

Lorsqu'on augmente la teneur en chrome ($18 < \%Cr < 28$) et que l'on diminue la teneur en nickel ($6 < \%Ni < 9$), on peut obtenir des aciers à structure mixte, composés de ferrite et d'austénite, appelés aciers austéno-ferritiques. Les aciers austéno-ferritiques ont une teneur en ferrite généralement comprise entre 30 et 60%, mais elles sont en général proches de 50%. Les fractions volumiques de ces phases dépendent de la composition chimique et du traitement thermique subi par l'alliage. [1, 2, 9]

Duplex est le nom anglais des aciers austéno-ferritiques. Cependant, en France, on désigne souvent par duplex les aciers inoxydables dont la microstructure est composée de 50% de ferrite et de 50% d'austénite. Ces teneurs leur confèrent des propriétés particulières. [2]

Les aciers austéno-ferritiques sont caractérisés par : [9]

- Une limite d'élasticité élevée combinée à une bonne ductilité. Cette propriété est due à la structure biphasée de l'alliage. En effet, le durcissement est pour partie conféré par la phase ferritique tandis que la matrice austénitique permet de conserver ductilité et ténacité.
- Une excellente tenue à la corrosion, quelle soit localisée, intergulaire ou sous contrainte, grâce à leur teneur importante en chrome, en azote et en molybdène.

Les aciers austéno-ferritiques allient donc de bonnes propriétés mécaniques et une résistance à la corrosion accrue tout en limitant la teneur en éléments d'alliage et ce qui en fait des nuances économiques. [9]

I.5.4. Les aciers austénitiques

En dehors du chrome le nickel constitue le plus important des éléments d'alliage des aciers austénitiques inoxydables. Contrairement au chrome, le nickel élargit fortement le domaine austénitique (Figure I.3). L'effet stabilisateur du Ni est plus intense encore dans les aciers au Cr que dans les alliages purs de fer, de telle sorte qu'il suffit déjà de 8% de Ni pour élargir jusqu'à la température ambiante de 20 °C le domaine austénitique. (Figure I.4) [5]

Les nuances austénitiques les plus connues sont couramment appelées 18-8 et 18-10 d'après les pourcentages en chrome et en nickel. [7] Les aciers austénitiques étant chargés en éléments d'alliage, les courbes TRC sont fortement déplacées vers les temps longs. Les vitesses critiques de trempe sont donc très faibles. [1] De ce fait, de tels aciers sont exempts de transformation (et par conséquent non durcissables par traitement thermique), même pour des refroidissement naturels seule peut se produire la transformation martensitique. [1, 5]

La température M_s est très inférieure à l'ambiante. Par conséquent, par refroidissement depuis 1050-1100 °C (hypertrempe), aucune transformation n'est possible ; la phase austénitique γ sera donc maintenue métastable à l'ambiante. La transformation martensitique se produit à basse température, en dessous de M_s . L'augmentation des éléments d'alliage, tel que le nickel, abaisse la température M_s , et donc la phase austénitique peut être maintenue même pour des températures proches de 0 °K. [1]

Les aciers inoxydables austénitiques, ne présentant pas de point de transformation, ne peuvent pas être durcis par trempe à la température ordinaire quelle que soit la vitesse de refroidissement, il peuvent seulement être durcis par écrouissage. Comme les aciers ferritiques, ils sont sensibles au grossissement de grains lors d'un maintien prolongé à haute température, mais grâce à leur structure cfc ils restent ductiles. [1, 5]

Pour éviter la sensibilisation des aciers inoxydables austénitiques à la corrosion intergranulaire, la teneur en carbone de ces alliages est abaissée ou des éléments carburigènes comme le titane ou le niobium sont ajoutés à la composition de base. [1, 5]

I.6. Classification des aciers inoxydables austénitiques

Tableau I.2 – Principales familles d'aciers inoxydables austénitiques [1]

Différentes familles	Traitement de référence	Caractéristiques principales
1) Nuances de type 18-10		
Nuances de base X5CrNi18-10 (Z7CN18-09) (AISI 304)	Hypertrempe 1050- 1150 °C	Sensible à la corrosion intergranulaire. Limite élasticité limitée > 196 MPa.
Nuances bas carbone X2CrNi18-9 (Z3CN18-09) (AISI 304L)		Bonne résistance à la corrosion intergranulaire. Limite élasticité faible >176 Mpa.
Nuances stabilisées X6CrNiTi18-10		Insensible corrosion intergranulaire.

(Z6CNT18-10) (AISI 321)		Limite élasticité améliorée >216 Mpa.
<i>Nuances haut carbone</i> X10CrNiTi18-8 (Z11CNT18-09) (AISI 302)		Très sensible corrosion intergranulaire. Limite élasticité élevée.
2) Nuances de type 17-12-Mo		
<i>Nuances de base</i> X5CrNiMo17-12-2 (Z7CND1712) (AISI 316) X3CrNiMo17-13-3 (Z6CND1812) (AISI 317)		Meilleure résistance corrosion. Sensible corrosion intergranulaire. Limite d'élasticité limitée > 196 MPa
<i>Nuances bas carbone</i> X2CrNiMo 17-12-2 (Z3CND17-12-2) (AISI 316L)	Hypertrempe 1050- 1150°C	Bonne résistance Corrosion intergranulaire. Limite d'élasticité faible > 176 MPa
<i>Nuances stabilisées</i> X6CrNiMo Ti17-12-2 (Z6CNDT17 -12) X6CrNiMoNb17-12-2 (Z6CNDNb17-12)		Insensible corrosion intergranulaire. Limite d'élasticité améliorée > 216 MPa
3) Nuances à l'azote X2CrNiN18-7 (Z3CN18-07-Az) X2CrNiMoN17-11-2 (Z3CND17-11Az) (AISI316LN)	Hypertrempe 1050- 1150°C	Limite d'élasticité élevée. Bonne résistance corrosion intergranulaire.
4) Super austénitiques X1 CrNi25-21 (Z1 CN25-20) X1 NiCrMoCu25-20-5 (Z1 NCDU25-20) X1 CrNiMoCuN25-25-5 (Z2NCDU25-25Az) X 1 NiCrMoCu31-27-4 (Z2NCDU31-27)	Hypertrempe 1050- 1150°C	Résistance corrosion très élevée. Milieux spéciaux.

I.7. Propriétés des aciers inoxydables austénitiques

I.7.1. Propriétés physiques

Les propriétés physiques des aciers inoxydables dépendent fortement de leurs structures. Le tableau I.3 indique les valeurs typiques des principales familles d'aciers inoxydables. Celle des aciers austénitiques est un meilleur exemple. [1, 2, 4, 5]

On notera pour les nuances austénitiques que : [1, 2, 4, 5]

- ✦ La phase austénitique est amagnétique, alors que les phases ferritiques et martensitiques sont ferromagnétiques. Il est donc possible de mesurer par voie magnétique la ferrite éventuelle des austénitiques ou la martensite formée par écrouissage dans l'austénite.
- ✦ La conductivité thermique des austénitiques est faible, très légèrement plus faible que celle des aciers au carbone.
- ✦ Le coefficient de dilatation des austénitiques est élevé, très sensiblement supérieur à celui des ferritiques et martensitiques et celui des aciers au carbone. Ce qui peut entraîner des phénomènes de dilatation thermiques gênants.

I.7.2. Propriétés mécaniques

Dans la plupart des cas, pour les aciers inoxydables classiques, le choix de la **composition chimique** et du **traitement thermique** associé permet de trouver le compromis satisfaisant recherché, mais des conditions d'emploi particulières peuvent conduire à favoriser telle ou telle propriété mécanique. [2,4, 5, 10]

Les nuances ayant les meilleures caractéristiques sont obtenues par le jeu souvent complexe de compositions chimiques et de traitements thermiques spéciaux. Par exemple les aciers pour ressorts inoxydables à très hautes caractéristiques mécaniques sont obtenus par écrouissage et durcissement structural. [2,4, 5, 10]

La température à laquelle les efforts sont appliqués peut également introduire une notion de classement supplémentaire (aciers inoxydables résistant au fluage, par exemple). On a pu aussi conférer à des aciers de propriétés mécaniques satisfaisantes une certaine inoxydabilité en améliorant les conditions d'emploi (par exemple aciers de coutellerie). [2,4, 5, 10]

Il est possible pour les aciers austénitiques de réaliser les opérations de mise en forme après trempé. Le revenu de durcissement se faisant à relativement basse température, il y a peu de risques de déformation et d'oxydation. [2,4, 5, 10]

Par rapport aux aciers ferritiques ou martensitiques ou martensitiques au nickel, la structure cubique à faces centrées pure des austénitiques explique leurs propriétés mécaniques. Ils sont caractérisés par : [2,4, 5, 10]

- Des valeurs de résistance sensiblement inférieures à celles des autres nuances inoxydables. Les valeurs de résistance à la traction se situent vers 600 N/mm^2 .
- Des valeurs de limite d'élasticité à 0.2 % de l'ordre de 200 à 250 N/mm^2 à la température ambiante ($20 \text{ }^\circ\text{C}$). Limite d'élasticité (MPa) : $180 < R_p 0,2$.
- Elles sont très ductiles et très peu fragiles. Ductilité (%) : $33 < A \% < 45$. Il n'y a pas de rupture fragile à basse température. Charge de rupture (MPa) : $440 < R_m < 950$.
- Les hautes valeurs de ténacité sont particulièrement évidentes.

Tableau I.3 – Valeurs typiques des propriétés des différentes nuances d'aciers inoxydables. [1]

* En l'absence de la ferrite résiduelle.

	Masse volumique (g.cm ⁻³)	Coefficient de dilatation à 300 °C (10 ⁻⁵ K ⁻¹)	Conductivité thermique à 20 °C (Ω.m ⁻¹ .K ⁻¹)	Capacité Thermique (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Résistivité (μΩ.cm)	Magnétisme	Module d'élasticité (Gpa)
Ferritiques	7.8	10 à 11.5	20.9	460	55	Ferromagnétique	206
Martensitiques	7.8	10.8 à 11.5	25.1	460	55-60	Ferromagnétique	206
Austénitiques	7.9 à 8	16.5	14.6	500	72-74	Amagnétique*	193
Austéno-ferritiques	7.87	15	16.7	500	70	Ferromagnétique	200
Aciers doux au carbone	7.8	10	58.6	430		Ferromagnétique	210

11

Les aciers austénitiques offrent ainsi une très basse limite d'élasticité et une grande sécurité quant à la rupture sous contrainte. Les éléments en solution solide interstitielle ont une influence très sensible sur la limite d'élasticité; cela explique le rôle du carbone, et en particulier le fait que les nuances bas carbone aient les caractéristiques les plus basses. Le tableau I.4 indique les valeurs caractéristiques des propriétés mécaniques des nuances austénitiques classiques. [2,4, 5, 10]

Tableau I.4 – Propriétés mécaniques caractéristiques des principales nuances d'aciers inoxydables austénitiques à l'état hypereffé. [1]

	$R_{0,2}$ (MPa)	$R_{0,2}$ (MPa)	A (%)	KCV (daJ/cm ²)	E (Gpa)
Aciers de type 18-10					
Bas C : X2CrNi18-9	176-200	440-640	45	12-18	193
C=0,06: X5CrNi18-10	196-250	490-690	45	12-18	193
Stabilisée: X6CrNiTi18-10	216-250	490-690	45	12-18	193
Haut carbone: X10CrNi18-10	245-300	590-740	40	10-15	193
Aciers de type 18-10-Mo					
Bas C: X2CrNiMo17-12-2	186-200	430-670	45	12-18	193
C=0,06: X7CrNiMo17-12-2	196-250	490-690	45	12-18	193
Stabilisée: X6CrNiMoTi17-12-2	216-250	490-690	45	12-18	193

I.8. Déstabilisation de l'austénite

I.8.1. Transformations martensitiques

On distingue deux températures de transformation martensitique de l'austénite instable : [1,7]

- la première, M_s , correspond à l'apparition de martensite d'origine thermique.
- la seconde, M_d , caractérise la possibilité de la formation de martensite sous l'effet d'une déformation plastique.

I.8.1.1. Transformation martensitique par refroidissement à basse température

Par refroidissement rapide depuis 1050-1100 °C, les aciers inoxydables peuvent subir une transformation martensitique depuis la phase austénitique (structure cubique à faces centrées). La formation de la martensite α' (structure cubique centrée) débute à partir de la température M_s . Cette martensite α' formée selon un mécanisme de cisaillement qui implique l'existence de relations spécifiques d'orientation entre la nouvelle phase M et la phase-mère A : [1,7]

$$(111)A // (110)M$$

$$[110]A // [111]M$$

La martensitique obtenue peut être de type α , quadratique ; pour les nuances les plus chargées, il peut se former une martensite ϵ , de structure hexagonale et amagnétique.

Les températures M_s de début de transformation martensitique dépendent des éléments d'alliages. Plusieurs formules empiriques illustrent l'effet de la composition chimique sur la

température M_s , on donne l'une d'entre elles :

$$M_s (\text{°C}) = 502 - 810(\%C) - 1230(\%N) - 13(\%Mn) - 30(\%Ni) - 12(\%Cr) - 54(\%Cu) - 6(\%Mo). [7]$$

Tout les éléments d'alliage alpha- ou gammagènes abaissent M_s . Pour les nuances les plus chargées, sa valeur peut être très basse, très inférieure à l'ambiante ou même proche de 0 °K. Pour les mêmes raisons, la partie en C des courbes TTT est fortement déplacée vers les temps longs, les vitesses critiques de trempe peuvent être très faibles (autotrempanes) pour les nuances les plus chargées. [1]

I.8.1.2. Transformation martensitique par écrouissage

Sous l'effet de la déformation à froid, une martensite α' , dite d'écrouissage, peut se former à partir de l'austénite au-dessus de la température M_s . La température M_d ($M_d > M_s$) a été définie comme la température au-dessus de laquelle aucune transformation ne se produit quelle que soit la déformation. [7]

La transformation martensitique est observée fréquemment au cours de la mise en œuvre des aciers inoxydables: emboutissage, tréfilage, rectification ou polissage. La quantité de martensite formée dépend de la composition chimique de l'acier inoxydable austénitique, du mode, du taux et de la vitesse de déformation et de la température, bien évidemment. La température de transformation martensitique par écrouissage est donnée par la formule empirique : [7]

$$M_{d_{30}}(\text{°C}) = 497 - 462(\%C + \%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 13,7(\%Cr) - 20(\%Ni) - 18,5(\%Mo). [7]$$

Où $M_{d_{30}}$ est la température à laquelle 50% de martensite est formée sous l'effet d'une déformation vraie de 30%. L'augmentation de la teneur en nickel inhibe la formation de martensite d'écrouissage α' . Le titane exerce un effet contraire par réduction du carbone et de l'azote en solution solide. [7]

Une martensite ϵ , de structure hexagonale compacte, peut se former à côté de la martensite α' cubique centrée. La martensite ϵ est formée dans les aciers inoxydables austénitiques à basse énergie de défaut d'empilement. La martensite ϵ est obtenue par : [7]

- trempe à -196 °C ;
- trempe ou écrouissage à température ordinaire.

I.7.1.3. Transformation martensitique par hydrogénation

La transformation de l'austénite en martensite ϵ peut être provoquée par l'établissement d'une sursaturation superficielle en hydrogène produite par Polarisation cathodique. La martensite α' est formée pendant le dégazage en raison des déformations provoquées par les contraintes de retrait. [7]

I.8.2. Précipitation des carbures et des nitrures

La présence de carbone dans les aciers austénitiques peut donner lieu à la précipitation de carbures lors du refroidissement. Les carbures précipités répondent à la formule $M_{23}C_6$. Ils

sont principalement constitués de carbure de chrome, le chrome étant partiellement substitué par le Fe, le Mo et le Ni. Ils évoluent du type $(Fe, Cr)_3(Cr, Fe)_7C_3$ jusqu'à $(Cr, Fe)_{23}C_6$ si la teneur en chrome augmente. [1, 7]

La formation de ces carbures provient du fait qu'après austénisation vers 1100 °C, le carbone n'est maintenu en solution que par un refroidissement rapide. Pendant son utilisation ou au cours d'une opération de soudage, le maintien d'un acier inoxydable hypereffluant dans la zone de température entre 500 et 800 °C provoque la précipitation du carbone en sursaturation sous forme de carbure $(M_{23}C_6)$ aux joints de grains. Cette précipitation provoque une dépassivation des grains austénitiques (déchromisation) . il s'en suit une sensibilité à la corrosion intergranulaire. La vitesse de précipitation de carbures augmente avec la teneur en carbone. [1, 7]

Les éléments titane et niobium conduisent à la formation de carbures de titane TiC ou de niobium NbC plus stables que les carbures de chrome. Par conséquent, la présence de ces additions, dites carburigènes, évite la formation des carbures de chrome lorsqu'il peuvent être nocifs, tout le carbone étant d'abord piégé sous forme de carbures de Ti ou Nb. La formation de ces carbures très stables, conduit à un appauvrissement de la matrice en carbone en solution, c'est-à-dire en élément gammagène. A ce titre, ces additions apparaissent alphagènes. [1, 7]

I.8.3. Formation de phases intermétalliques

Les alliages métalliques contenant un élément de transition B (Fe, Ni, Mn, Co,...) et un élément de transition A (Cr, Ti, V,...) peuvent former des phases intermétalliques dont la formule peut varier de B_4A à BA_4 . Les facteurs qui conditionnent l'existence de ces phases intermétalliques sont la configuration électronique, les rayons et la compressibilité des atomes. [7]

I.8.3.1. Phase sigma

La précipitation de la phase σ intervient quand la concentration en carbone de la matrice devient inférieure à une valeur critique et quand simultanément la valeur de l'équivalent-chrome en chrome est supérieure à 18 %. La formation de la phase sigma dans une matrice austénitique est beaucoup plus lente que dans la ferrite. La présence de la ferrite δ , en particulier dans les soudures, peut être à l'origine de la formation de phase sigma dans un acier inoxydable austénitique. La précipitation de la phase sigma est contrôlée par la vitesse de diffusion du chrome et des autres éléments sigmagènes ainsi que par le mode de germination. A température constante, la précipitation de la phase sigma obéit à la loi de Johnson-Mehl : [7]

$$\log \left[\log \frac{1}{1-w} \right] = n \log t - n \log \tau$$

Dans cette expression $W = Z/A$ est le rapport, à l'état d'équilibre, de la quantité de phase formée pendant le temps t de recuit isotherme à la quantité maximum de phase pouvant précipiter.

τ est la constante de vitesse, temps minimum requis pour atteindre l'équilibre entre la phase sigma et la matrice, fonction de la distance entre les précipités et des coefficients de diffusion. n caractérise la nature du site de germination. [7]

La composition chimique de la phase sigma varie en fonction du temps et de la température.

A l'état d'équilibre, l'analyse de la phase σ précipitée dans les aciers 25-20 non stabilisés correspond à la formule chimique $\text{Cr}_{23}\text{Fe}_{23}\text{N}_4$. La phase σ formée dans les aciers stabilisés Fe-Cr-Ni-Mo-(Ti) répond à la formule $(\text{CrMo})_{35}(\text{FeNi})_6$. Le silicium stabilise la phase sigma. [7]

1.8.3.2. Autres phases intermétalliques

L'examen du diagramme de précipitation d'un acier inoxydable austénitique contenant du molybdène met en évidence la formation de la phase chi (χ) et d'une phase de Laves dans certaines conditions de température et de temps de maintien isotherme. Le molybdène accroît la stabilité de ces phases intermétalliques. [7]

La composition de la phase chi peut être voisine de $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$. La phase de Laves précipite sous la forme Fe_2Mo ou sous la forme Fe_2Nb , cette dernière précipite après un maintien de plus de 1000 h à 800 °C dans l'alliage 18Cr-10Ni à haute teneur en niobium. [7]

La formation entre 700 et 1000 °C de la phase Z (NbCrN) a été observée dans les aciers inoxydables austénitiques stabilisés au niobium et à haute teneur en azote. La phase G ($\text{Ni}_{16}\text{Nb}_6\text{S}_7$) a été identifiée dans un alliage 20Cr-25Ni-Nb après un maintien de 500 h à 650 °C. [7]

Tableau I.5 – Nature et composition des précipités rencontrés dans une nuance X2CrNiMoN17-13-5/1.4439 après exposition entre 550 et 900 °C [11]

Précipité	Symbole	Composition chimique (% en massel)			
		Cr	Mo	Ni	Fe
Carbure	M_{23}C_6	65	15	5	15
Phase sigma	σ	30	10	5	55
Phase ksi	χ	20	20	5	55
Phase de laves...	η	10	45	5	40

1.9. Comportement à la corrosion des aciers inoxydables austénitiques

Par corrosion on entend la réaction d'un matériau avec son environnement qui provoque une altération mesurable du dit matériau et qui peut conduire à une atteinte aux fonctions soit d'un élément de construction, soit d'un système entier de construction. [5]

Les milieux qui provoquent la corrosion sont de différentes nature. La corrosion est dite humide ou électrochimique si elle est provoquée par des milieux liquides, des sels ou des métaux fondus. Elle est dite sèche si elle est due à des gaz portés à de centaines de degrés de températures. [5]

1.9.1. Résistance à la corrosion des aciers inoxydables austénitiques :

1.9.1.1. Corrosion humide ou électrochimique

La résistance à la corrosion humide des aciers inoxydables est due au phénomène de passivité. Ce phénomène se traduit par la formation, pour des teneurs en Cr supérieures à

10-11%, d'une couche passive mince (1 à 5nm) à base d'oxyde de Cr et de fer hydraté. [1]

Cette couche est stable dans le milieu corrosif pour un certain domaine de potentiel. Des additions de molybdène et de cuivre de quelques pourcents améliore cette couche, en particulier dans les milieux chlorurés et acides. Ceci est dû au dépôt de métal ou d'oxyde au niveau de la couche passive à base de chrome. [1]

La résistance à la corrosion humide des aciers inoxydables étant principalement liée à leur teneur en chrome, il faut s'attendre à des caractéristiques de corrosion : [1]

- médiocres, pour les plus basses teneurs en Cr (11 à 13%)
- moyennes, pour les concentrations en chrome intermédiaires (14 à 15%).
- haut de gamme, pour les teneurs plus élevées, typiquement 16 à 18%.
- exceptionnelles, pour les concentrations supérieures (21 à 25%).

I.9.1.2. Corrosion sèche. Oxydation

Les aciers résistants à l'oxydation en présence de gaz à haute température contiennent des additions de chrome et/ ou de d'aluminium et/ou de silicium, qui forment des oxydes protecteurs : l'oxyde de chrome Cr_2O_3 , la silice SiO_2 et l'alumine Al_2O_3 . [1]

A ce titre, les aciers inoxydables, parce qu'ils contiennent plus de 10.5% Cr, ont un bon comportement à l'oxydation sèche. Cependant, contrairement au cas de la corrosion humide, ce ne sont pas les seuls d'autres nuances peuvent être envisagées. [1]

I.9.2. Les phénomènes de corrosion localisée des aciers inoxydables austénitiques

En dehors des processus de corrosion générale (corrosion humide et corrosion sèche), les aciers inoxydables sont sensibles à plusieurs phénomènes d'attaque localisée. Cela est dû, dans tous les cas à des imperfections de la couche passive. Les différents types de corrosion localisée sont étudiés ci-dessous. [1]

I.9.2.1. Corrosion intercrystalline ou intergranulaire

- Aciers austénitiques sensibilisés : [1, 4]

La sensibilisation, ou le maintien des aciers inoxydables dans la zone (500-800 °C), conduit à un phénomène de corrosion rapide, localisé aux joints de grains. C'est en particulier le cas dans les zones affectées par la chaleur après soudage.

Ce phénomène est dû à la précipitation des carbures de chrome $Cr_{23}C_6$ aux joints de grains. Le chrome nécessaire à la formation de ces carbures diffuse de l'intérieur des grains γ vers les joints. Si cette déchromisation locale entraîne des teneurs en chrome inférieures à 11%, ceci conduit à une dépasivation de ces zones et le métal se corrode le long des joints de grains. Trois solutions permettent d'éviter ce phénomène de corrosion intergranulaire des aciers austénitiques :

- Nuances stabilisées au Ti ou au Ni : ces éléments fortement carburigènes, forment des carbures plus stables que les carbures de chrome. Des additions suffisantes de Ti et/ou

de Nb (supérieures à 10 fois la concentration en carbone) entraîneront la formation de TiC et de NbC, piègent le carbone et interdiront la précipitation des carbures de Cr. En général, on emploie les nuances : Z6CNT18-10 et Z6CN Nb18-10, (321 et 347).

➤ Nuances à bas carbone lors du soudage : dans les conditions industrielles habituelles (épaisseurs de l'ordre de 50 mm, procédés courants), les durées de maintien des ZAT (zones affectées par la chaleur) autour de 650 °C sont toujours inférieures à 1 heure. Il suffit, pour éviter la corrosion intergranulaire, d'assurer une teneur en carbone inférieure à 0.04%. En utilisant des teneurs en C voisines de 0.02%, la précipitation des carbures devient négligeable. En général on emploie les nuances Z2CN18-10 et Z2CND17-12 (304L et 316L).

➤ Choix du traitement thermique : on évite le domaine critique par hypertrempe. Il est à noter qu'un métal sensibilisé est régénérable par réchauffage à 1000 °C suivi d'un refroidissement rapide

□ Aciers austénitiques non sensibilisés : [1]

Dans les milieux corrosifs très oxydants (par exemple, les milieux nitriques bouillants très concentrés ou contenant des oxydants de type Cr^{6+} , Fe^{3+} , Mn^{7+} , W^{5+} , etc), les aciers inoxydables austénitiques subissent un nouveau phénomène de corrosion intergranulaire qui est dû à la ségrégation intergranulaire des impuretés silicium et phosphore. Il n'existe que deux solutions pour ce problème :

➤ Aciers de type 18-10 à très faibles teneurs en impuretés ($Si < ou = 0.010\%$, $P < ou = 0.005\%$), solution rarement utilisée car ces limites sont difficiles à atteindre.

➤ Aciers titrant plus de 3% de Si, pour limiter la différence de concentration dans les grains.

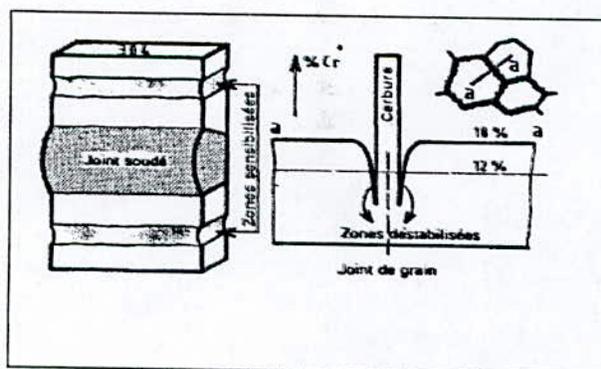


Figure I.9 –Schématisation de la corrosion intergranulaire au voisinage d'un joint soudé en 304 : Z6CN 18-09.

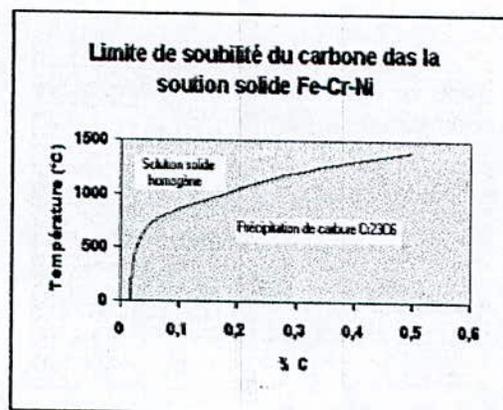


Figure I.10 –Limite de solubilité du carbone dans la solution solide Fe-Cr-Ni

I.9.2.2. Corrosion par piqûres

C'est une forme de corrosion localisée induite par dépassement local dans des conditions localement réductrices. Elle se caractérise par l'apparition d'attaques ponctuelles et rapides après une phase d'amorçage plus ou moins longue. Ce phénomène se produit principalement dans les milieux chlorurés neutre contenant de l'oxygène ou un oxydant. [1, 4, 5]

Pour un acier et un milieu donné, les piqûres n'apparaissent qu'au-dessus d'un potentiel critique E_p appelé potentiel de piqûres et qui constitue un critère de résistance du métal. [1, 4, 5]

A la suite d'un traitement thermique de sensibilisation, la résistance d'un acier inoxydable austénitique à la corrosion par piqûres est considérablement diminuée. [5]

Les piqûres sont dues à une destruction locale de la couche passive. Pour les alliages industriels, les piqûres s'amorcent au niveau d'inclusions préexistantes dans le métal et plus spécialement des sulfures de manganèse MnS. On augmente la résistance à la corrosion par piqûres par des concentrations en chrome et molybdène, pour améliorer la résistance de la couche passive, et par de faibles niveaux de soufre pour limiter les sulfures (%S inférieur ou = à 20 ppm). [1, 4, 5]

I.9.2.3. Corrosion par crevasse ou caverneuse

Tous les types d'inoxidables sont susceptibles de subir une corrosion par crevasse (joints, replis profonds,) VOIR COLOMB. Cette forme d'attaque se produit dans les milieux chlorurés, elle est liée à des phénomènes d'hydrolyse, et en conséquence à une diminution du pH. En présence d'ions Cl^- , la réaction :



entraîne la formation d'acide chlorhydrique dont le pH diminue. [1, 4]

L'attaque du métal est due à l'attaque par l'acide chlorhydrique. La résistance du métal est liée au pH minimum auquel il résistera. Le pH est appelé pH de dépassivation, il doit être le plus bas possible. La résistance des différentes nuances dépend de leurs teneurs en éléments molybdène, chrome et dans une moindre mesure nickel. [1, 4]

I.9.2.4. Corrosion sous tension

La corrosion sous contrainte ou sous tension des aciers inoxydables est un phénomène de fissuration rapide en présence de contraintes de diverses origines (externes, contraintes de soudage, de traitements mécaniques ou thermiques, etc). Les milieux corrosifs responsables peuvent être aussi bien des milieux neutres, acides ou basiques, chlorurés ou non, à des températures souvent plus élevées, à l'ambiante ou un peu au dessus. [1, 4]

En général, les aciers austénitiques subissent une fissuration transgranulaire, le seuil de non fissuration souvent inférieur à 0.4 ou 0.5 $R_{0.2}$. Les aciers ferritiques semblent moins sensibles à ce type de corrosion mais elles ne peuvent pas être utilisées pour toutes les applications. [1, 4]

Les nuances austéno-ferritiques, sans être insensibles, ont un bien meilleur comportement. Leur limite de non fissuration est comprise entre 0.8 $R_{0.2}$ et $R_{0.2}$. Elles constituent donc la solution industrielle aux problèmes de CST lorsque les ferritiques ne sont pas utilisables. [1]

I.9.2.5. Corrosion par contact

Lorsque deux métaux, ayant des potentiels libres et différents de corrosion, sont reliés l'un à

l'autre par un conducteur dans un milieu corrosif, il peut se produire une corrosion dite de contact. [5]

I.10. Propriétés de mise en œuvre des aciers austénitiques

Il existe une déstabilisation possible de l'austénite en martensite alpha qui peut se produire soit par refroidissement à basse température soit par écrouissage (les aciers austénitiques présentent une forte écrouissabilité, favorisée par une teneur élevée en azote et en soufre, un bas taux de nickel et une déformation rapide) [7].

I.10.1. Emboutissabilité

Le comportement à l'emboutissage est caractérisé par deux paramètres :

- Ils sont généralement plastiquement isotropes, avec des coefficients d'anisotropie r autour de 1. [1]
- Leur coefficient d'écrouissage est élevé ($n = 0.35-0.55$), en particulier pour les nuances mécaniquement instables (formation de la martensite d'écrouissage). [Colombié] La formation de la martensite d'écrouissage dépend en particulier de la température atteinte par le métal pendant la mise en forme. La quantité de martensite formée diminue lorsque la vitesse de déformation (et donc la température atteinte par le métal) augmente. [2]

Les aciers austénitiques instables ont une tendance à être sujets au phénomène de casse différée lorsqu'ils ont subi une forte déformation en rétreint [2].

I.10.2. Usinabilité

L'usinage des aciers austénitiques est beaucoup plus difficile que celui des autres classes d'aciers inoxydables et cela pour les raisons suivantes : [1, 2]

- ❖ Leur mauvaise conductivité thermique sensiblement plus faible que celle des aciers au carbone et plus faible que celle des nuances ferritiques et martensitiques ;
- ❖ Leur coefficient d'écrouissage élevé entraîne une augmentation très rapide de la dureté du copeau et de la surface usinée, par suite la détérioration de l'usinabilité avec l'écrouissage est alors très marquée ;
- ❖ L'austénite étant très ductile, les copeaux se cassent mal et s'éliminent difficilement ;
- ❖ Le coefficient de frottement outil-copeau est élevé d'où la tendance au collage et au grippage ;
- ❖ L'usinabilité est plus difficile pour les nuances au molybdène. Le molybdène détériore l'usinabilité à chaud en augmentant le coefficient d'écrouissage. Une usure prématurée de l'outil est engendrée par le carbone et l'azote d'une part et le titane et le niobium d'autre part qui donnent des carbonitrides abrasifs.

Le soufre, le cuivre et le sélénium dont la toxicité limite l'emploi massif en aciérie ont une bonne influence sur l'usinabilité. [1,2]

I.10.3. Soudabilité

Les aciers austénitiques ne présentent pas de zone fragile de soudage, il n'y a pas de risque de

fissuration à froid. Ils sont caractérisés donc comme facilement soudables.[1]

La traversé de la boucle γ , lors du refroidissement peut entraîner la formation de ferrite. [Colombié] A basse température, la microstructure du métal déposé doit contenir un taux de ferrite inférieur à en réseau discontinu. A haute température, la ferrite α peut se transformer en phase fragile σ . [2]

La teneur en ferrite joue un rôle important sur la résistance à la corrosion du métal déposé. Le risque principal du soudage de ces nuances, lié au phénomène de la fissuration à chaud, peut être évité en assurant une certaine proportion de phase ferritique α . [1] Le phénomène de fissuration à chaud sera étudié plus loin dans le chapitre métallurgie de soudage.

La quantité de ferrite obtenue après refroidissement dépend du chrome équivalent Cr^* , nickel équivalent Ni^* de l'alliage c'est à dire de sa composition, mais aussi des conditions de refroidissement. [1]

Pour des conditions habituelles de soudage, le diagramme de Shaffler permet déterminer la teneur en ferrite obtenue. On peut déterminer sur ce diagramme les zones à risque de fissuration ou de fragilisation et la région de sécurité. Les principales nuances austénitiques classiques se situent dans cette zone. Le diagramme de shaffler permet aussi de déterminer la structure du métal déposé et sa teneur en ferrite. Les métaux d'apport utilisés pour les austénitiques sont équilibrés pour conduire à des taux de ferrite résiduelle de l'ordre de 5 à 10% (AISI 308, AISI 302L, AISI 309). [1, 2]

I.11. Traitement thermique des aciers inoxydables austénitiques

Les traitements thermiques appliqués aux aciers inoxydables dépendent, bien entendu, de leurs structures finales. Ils seront donc spécifiques pour chacune des grandes familles. On se limite dans ce chapitre à étudier ceux des aciers austénitiques.

I.11.1 Traitement d'hypertrempe

A la température ambiante, l'état d'équilibre des alliages à 18%Cr-9%Ni est constitué par une structure triphasée $\gamma+\alpha+Cr_{23}C_6$. Mais par refroidissement rapide (dans l'eau ou dans l'air) à partir de 1000-1100 °C, c'est à dire depuis le domaine γ , on maintient à l'ambiante une structure austénitique métastable homogène où tous les éléments, en particulier carbone et azote, se trouvent en solution solide. Ce traitement est appelée *hypertrempe* (trempe depuis une température relativement élevée). Il s'agit d'un traitement thermique de qualité typiquement appliqué aux aciers inoxydables austénitiques. [12]

I.11.1.1 Considérations métallurgiques

1-Mise en solution des carbonitrides de chrome : [12]

Le carbone présent dans les aciers austénitiques peut précipiter à basse température sous forme de carbures ou de carbonitrides de chrome intergranulaires de type M_7C_3 ou $M_{23}C_6$ provoquant une sensibilité à la corrosion intergranulaire par appauvrissement en chrome aux

joints de grains (sensibilisation). Dans les nuances 304L, le taux de carbone est suffisamment faible pour empêcher ces précipitations

Ces carbonitrides sont solubles dans l'austénite à haute température, et contrairement au cas des aciers ferritiques, cette mise en solution peut être conservée à l'ambiante par refroidissement rapide.

Les vitesses de refroidissement doivent être suffisantes pour éviter la précipitation de carbures de chrome ou de composés définis. En général, des refroidissements à l'air sont suffisants. Des vitesses supérieures, telles que refroidissement à l'eau, peuvent être nécessaires dans le cas de grosses pièces forgées ou moulées. Pour une nuance non stabilisée du type 18-10, les valeurs de la vitesse critique de refroidissement à respecter pour éviter la sensibilisation varient en fonction de la teneur en carbone (de 0,020 à 0,100%).

2-Obtention d'une phase austénitique homogène : [12]

A l'ambiante, la phase austénitique des aciers inoxydables austénitiques peut être, suivant la composition de la nuance (équilibrage des éléments alphagènes et gammagènes), métastable ou thermodynamiquement stable. La phase austénitique des aciers inoxydables austénitiques est, quelle que soit la composition, stable à haute température (de 1000 à 1100 °C par exemple). En refroidissant le métal suffisamment rapidement de cette température à l'ambiante l'austénite est conservée à l'ambiante, même si celle-ci n'est pas stable thermodynamiquement. L'austénite est alors dans un état métastable et peut, en particulier, se transformer à basse température partiellement en martensite « thermique » en dessous de M_s ou en martensite « d'écroissage » par déformation à froid en dessous de M_d . Les températures M_s et M_d sont définies dans le paragraphe I.8.1.1.

D'autre part, certains aciers austénitiques sont sujets à la formation de phases intermétalliques de type σ , χ , ou de Laves, dans des domaines de températures compris entre 600 et 1050 °C suivant les nuances et les phases formées. Ces phases sont généralement préjudiciables à la tenue à la corrosion et causent une fragilité de l'acier. Elles peuvent être remises en solution à haute température, lors du traitement d'hypertrempe. Les phases intermétalliques les plus stables en température (jusqu'à 1050 °C environ) sont celles liées à la présence de molybdène dans le métal.

Enfin, la phase ferritique δ peut apparaître pour certaines nuances au-dessus de 1100 °C et que cette phase peut être conservée lors du refroidissement, aggravant les risques de fragilisation ultérieurs (précipitation de phase σ). Ceci introduit donc une limitation par le haut à la température d'hypertrempe.

3-Grossissement de grain et déformation des pièces : [12]

Comme les ferrites, les austénites ne présentant pas de transformation sont sensibles au grossissement de grains sans régénération possible par traitement thermique. Seuls des traitements mécaniques à chaud ou à froid permettent un affinage du grain.

Le risque de grossissement excessif du grain austénitique et le risque de déformations par fluage sous leur poids propre des pièces traitées limiteront par le haut la température d'hypertrempe.

I.11.1.2 Choix de la température d'hypertrempe

La température d'hypertrempe, entre 950 et 1150 °C, ou la température nécessaire de mise en solution, doit être suffisante pour bien redissoudre ces carbures ou composés. Elle doit être limitée pour éviter un grossissement, souvent préjudiciable, du grain γ . Elle est guidée par les phases à dissoudre et peut en cas de besoin, c'est-à-dire lors de l'apparition de phases hautement alliées se situer au-dessus de 1150 °C. [5]

Cela explique que les nuances au molybdène soient traitées à des températures plus élevées pour dissoudre les composés définis dus au molybdène ; les nuances stabilisées ne nécessitent pas la remise en solution de carbures, par exemple de titane et de niobium. Ainsi, les températures d'hypertrempe généralement retenues sont : [1]

-1000 à 1100 °C pour les nuances sans addition de molybdène ;

-1050 à 1150 °C pour les nuances avec addition de molybdène ;

-950 à 1050 °C pour les nuances stabilisées sans molybdène.

I.11.1.3 Durée du maintien à la température d'hypertrempe

Lors du chauffage des pièces massives, il faut limiter les vitesses de montée en température par rapport à des nuances ferritiques ou martensitiques (inoxydables ou non), l'austénite ayant une conductivité thermique faible (la moitié environ de celle d'une ferrite), ce qui augmente les gradients thermiques, et donc les contraintes d'origine thermique. [1, 5, 12]

Les durées de maintien donc doivent être suffisantes pour assurer une bonne homogénéité de température. En pratique, elles se situent entre 0.7 et 2.5 minutes par millimètres d'épaisseur. On choisira le haut de fourchette pour une élimination complète des contraintes résiduelles et le bas si l'on souhaite limiter le grossissement de grain. [1, 5, 12]

I.11.2 Traitement antiferrite des nuances inoxydables austénitiques

Il s'agit d'un traitement d'homogénéisation effectué sur demi-produits ou pièces moulées de grande dimension à une température supérieure à celle du traitement d'hypertrempe et la précédant. [12, 13]

Une certaine quantité de ferrite résiduelle peut subsister dans les aciers inoxydables austénitiques. Elle ne présente aucun caractère préjudiciable excepté celui de fragilisation par formation de phase σ entre 550 et 900 °C. Pour les opérations difficiles, comme le filage à chaud de tubes, il faudra limiter la teneur en ferrite à 5 %. [12, 13]

La ferrite d'équilibre δ peut apparaître sur certaines nuances à partir de 1100 °C. Une coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni illustre la situation à 1100 °C et à la solidification (figure I.11 a et b). La teneur en ferrite atteint d'autre part sa teneur d'équilibre très rapidement (quelques minutes) lors de maintiens à haute température. L'apparition de ferrite est favorisée par les ségrégations formées lors de la solidification : la composition locale peut avoir une tendance ferritique supérieure à celle de la matrice et cela peut amener une solidification en **austénite plus ferrite** (la figure I.11.b montre que le domaine $\alpha+\gamma$ est, sous le liquidus, proche des compositions usuelles des nuances austénitiques). De la ferrite peut subsister lors de l'hypertrempe, dans ces zones ségréguées, qui ne sont pas forcément éliminées au cours des

cycles de corroyage et chauffage ultérieurs, et dont la composition conduit à la présence de ferrite en dessous de 1100 °C. [12,13]

Pour éliminer la ferrite résiduelle, on peut procéder à un chauffage (ou traitement d'homogénéisation) à une température allant de 1150 à 1200 °C avec un maintien à cette température de 24 à 36 h durant lequel la diffusion accomplit son oeuvre. Il sera suivi d'un refroidissement suffisamment lent (au four) jusqu'à 1050 °C (température d'hypertrempe) pour transformer en austénite toute la ferrite mise hors d'équilibre par la diminution de température. [12, 13]

Exemple

Un traitement type sur demi-produit sera :

- maintien de 36 h à 1 150 °C ;
- refroidissement au four jusqu'à 1 000 ou 1 050 °C ;
- refroidissement rapide jusqu'à l'ambiante.

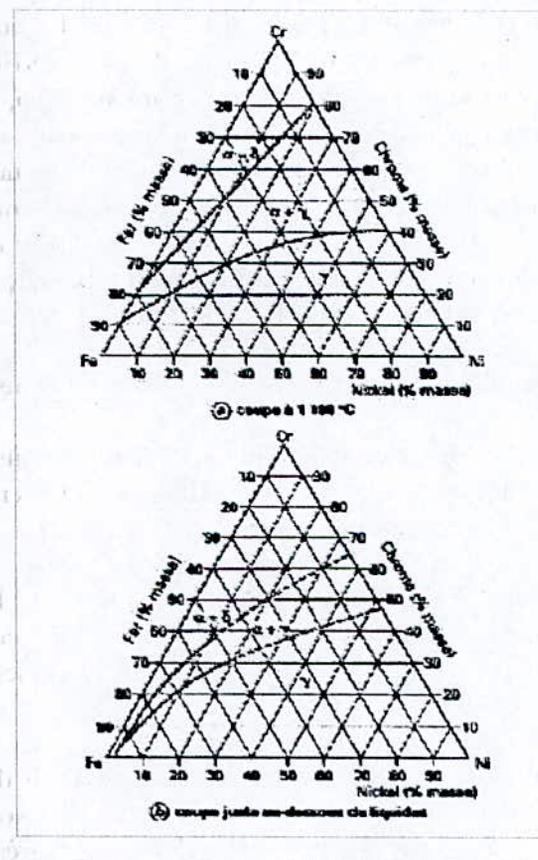


Figure I.11 – Diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni.

I.11.3 Traitement de détensionnement

Les différentes opérations de mise en oeuvre peuvent générer des contraintes internes préjudiciables à la durée de vie d'une installation. Pour réduire (ou annuler ces contraintes résiduelles), deux types de traitement de détensionnement peuvent être appliqués : [13]

— le premier est un traitement long entre 200 et 400 °C suivi d'un refroidissement lent. Le temps de maintien varie entre 10 et 20 min par millimètre d'épaisseur. Ce traitement présente l'avantage de ne pas provoquer de transformations métallurgiques ;

— le second traitement s'effectue entre 850 et 950 °C avec un temps de maintien de l'ordre de 2,5 min par millimètre d'épaisseur.

Après ce maintien à la température de traitement, on procède à un refroidissement assez rapide et surtout homogène. [13]

I.12. Tubes en aciers inoxydables

Les tubes sans soudure sont élaborés à partir des lingots ou des barres rondes laminées ou forgées. A partir de ces ébauches, les tubes sans soudures sont fabriqués par estampage à chaud, par dressage à chaud, par mandrinage à chaud ou par pressage à chaud. Les tubes extrudés sont repris en fabrication après un contrôle soigné par mandriage à froid et étirage à froid pour obtenir des tubes sans soudures écrouis. [5]

Les tubes sans soudure en acier inoxydables sont normalement livrés à l'état traité et décalaminé pour garantir les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion. Les tubes soudés sont généralement fabriqués à partir de bandes ou de tôles par soudage longitudinal par fusion sans métal d'apport et sur des machines automatiques. [5]

Pour les tubes destinés au transport de fluides appelés aussi tubes corrosion, la nuance la plus utilisée est l'austénitique X2CrNi18-9/1.4307. Pour les milieux plus agressifs, on utilisera la nuance austénitique X2CrNiMo17-12-2/1.4404 et, dans certains cas particuliers, l'alliage austénoferritique X2CrNiMoN22-5-3/1.4462. [10]

La majorité des tubes utilisés étant soudés longitudinalement, il sera alors nécessaire de leur faire subir un traitement d'hypertrempe afin qu'il recouvrent leur structure métallurgique d'origine. Si ce traitement est fait sous atmosphère oxydante, il sera suivi d'une opération de décapage et d'un traitement de passivation. Si le traitement d'hypertrempe est réalisé sous atmosphère neutre ou légèrement réductrice, l'opération de décapage étant inutile, seule sera effectuée l'opération de passivation. [10]



CHAPITRE II

Chapitre II

Métallurgie de soudage des aciers inoxydables austénitiques

II.1. Introduction

La réalisation d'assemblages indémontables, en fabrication mécanique, utilise couramment les procédés de soudage. Les techniques de soudage sont en pleine évolution. Ces techniques assurent la continuité des pièces à assembler contrairement au rivetage, sertissage, collage ou boulonnage qui présentent des discontinuités physiques ou chimiques. Au fur et à mesure de la diversification et de l'évolution des procédés, on a peu à peu utilisé le terme de soudage, désignant l'ensemble des techniques mises en œuvre pour la réalisation de soudures, plutôt que celui de soudure, désignant alors le joint par lui-même. [14]

On définit le soudage comme étant une opération par laquelle on établit la continuité métallique entre les parties à assembler, par divers moyens. Cette continuité n'implique pas l'homogénéité de la composition chimique à la traversée du joint. Une soudure peut être homogène (par exemple une soudure d'acier doux avec apport de même nature) ou hétérogène (par exemple une soudure sur fonte avec apport en cupro-aluminium). A l'échelle atomique on peut noter qu'avant l'opération de soudage, les atomes de chaque partie à assembler sont groupés en deux ensembles distincts. Après soudage, la continuité métallique se manifeste en ce que ces deux ensembles se sont réunis en un. [15]

Le soudage implique plusieurs phénomènes métallurgiques, l'opération elle-même est semblable à d'autres opérations à savoir : [15, 16]

- ❖ Une opération d'élaboration (pour les procédés impliquant la fusion) : phénomènes comparables à ceux qui conduisent, en aciérie, à la composition chimique recherchée avant la coulée. L'enrobage des électrodes et les flux de l'arc submergé produisent des scories semblables à celle utilisées en sidérurgie.
- ❖ Une opération de fonderie (toujours pour les mêmes procédés) : après son élaboration, le métal fondu (dans le bain de fusion) se solidifie comme le métal qui se solidifie dans le moule où il a été coulé.
- ❖ Une opération de traitement thermique : la chaleur du soudage qui chauffe le métal de base lui fait subir des cycles thermiques comparables à ceux utilisés dans les traitements thermiques industriels des aciers.
- ❖ La métallurgie de soudage diffère de la métallurgie conventionnelle relativement à certains aspects importants. Cependant, la connaissance de la métallurgie de soudage nécessite une connaissance de la métallurgie générale conventionnelle et de la métallurgie physique.

L'opération de soudage est caractérisée par trois aspects : [15]

- ❖ Aspect thermique, le soudage est caractérisé par l'intervention d'une source de chaleur,

le plus souvent mobile. Cette source de chaleur provoque des échauffements rapides, des refroidissements rapides est des gradients thermiques entre les différentes zones du joint soudé.

✿ Aspect chimique, durant le séjour à l'état liquide, des réactions chimiques peuvent se produire :

- Entre les éléments présents, qu'ils proviennent du métal de base ou du métal d'apport mis en œuvre ;
- Entre le métal fondu et le milieu gazeux environnant.

✿ Aspect thermo-mécanique, le passage par l'état fondu suivi d'une solidification font intervenir deux comportements physiques importants : le retrait à la solidification et la dilatation thermique. Ces deux phénomènes agissent simultanément pour engendrer des déformations et des contraintes résiduelles au niveau des joints soudés.

II.2. Soudabilité des aciers inoxydables

II.2.1. Définition de la soudabilité des aciers inoxydables

La soudabilité est définie comme étant l'aptitude d'un métal ou d'un alliage à être assemblé par un procédé de soudage, qui assure effectivement la continuité métallique du matériau. On peut envisager la soudabilité sous trois aspects principaux : [17]

1- Soudabilité opératoire : Elle précise les conditions dans lesquelles l'assemblage sera réalisé, c'est à dire la possibilité d'assurer la continuité de la matière entre les pièces à assembler. Exemple: choix du procédé, type de joint, séquence de soudage, etc.

2- Soudabilité métallurgique : Nommée aussi soudabilité locale. Elle rend compte de la possibilité d'obtention, pour un matériau donné, d'un assemblage aussi homogène que possible, en conservant les propriétés mécaniques et chimiques du métal de base. La notion de soudabilité métallurgique revient à prendre en compte les modifications du métal de base à la suite du cycle thermique de soudage, la composition chimique et les caractéristiques mécaniques de la zone fondue. Elle est donc liée à la structure de la zone affectée par la chaleur ainsi que celle de la zone fondue (structure fragile, fissures, etc...) et, à la présence de contraintes résiduelles élevées capables d'augmenter les risques de fissuration du joint soudé.

3- Soudabilité constructive ou globale : Elle est liée à la conception mécanique de l'ensemble soudé. Des propriétés complexes sont mises en jeu; elles apparaissent en cours de soudage ou au moment de l'utilisation de l'ensemble. La soudabilité constructive ne peut être isolée, elle forme un tout avec les soudabilités opératoires et métallurgique.

Pour garantir une aptitude générale au soudage, une étude d'ensemble est nécessaire, pour chaque cas nouveau de conditions opératoires (procédé, séquences, etc...) : [18]

- Conception de l'ensemble soudé, en fonction de sa destination et de la réglementation en vigueur ;
- Choix du métal de base ;
- Détermination des conditions de soudage, procédé le mieux adapté, choix des métaux d'apport, séquences de soudage, etc...

II.2.2. Influence de la composition chimique :

II.2.2.1. Influence des éléments d'addition

La connaissance de tous les éléments qui caractérisent la composition chimique de l'acier de base ou du joint soudé est nécessaire pour l'obtention de certaines caractéristiques. Ces éléments peuvent avoir un effet positif ou négatif sur un tel ou tel aspect de la soudabilité, par exemple, les éléments alphagènes qui favorisent la précipitation de la ferrite dans le cordon de soudure de nuance austénitique augmentent la soudabilité. Il est donc important de choisir avec soin le métal de base, le métal d'apport et, pour certains procédés, le flux solide ou l'enrobage des électrodes. [17] Le rôle des différents éléments est très complexe, nous citons ici le rôle des principaux éléments d'alliage : [19]

- Le chrome, élément « alphagène », réduit le domaine austénitique qui s'étale entre 1400 et 900 °C. Tout le domaine situé au-delà de 13% de chrome est constitué par une seule phase ferritique sans point de transformation ; les aciers de ce domaine ne sont pas susceptibles de prendre trempe. Quand un tel alliage est chauffé au-delà d'une certaine température, les grains grossissent régulièrement par surchauffe, mais ne peuvent être régénérés lors du refroidissement par absence du point de transformation. Le grain ferritique reste donc grossier et le métal devient plus fragile. Des teneurs plus élevées en chrome favorisent l'apparition d'une nouvelle phase σ (45% de chrome), donnant une solution solide entre 42 et 48% ou des phases mixtes $\alpha + \sigma$, la phase σ entraîne la fragilisation de la de l'alliage fer-chrome.
- Le carbone, élément « gammagène », peut donner avec les composés fer-chrome, plusieurs carbures complexes. A partir d'une teneur de chrome de 6%, il y a apparition du domaine triphasée $\alpha + \gamma + \text{carbures}$, qui augmente avec la teneur en chrome.
- Le nickel, comme le carbone, est un élément « gammagène », tend à accroître le pouvoir trempant de l'acier en abaissant la vitesse critique de trempe. Les aciers classiques à 18% de chrome et 8% en nickel, à très bas carbone, sont formés uniquement par la phase austénitique stable ; la présence de carbone tend à précipiter des carbures complexes avec la phase austénitique. La solubilité des carbures augmente avec la concentration en nickel, surtout à partir de 1000°C.
- Le manganèse, élément « gammagène », augmente la stabilité de l'austénite dans les aciers austénitiques au nickel-chrome. Les aciers au chrome-nickel-manganèse sont parfaitement soudables comme ceux au nickel-chrome.
- Le silicium, élément « alphagène » augmente la résistance à l'oxydation des austénites au nickel-chrome. Un excès de silicium augmente la sensibilité à la fissuration des austénites à chaud ; par conséquent sa teneur doit être limitée pour éviter la fissuration de ces aciers pendant l'opération de soudage.
- Le molybdène, élément « alphagène », augmente la résistance chimique à certaines attaques corrosives, augmente la ductilité de l'austénite à hautes températures, par suite une diminution de la sensibilité à la fissuration à chaud.
- Il forme des carbures de titane qui précèdent la formation des carbures de chrome et empêchent ainsi leur précipitation, il est cause initiale de la corrosion intercrystalline.

II.2.2.2. Influence des Impuretés : Soufre et phosphore

Le soufre et le phosphore sont très défavorables aux joints soudés. En tant qu'impuretés, on peut considérer que leur action est identique : augmentation de la fragilité de l'acier, risque de

soufflures ou de criques. En principe, leur teneur doit être inférieure à 0.04 % dans les aciers destinés au soudage. [17]

II.2.3. Cas des aciers inoxydables austénitiques

Dans cette famille d'aciers, quand la teneur en carbone est inférieure à 0.05%. On évite les risques de précipitation de carbures de chrome dans les joints de grains d'austénite pendant le cycle thermique de soudage. Cette précipitation intergranulaire abaisse la résistance à la corrosion des zones adjacentes au cordon de soudure, ainsi que les caractéristiques mécanique de l'assemblage. Exemple : on utilise pour les constructions nécessitant une grande résistance à la corrosion un acier inoxydable 18-8 à très faibles teneurs en carbone ($< 0.03\%$). [17]

Ces aciers ont besoin de moins de chaleur que les aciers ordinaires car leur point de fusion est plus bas ; mais leur conductibilité thermique étant plus faible, la chaleur reste localisée dans la zone étroite du cordon. D'autres parts leur coefficient de dilatation thermique est 50 % plus faible que celui de l'acier ordinaire. Il y a risque d'apparition de contraintes thermiques résiduelles. [17]

II.3. Soudage des aciers inoxydables austénitiques

II.3.1. Cas général

De nombreux procédés de soudage par fusion peuvent être employés lors de la mise en œuvre des aciers inoxydables : soudage à l'arc avec électrode enrobée, sous flux, MIG, TIG, soudage au plasma, soudage par faisceau d'électrons, par faisceau laser. Ces procédés doivent assurer : [20]

- ❖ une bonne continuité géométrique sans défauts de surface qui pourrait constituer des amorces de corrosion ;
- ❖ une bonne conservation de la résistance à la corrosion de l'assemblage ; ce résultat sera obtenu si le procédé permet d'éviter tout départ d'élément d'alliage utile (le chrome notamment) et tout apport d'élément nocif tel que le carbone ;
- ❖ une bonne tenue mécanique qui sera généralement obtenue si la géométrie de l'assemblage d'une part et la composition chimique du métal fondu sont satisfaisantes, notamment, en ce qui concerne cette dernière, si les conditions nécessaires pour éviter la fissuration à chaud sont satisfaites.

II.3.2. Soudage TIG

Dans ce procédé (voir aussi Annexe 1, procédé de soudage TIG), la protection du métal fondu et du métal chaud est assurée par un courant de gaz inerte qui peut être constitué : [20]

- ❖ d'argon pur ou mélangé à de l'hydrogène,
- ❖ d'hélium pur ou mélangé à de l'argon.

Ces gaz doivent être parfaitement exemptes d'humidité. Dès que l'épaisseur dépasse 2 à 3 mm, il est nécessaire de faire intervenir un métal d'apport sous forme de baguette (nues) ou de fils. Les métaux d'apport utilisables pour le soudage des aciers inoxydables austénitiques ne sont pas définis par une norme spécifique. En général, on choisira un métal d'apport ayant une composition voisine de celle du métal de base et permettant d'ajuster la composition du métal fondu de la soudure pour que ce dernier contienne la proportion de ferrite souhaitée pour

éliminer le risque de fissuration à chaud. L'électrode de tungstène est reliée au pôle négatif d'un générateur à courant continu. Cette procédure assure une bonne pénétration de la soudure. [20]

Les conditions de soudage des aciers inoxydables austénitiques par le procédé TIG sont comme suit : [20]

- ❖ l'argon est utilisé comme gaz protecteur en soudage manuel de produits minces car le résultat obtenu est moins sensible alors aux paramètres opératoires (débit de l'ordre de 3 à 8 litres/min. croissant avec l'épaisseur) ;
- ❖ l'argon mélangé à de l'hydrogène ou l'hélium est utilisé pour le soudage automatisé de produits épais (la géométrie du joint obtenu étant meilleure, débit de l'ordre de 6 à 12 litres/min. croissant avec l'épaisseur) ;
- ❖ l'envers de la soudure doit être protégé par un flux complémentaire de gaz inerte (qui pourra être de l'azote).

L'intensité de soudage varie entre les limites habituelles en fonctions des autres conditions du soudage et notamment : [20]

- ❖ de la position (I plus forte pour un soudage vertical ou au plafond) ;
- ❖ de la préparation (I plus forte pour un soudage à clin, plus faible sur un chanfrein ou sur un angle saillant).

La préparation de pièces à assembler doit être réalisée avec soin pour assurer leur contact. Si l'épaisseur est inférieure à 3 mm, il ne sera pas nécessaire de prévoir un chanfrein. Par contre au-dessous de cette limite, on usinera un chanfrein en V à 70° avec un talon de 1.5 mm environ sauf s'il est possible d'effectuer une reprise à l'envers. Le positionnement des pièces à assembler devra être assuré à l'aide d'un montage surtout si l'on soude sans métal d'apport ou si l'on assemble des éléments de faible épaisseur. [20]

Le soudage TIG a l'avantage de permettre la réalisation de cordons lisses, d'un bel aspect, exempts de défaut de surface et possédant une bonne compacité les propriétés mécaniques du joint sont donc excellentes. [20]

II.4. Etude thermique du soudage

II.4.1. Introduction

L'intérêt de la connaissance thermique de l'opération de soudage est de permettre l'interprétation quantitative des phénomènes métallurgiques engendrés par cette opération et par suite de prévoir ces phénomènes pour déterminer le critère de choix des procédés de soudage et des modes opératoires. Pour pouvoir interpréter les phénomènes qui prennent naissance, durant l'opération de soudage, en un point donné de l'assemblage, il faut connaître le cycle thermique de soudage, c'est-à-dire la variation de la température en fonction du temps, en tout point de l'assemblage (Figure II.1 et figure II.2). [15]

Les moyens mis en œuvre sont de deux ordres, expérimental se faisant à l'aide de thermocouples dont la soudure chaude est insérée, et mathématique se faisant par des simulations ou des modèles numériques permettant l'étude métallurgique des effets du soudage. Des logiciels ont été développés dans ce domaine nous citons comme exemple le logiciel ANSYS (utilisé pour simuler les cycles thermiques de soudage).

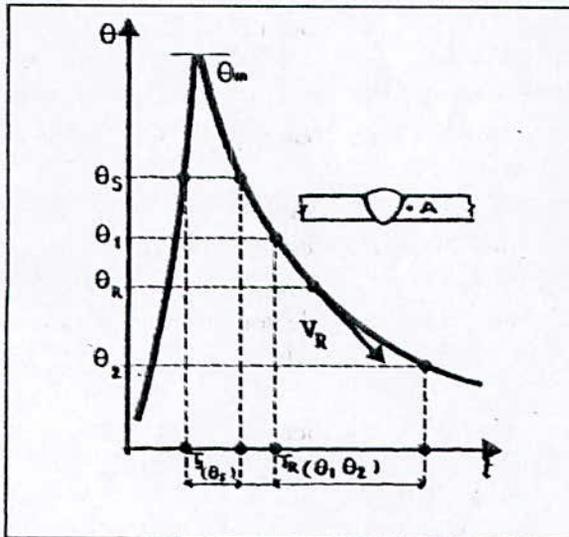


Figure II.1 $\theta = f(t)$, cycle thermique d'un point A d'une soudure.

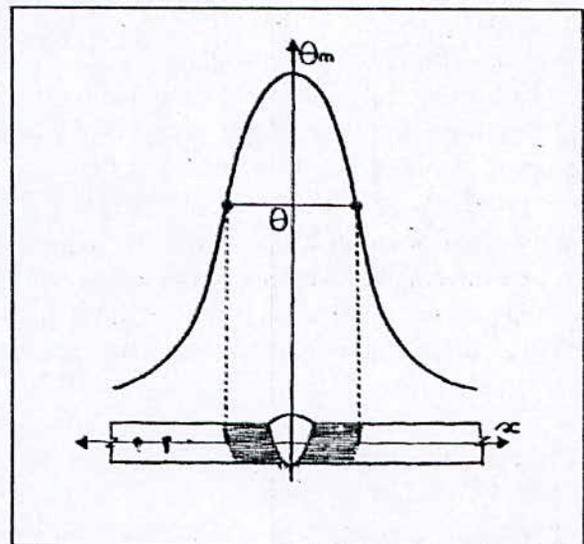


Figure II.2 $\theta = f(x)$, répartition de la température dans une soudure.

II.4.2. Caractères généraux du cycle thermique et de la répartition thermique

II.4.2.1. Notion d'état quasi stationnaire (soudage avec déplacement de la source de chaleur)

On assimile l'arc électrique à une source ponctuelle mobile se déplaçant à une vitesse constante. [18] On relève à l'aide de thermocouples, les courbes $\theta = f(t)$ aux points A_1, A_2, \dots . Situés à des distances croissantes de l'origine o du cordon de soudure et à des distances égales du cordon (Figure II.3), on remarque que :

- a) La température maximale atteinte θ_m croît avec la distance parcourue à partir du début du cordon, puis se stabilise à une valeur qui devient constante, tant que la source de chaleur progresse à une vitesse constante, l'énergie demeurant constante. [15, 18]
- b) Les lois de refroidissement, mesurées par les temps de refroidissement entre deux températures, deviennent identiques (comme le sont les temps de séjour). Autrement dit, les courbes $\theta = f(t)$ deviennent superposables dès que la source de chaleur a franchi un certain parcours (q). [15]

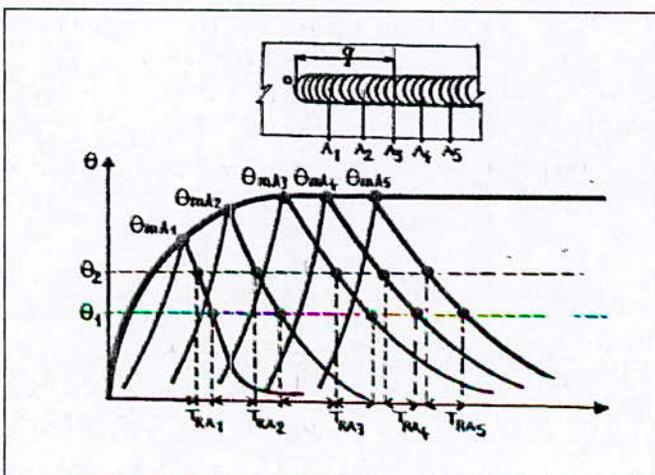


Figure II.3 – répartition de la température maximale et de la vitesse de refroidissement le long du cordon de soudure.

II.4.2.2. Cycle thermique de soudage : Courbes température-temps

Les transformations allotropiques que subit le métal de base d'un assemblage soudé peuvent être caractérisées par le cycle thermique, c'est-à-dire l'évolution de la température en fonction du temps en un point fixe de la trajectoire de la source de chaleur. Grâce à l'existence de l'état quasi-stationnaire, nous pouvons limiter la détermination des courbes température-temps à des points A, B, C... répartis sur une droite XY perpendiculaire à la ligne de soudure, tracée à partir d'une position S de la source de chaleur. On remarque d'après la figure II.4 que :

a) Les courbes température-temps se situent les unes au dessous des autres au fur et à mesure qu'augmente la distance entre les points de mesure (A, B, C...) et la ligne de soudure (point S). Les températures maximales atteintes θ_{m_A} , θ_{m_B} ,...etc, sont décroissantes, et toutes les courbes se rejoignent asymptotiquement au niveau de la température initiale du métal de base.

b) Les températures maximales atteintes θ_{m_A} , θ_{m_B} ,...etc, qui sont décroissantes à partir de la ligne de soudure, sont franchies pour des temps T_{m_A} , T_{m_B} ,...etc. qui sont croissants; ce décalage se traduit par la courbe $\theta_m = \varphi(t)$ qui sépare le domaine des températures croissantes de celui des températures décroissantes. Ceci se traduit par le fait qu'au voisinage de la source de chaleur, les points les plus rapprochés sont déjà en train de se refroidir à partir de la température maximale qu'ils ont atteinte alors que les points les plus éloignés en sont encore à la phase d'échauffement.

c) La vitesse de refroidissement, comptée à partir de la température maximale, décroît lorsque la distance à la ligne de soudure croît. Mais à partir d'un certain intervalle de température de θ_2 à θ_1 , on observe des temps T_R pratiquement identiques entre les températures aux points A et C (les courbes de refroidissement constituent un fuseau assez serré comme illustré dans la figure II.4). On choisit le plus souvent comme référence le temps de refroidissement entre 800 et 500°.

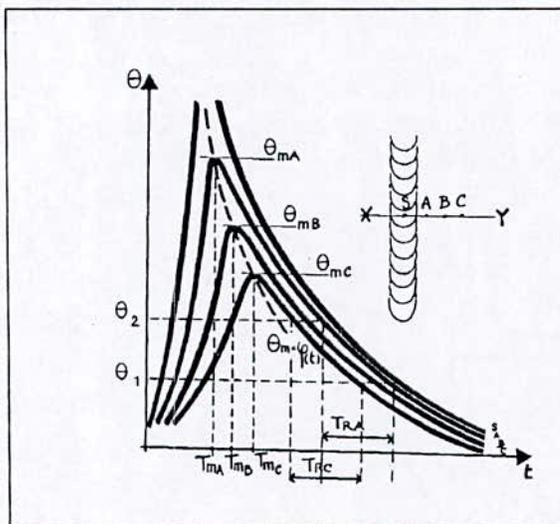


Figure II.4 –Cycles thermiques le long du cordon de soudure.

II.4.2.3. Répartition thermique courbes température/distance, solide thermique

Pour une description spatiale des cycles thermiques de soudage, Portevin et Seferian ont proposé, une représentation selon trois axes (Sx distance à la ligne de soudure, Sy distance le long de cette ligne (ou axe des temps), et Sz sur une perpendiculaire au plan Sxy, le long

duquel sont reportées les températures) (Fig. II. 5). Cette représentation est appelée « solide thermique ». Du fait de l'état quasi-stationnaire, le solide thermique reste identique à lui-même tout au long de la ligne de soudure selon laquelle il se déplace en engendrant en chaque point les courbes température/temps. Sur le solide thermique de la Figure II.5, on note que : [15]

- ❖ les courbes $\theta = f(t)$ en des points définis par leur distance x à la ligne de soudure sont des coupes par des plans parallèles au plan xoz . Sur ces courbes, les maxima de température sont décalés dans le temps, d'où la courbe gauche $\theta_m = \varphi(x,t)$ qui figure sur le solide (la courbe $\theta_m = \varphi(t)$, définie précédemment, est la projection de cette courbe sur le plan xoz).
- ❖ Sur des coupes parallèles au plan xoy ou projetées sur le plan xoy , sont obtenues les courbes de température isotherme instantanée (non représentées sur la Figure II.5). Chaque isotherme correspond à une température maximale dont le décalage de temps par rapport à la position de la source S est indiqué par la courbe $\theta_m = \varphi(t)$, projection de la courbe gauche $\theta_m = \varphi(x,t)$ marquée sur le solide thermique (Figure II.5).

Ainsi se trouvent rassemblées en une seule représentation les données de température, de temps et de distance que nécessite la compréhension des phénomènes engendrés par le soudage.

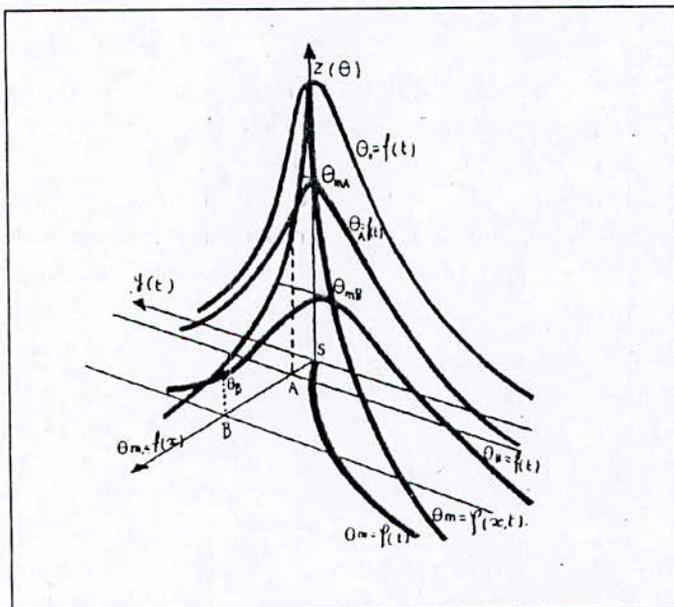


Figure II.5 –Solide thermique.

II.4.2.4. Facteurs influençant le cycle et la répartition thermique

a)- Influence du métal de base

Il existe trois paramètres qui entrent en jeu : [15]

- ◆ La nature du métal de base, qui intervient par ses caractéristiques de conductibilité calorifique et de capacité calorifique. L'augmentation de ces deux facteurs accroît le gradient de température, réduit le temps de séjour à haute température et augmente la vitesse de refroidissement. Ainsi en est-il pour l'acier inoxydable par rapport à l'acier ordinaire.
- ◆ La masse des pièces est une notion qui ne peut être séparée de l'influence des autres conditions de soudage, tel que l'énergie de soudage. Pour deux énergies de soudage différentes E_1 et E_2 , le temps de refroidissement T_R se stabilise à partir d'une certaine

épaisseur, dite épaisseur limite, d'autant plus élevée que l'énergie est plus grande. Pour un produit épais, (c'est-à-dire, du point de vue du soudage, ayant une épaisseur supérieure à l'épaisseur limite associée à l'énergie mise en jeu), les isothermes se répartissent dans la masse symétriquement par rapport à la ligne de soudure sur lesquels ils sont centrés, prenant une forme cylindrique (Figure II.6). Par contre, dans le cas d'un produit dit mince (un produit affecté sur toute son épaisseur par la fusion) les isothermes se répartissent symétriquement par rapport au plan de symétrie de la ligne de soudure elle-même. (Figure II.6.a) Pour les épaisseurs moyennes, les isothermes sont déformées par l'effet du refroidissement par rayonnement sur la face inférieure de la pièce.

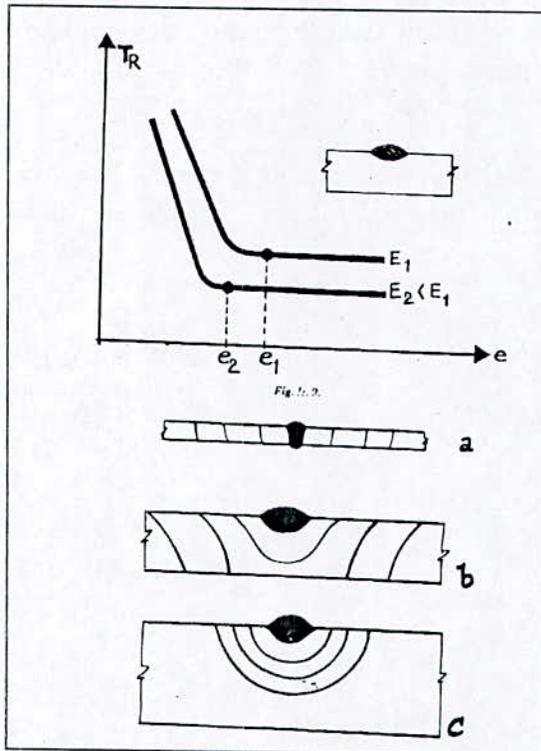


Figure II.6 –Influence de la masse des pièces sur le cycle thermique de soudage.

- ◆ L'influence de la disposition des pièces (ou la géométrie des assemblages) ne peut être négligée. Un cordon de soudure peut être déposé à la surface, ou bien utilisé pour réaliser la première passe d'une soudure sur un chanfrein en V. Chaque cas correspond à un écoulement de chaleur, donc à un cycle thermique différent, bien que l'apport d'énergie est le même.
- ◆ La température initiale du métal de base joue un rôle important vis à vis du cycle et de la répartition thermique en soudage (le gradient de température dépend directement de la température initiale). Les courbes température/temps illustrées par la Figure II.8.a montrent que pour des températures initiales θ_0 et θ_p ($\theta_p > \theta_0$), la température maximale atteinte augmente, temps de séjour à haute température augmente ce qui ralentit le refroidissement (le temps de refroidissement est augmenté), qu'il s'agisse du temps total ou du temps entre deux températures. Sur les courbes $\theta_m = f(x)$ (Figure II.7), on peut voir que le préchauffage augmente l'étendue de la zone affectée thermiquement (le préchauffage diminue le gradient de température).

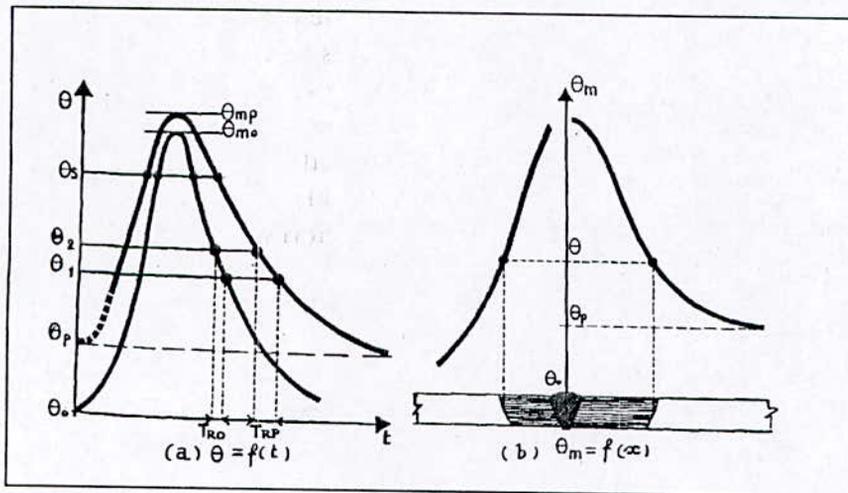


Figure II.7 –Influence de la température initiale sur le cycle thermique de soudage.

b)- Influence des conditions de soudage: Energie, environnement

L'influence des conditions de soudage peut s'exprimer en fonction de l'énergie mise en jeu qui peut varier dans une large mesure et qui est un facteur important du cycle thermique et de la répartition thermique. L'énergie mise en jeu est exprimée par : [15]

$$\text{En (énergie nominale)} = \frac{UI}{V} \quad (\text{joule par centimètre de soudure})$$

Où :

U : la tension à l'arc (en volts) ;

I : l'intensité du courant de soudage (en ampères) ;

V : la vitesse de soudage (en cm/min).

L'augmentation de l'énergie de soudage étend la zone thermiquement affectée, augmente le temps de séjour à haute température et ralentit le refroidissement.

c)- Influence du nombre de passes : soudage en plusieurs passes

En réalité le soudage peut être effectué en plusieurs passes. L'évolution de la température au cours de ces passes dépend essentiellement : [15, 18]

- ❖ de la température ;
- ❖ du nombre, de la déposition des passes et de leurs conditions d'exécution ;
- ❖ de l'intervalle de temps entre passes ;
- ❖ de la position par rapport à la soudure du point dont on suit la variation de température.

La figure II.8 décrit 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. Si la courbe température-temps est déterminée en un point A affecté dès la première passe, l'allure des cycles thermiques varie après chaque passe selon la température initiale correspondante. On remarque que la température maximale (θ_{m_i}) diminue ($\theta_{m_I} > \theta_{m_{II}} > \theta_{m_{III}}$), la vitesse de refroidissement (V_i) diminue ($V_I > V_{II} > V_{III}$) et le temps de séjour à haute température diminue ($t_I > t_{II} > t_{III}$).

Si on relevait la courbe $\theta = f(t)$ au niveau du point B (Figure II.8) voisin de la troisième et dernière passe, pour des conditions d'exécution identiques au cas précédent, on verrait qu'en ce point le choc thermique dû aux deux premières passes est relativement faible. Ce n'est qu'à la troisième passe que la température maximale est atteinte en ce point, tandis que la vitesse de refroidissement est modérée par l'effet de préchauffage. [15]

On peut conclure que lors d'un soudage en plusieurs passes : [15, 18]

- ◆ Les cycles thermiques les plus sévères sont observés au voisinage de la première passe. La température maximale atteinte et la rapidité du refroidissement sont de plus en plus atténuées, en raison de l'élévation progressive de la température initiale. L'action atténuée des passes peut modifier la structure de la ZAT (Figure II.8).
- ◆ Suivant la disposition des passes, une même température θ (par exemple le point A_3 dans le cas des aciers) peut être dépassée deux ou plusieurs fois en une région donnée au cours des passes successives. La structure finalement observée en cette région est le résultat de la succession de ces cycles.
- ◆ On trouvera toujours, dans une soudure en plusieurs passes, des régions correspondant à la dernière passe (ou aux dernières) où la structure résulte seulement du dernier cycle thermique. Ce cycle est en principe moins brutal que les précédents.
- ◆ L'intervalle de temps séparant les passes successives joue un rôle important vis-à-vis de la température au moment de chaque passe, d'où la nécessité de le préciser lors de la spécification du mode opératoire.

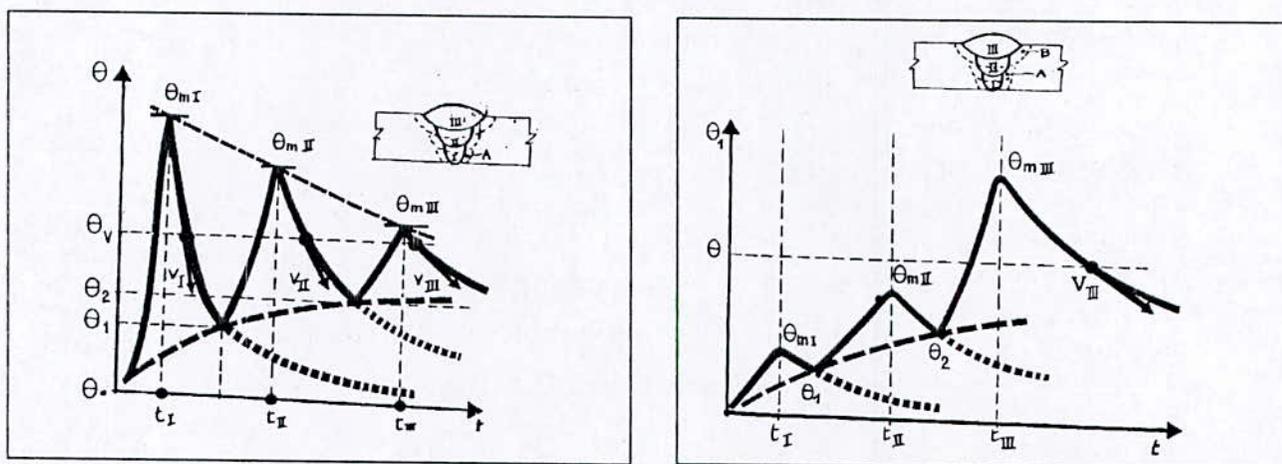


Figure II.8 –Influence du nombre de passes sur le cycle thermique de soudage.

Si on relevait la courbe $\theta = f(t)$ au niveau du point B (Figure II.8) voisin de la troisième et dernière passe, pour des conditions d'exécution identiques au cas précédent, on verrait qu'en ce point le choc thermique dû aux deux premières passes est relativement faible. Ce n'est qu'à la troisième passe que la température maximale est atteinte en ce point, tandis que la vitesse de refroidissement est modérée par l'effet de préchauffage. [15]

On peut conclure que lors d'un soudage en plusieurs passes : [15, 18, 21]

- ◆ Les cycles thermiques les plus sévères sont observés au voisinage de la première passe. La température maximale atteinte et la rapidité du refroidissement sont de plus en plus atténuées, en raison de l'élévation progressive de la température initiale. L'action atténuée des passes peut modifier la structure de la ZAT (Figure II.9).
- ◆ Suivant la disposition des passes, une même température θ (par exemple le point A_3

dans le cas des aciers) peut être dépassée deux ou plusieurs fois en une région donnée au cours des passes successives. La structure finalement observée en cette région est le résultat de la succession de ces cycles.

- ♦ On trouvera toujours, dans une soudure en plusieurs passes, des régions correspondant à la dernière passe (ou aux dernières) où la structure résulte seulement du dernier cycle thermique. Ce cycle est en principe moins brutal que les précédents.
- ♦ L'intervalle de temps séparant les passes successives joue un rôle important vis-à-vis de la température au moment de chaque passe, d'où la nécessité de le préciser lors de la spécification du mode opératoire.

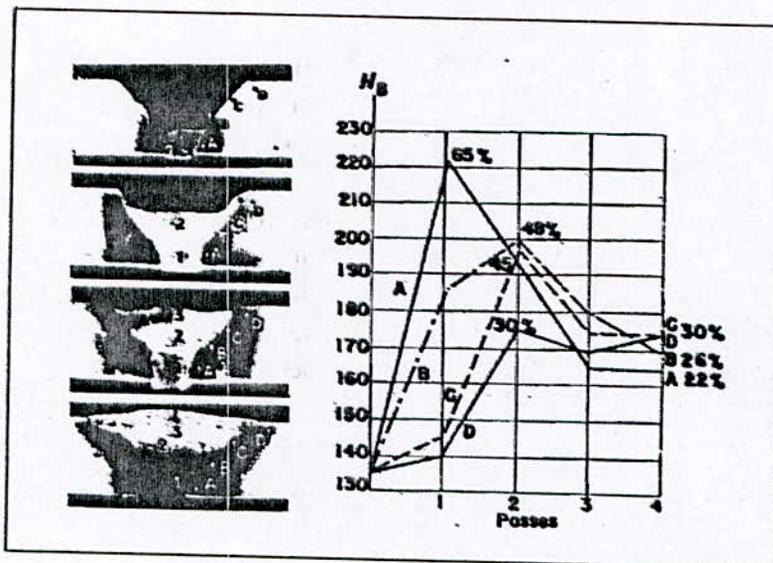


Figure II.9 –Influence des passes successives sur la variation de la dureté de la zone de surchauffe.

II.5. Transformations en phase solide au cours du soudage : Echauffement

Lors de l'échauffement qui accompagne le soudage, le métal de base et le métal fondu (dans le cas du soudage en plusieurs passes) subissent des transformations en phase solide. Ces transformations concernent la constitution (la nature et à la proportion des phases) et la structure (la répartition et la morphologie des constituants présents). [15]

II.5.1. Recristallisation après écrouissage

La recristallisation est la réorganisation du réseau cristallin et par suite des grains d'un métal (ou d'un alliage), à la faveur d'un échauffement à partir d'un état dit « écroui ». Un métal est dit écroui lorsqu'il a subi un travail à froid qui a modifié sa structure micrographique (déformation des grains dans le sens imposé par le traitement mécanique) et qui a modifié sa structure cristalline (glissement les uns par rapport aux autres et distorsion des plans de plus grande densité atomique). Ces modifications s'accompagnent d'une augmentation de la résistance à la déformation (résistance à la traction, limite d'élasticité, dureté) et d'une diminution de l'aptitude à la déformation (allongement, striction, résilience). [15]

Un métal à l'état écroui soumis à un chauffage subit donc une recristallisation. Les phases successives d'une recristallisation sont schématisées par la figure (II.10) : [15]

- ❖ Le schéma 1 : représentation de l'état écroui ;
- ❖ Le schéma 2 : apparition des germes au voisinage de θ_R température de recristallisation ;

- ❖ Le schéma 3 : développement de germes en une structure équiaxe ou structure de recristallisation primaire (les grains sont d'autant plus fins que le degré d'écroutissage est plus élevé). La structure est stable jusqu'à la température θ_s avec un léger grossissement de grains.
- ❖ Le schéma 4 : surchauffe ou recristallisation secondaire (voir paragraphe II.5.2).

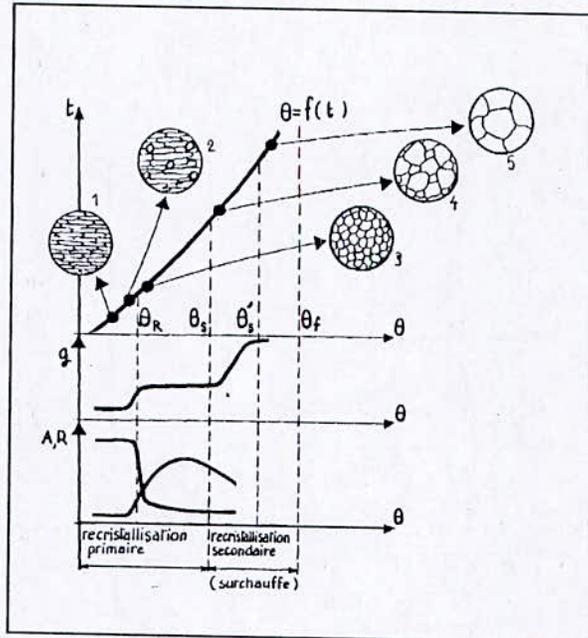


Figure II.10 –Phénomène de recristallisation après écroutissage.

Le phénomène de recristallisation après écroutissage peut se produire dans le cas du soudage sur produit écroui. Toute opération de soudage entraîne un adoucissement du métal de base jusqu'au niveau de l'isotherme de la température de recristallisation. Ainsi, se présente le phénomène de recristallisation engendré par le soudage, dans le cas de produits exempts de transformation allotropique tels que l'aluminium ou l'acier inoxydable austénitique. [15]

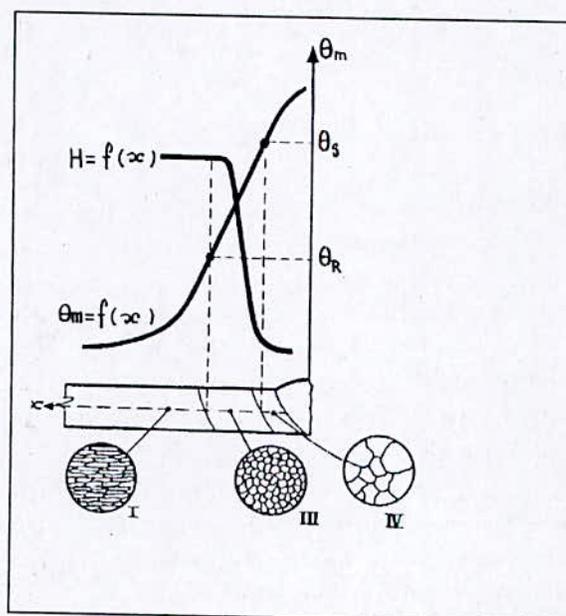


Figure II.11 –Evolution de la structure d'un produit écroui au cours du chauffage.

II.5.2. Surchauffe et coalescence

Le phénomène survenant avant la fusion appelé « surchauffe » ou désigné par « recristallisation secondaire », se produit (comme le montre la figure II.11) à partir d'une température θ_s . Certains grains disparaissent aux dépens des autres, qui grossissent d'autant, de sorte qu'au-dessus d'une deuxième température, on ne trouve plus que des gros grains. Ce phénomène est associé à l'énergie des joints de grains et au déplacement de ces joints. La dimension du grain de surchauffe est fonction de la température et du temps de séjour à cette température, ainsi que du degré d'écroûissage initial.

La coalescence est un phénomène selon lequel des particules d'un constituant présentes au sein d'une solution solide sont susceptibles, sous l'influence de forces interfaciales, de se rassembler et de se globuliser lors d'un traitement thermique. C'est une évolution assez lente mais lorsque les particules sont finement dispersées, un cycle thermique même bref comme celui du soudage est susceptible de provoquer la coalescence. Ainsi en est-il pour les aciers inoxydables.

II.5.3. Transformations structurales : Cessation des états hors d'équilibre ou remise en solution

Dans le cas d'un alliage binaire ou pseudo-binaire, lorsque le diagramme d'équilibre présente une variation de solubilité, en fonction de la température, d'un constituant B dans une solution solide A (variation qui se traduit par une ligne oblique du diagramme d'équilibre, on assiste à la suite d'un échauffement à un retour de l'état hors d'équilibre à un état plus proche de l'équilibre. Dans ces conditions, pour un alliage de composition C %, un chauffage au dessus de θ_s , permet la mise en solution du constituant B dans la phase A. Inversement, un refroidissement lent permet la précipitation de B, alors qu'un refroidissement rapide maintient B en solution sursaturée dans A, hors d'équilibre. A partir de cet état dit « état trempé », un nouveau chauffage tend à faire réapparaître la phase B selon des modalités que le cycle thermique de soudage est susceptible de provoquer. L'exemple des aciers inoxydables austénitiques, l'objet de notre étude, illustre ce comportement.

Dans le cas des aciers inoxydables austénitiques au Cr-Ni, la phase jouant le rôle de B est le carbure de chrome $Cr_{23}C_6$. Pour maintenir la structure austénitique à l'ambiante, il faut que la teneur en carbone soit très basse ($C \leq 0,03$ %) ou que l'acier soit à l'état « hypertrempé ». Mais cet état est instable et le cycle thermique de soudage provoque dans un domaine de température situé entre 600 et 900 °C, une précipitation intergranulaire du carbure de chrome, qui sensibilise le métal de base à la corrosion dite intergranulaire dans la région concernée.

II.6. Fusion de l'électrode et des produits associés à l'électrode

Le métal qui fond à l'extrémité de l'électrode est ensuite transféré dans l'arc (la fusion et la surchauffe qui l'accompagne peuvent engendrer des dégagements gazeux qui projettent le métal fondu). Ce transfert peut se faire selon des modes différents en fonction de la polarité de l'électrode (anode ou cathode) et de la densité de courant. La fusion des produits minéraux (enrobage, flux, fourrage...) associés à l'électrode met au contact du métal fondu un laitier (assurant sa protection contre l'agression de l'atmosphère ambiante) qui, à l'état liquide, peut réagir avec lui. Ces réactions n'atteindront pas l'équilibre : [22]

- Dans tous les cas les proportions des éléments actifs devront excéder sensiblement celles correspondant à l'équilibre pour tenir compte de la brièveté de la réaction.

- Des éléments métalliques (fer, chrome, nickel...) sont parfois incorporés, sous forme de poudre, dans les enrobages les fourrages; ces éléments qui vont fondre et s'incorporer au métal liquide, peuvent provoquer ainsi, d'une part, un accroissement du volume de ce dernier (augmentation du rendement par ajout de poudre de fer) et d'autre part un enrichissement en éléments d'alliages en vue d'améliorer les qualités du métal fondu (cas de Cr, ni, Mo...).

La dilution en soudage

Tous les procédés de soudage par fusion, avec ou sans métal d'apport, mettent en jeu la fusion plus ou moins importante des bords du métal de base et/ou du métal provenant des passes précédentes. La participation du métal de base et du métal d'apport éventuel à l'élaboration de la zone fondue d'une soudure influe sur les propriétés mécaniques, chimiques et métallurgiques de celle-ci.

La dilution est la proportion dans laquelle le métal de base participe, par sa propre fusion, à l'élaboration de la zone fondue de la soudure. En d'autres termes, la dilution est la modification de la composition chimique du métal déposé (par un fil d'apport ou une électrode), provoquée par son mélange avec le métal de base fondu ou le métal fondu résultant des passes précédentes. La dilution permet ainsi de connaître la composition chimique de la zone fondue. En désignant le métal déposé par (A), le métal de base fondu par (B) et le métal fondu par (A+B), on peut exprimer le taux de dilution en pourcentage de métal de base fondu (B) dans le métal fondu (A+B) de la soudure par la formule suivante : [23]

$$\text{Taux de dilution (\%)} = \frac{\text{volume de métal de base fondu}}{\text{volume du métal fondu}} = B / (A + B)$$

Le taux de dilution varie suivant : [22]

- **le procédé** : soudo-brasage, soudage TIG , soudage MIG / MAG :
- **les paramètres** : intensité, tension, vitesse de soudage, par exemple : en polarité directe (- à l'électrode) la dilution est plus importante qu'en polarité inverse (+ à l'électrode)

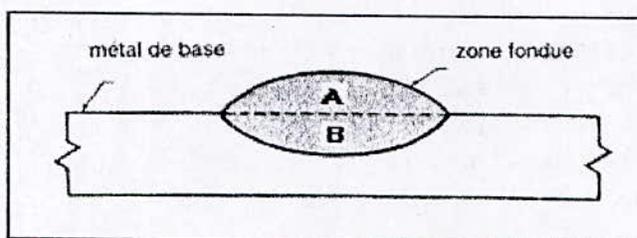


Figure II.12 – Dilution en soudage.

Lorsque B=0, c'est à dire lorsque le métal de base n'est pas fondu, on trouve que la dilution est nulle (D=0). C'est le cas du brasage et du soudobrasage, procédés dans lesquels seul le métal d'apport fond à une température toujours inférieure à la température de fusion du ou des métaux de base en présence. À l'autre limite, lorsque A=0, c'est-à-dire lorsqu'on n'utilise aucun métal d'apport, on trouve que la dilution est maximale (D=1=100%). C'est le cas du soudage par fusion, sans métal d'apport. Entre ces deux limites extrêmes, B=0 et A=0, on trouve toutes les valeurs de dilution intermédiaires des procédés de soudage concernant le soudage par fusion de deux ou plusieurs pièces entre elles.

II.7. Transformation en phase solide au cours du soudage : Refroidissement

Les transformations en phase solide qui ont lieu au cours du refroidissement lors du soudage, concernent aussi bien la zone thermiquement affectée du métal de base, que la zone fondue au cours de son refroidissement après solidification, que ce refroidissement soit le premier ou non (soudage en plusieurs passes). [15]

Dans le cas de l'acier austénitique au Cr-Ni, l'état trempé (ou « hypertrempé ») est l'état normal de mise en oeuvre, soit grâce à un faible teneur en carbone, soit par refroidissement rapide, pour une teneur en carbone plus élevée, et ce pour éviter la précipitation du carbure de chrome. Pour l'ensemble des procédés de soudage, la plus grande partie de la zone affectée du métal de base ainsi que le métal fondu demeurent austénitique au refroidissement. Cependant pour une soudure en une passe, seule est susceptible produire, dans un domaine limité de température atteinte, la précipitation de carbures à l'échauffement. Le phénomène peut néanmoins intervenir dans les zones hypertrempées par un premier cycle pour tout mode opératoire impliquant des cycles successifs, par exemple dans les cas de soudage en plusieurs passes, de reprise à l'endroit ou à l'envers, ou encore de croisements de cordons de soudures. [15]

II.7.1. Diagrammes TRC

Pour rendre compte de l'influence de la loi de refroidissement à partir de l'état austénitique obtenu à une température donnée, on a tracé, pour les principales familles d'acier des diagrammes (Figure II.13), dits TRC (Transformation en Refroidissement Continu). On trouve, dans ces diagrammes, pour un ensemble donné de lois de refroidissement à partir d'une même température d'austénitisation, les températures de début, d'arrêt éventuel et de fin de transformation ainsi que des indications sur la nature et la proportion des constituants qui apparaissent à chaque instant le long de chaque courbe de refroidissement. [15]

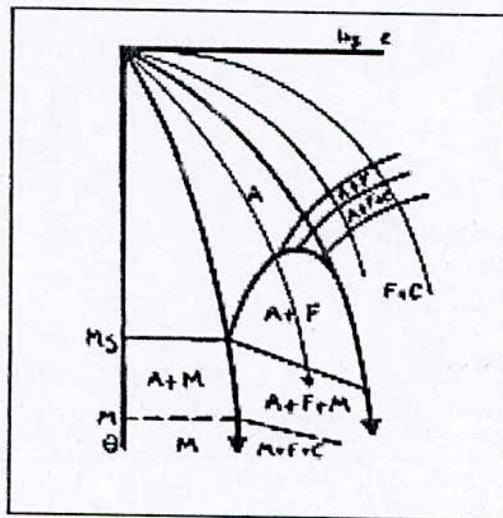


Figure II.13 – Diagramme TRC.

II.7.2. Diagrammes TRC-Soudage

Les diagrammes TRC du paragraphe précédent se sont révélés quantitativement inutilisables, car ils ne rendaient pas compte de l'influence de deux particularités importantes qui interviennent en soudage, à savoir une température d'austénitisation variable, mais atteignant des valeurs élevées (bien plus élevées qu'en traitement thermique) atteinte pendant un temps court (bien plus court qu'en traitement thermique). Il a donc fallu tracer des diagrammes TRC pour le cas de soudage (Figure II.14), directement lisibles en fonction des conditions de soudage. [15]

Ces diagrammes ont été établis soit par simulation (traitement thermique imitant les cycles de soudage appliqués à des éprouvettes) soit par analyse au niveau des cordons de soudures réels, dans la zone affectée thermiquement, ou dans le métal fondu à son premier refroidissement. Ces diagrammes indiquent, souvent, la dureté maximale sous cordon en fonction des temps de refroidissement. [15]

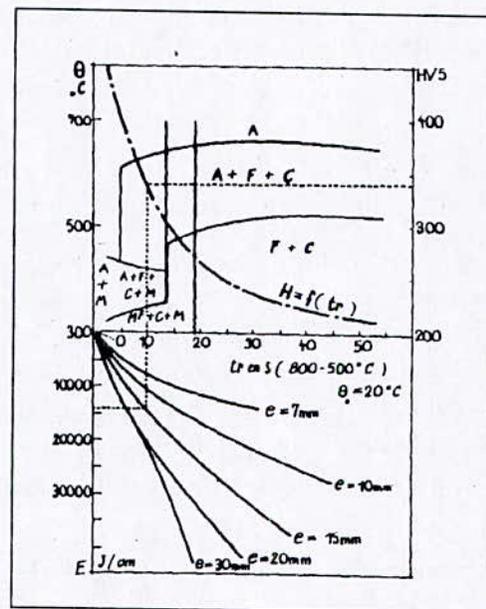


Figure II.14 –Diagramme TRC Soudage.

II.8. Solidification de la zone fondue

II.8.1. Particularités de la solidification

La formation d'un bain de fusion au dessous de la source de chaleur est dépendante du procédé de soudage. La forme du bain de fusion est influencée par le flux de chaleur et du métal à la fois. Les facteurs qui affectent la microstructure de solidification et qui sont dépendant de l'énergie de soudage sont : [15, 24]

- ◆ La forme du bain de fusion ;
- ◆ La composition de la zone fondue ;
- ◆ La vitesse de refroidissement ;
- ◆ La cinétique de recristallisation.

L'étude ci-dessous montre qu'il est possible de rationaliser le développement de la

solidification et de la microstructure de la zone fondue en utilisant des modèles basés sur les concepts du moulage et des traitements d'homogénéisation des métaux et alliages. [24]

II.8.1.1. Zones structurales du moulage et d'une soudure

Lorsqu'il s'agit d'un lingot ou d'une pièce moulée, la situation de départ est celle d'une masse liquide immobile. Le gradient de température, dans un lingot, ne s'établit, qu'au commencement du refroidissement, par échange thermique entre l'extérieur du moule et le milieu qui l'entoure. La solidification commence sur les parois du moule et progresse avec les isothermes vers l'intérieur de la pièce. Trois zones sont généralement observées: [24]

- ◆ Zone froide, région adjacente aux parois du moule (les grains deviennent dendritiques) ;
- ◆ Zone colonnaire, cristaux alignés dans la direction du flux de chaleur ;
- ◆ Zone équiaxe, résultant de la croissance des bras dendritiques à travers le liquide restant.

Une situation similaire existe dans le cas du soudage par fusion. Cependant il n'existe pas de zone froide. Les germes du métal partiellement fondu, au niveau de la frontière solide/liquide, jouent le rôle de grains support des nouveaux grains colonnaires. De plus la direction de croissance des grains change continuellement de la ligne de fusion vers le centre de la soudure en raison du changement de la direction du gradient de température maximum dans le bain de fusion. [24]

II.8.1.2. Etude du bain de fusion

Le bain de fusion (Figure II.15) peut être défini comme étant, à un instant donné, constitué par un volume en déplacement de métal à l'état liquide produit par la fusion du métal de base et alimenté par un apport extérieur. Il est limité à l'avant par la surface isotherme de fusion du métal de base et à l'arrière par l'interface liquide/solide résultant de son avancement. Cette surface est surmontée, selon le procédé de soudage, par le gaz protecteur ou le laitier liquide provenant du flux ou de l'enrobage (Figure II.16) mouvement de métal liquide depuis l'avant où il se forme, vers l'arrière où il se solidifie, et ceci latéralement et en profondeur. [15, 24]

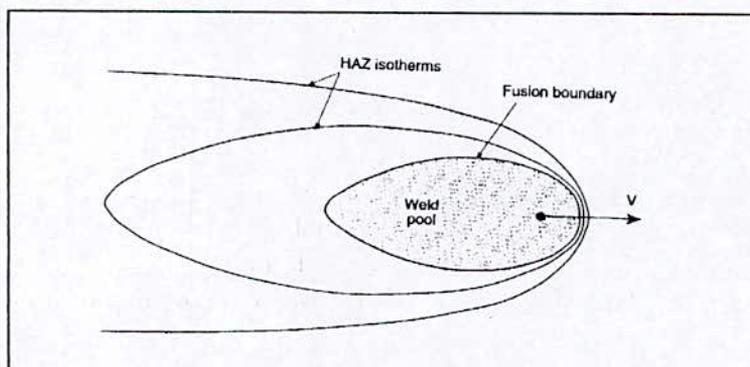


Figure II.15 –Forme du bain de fusion.

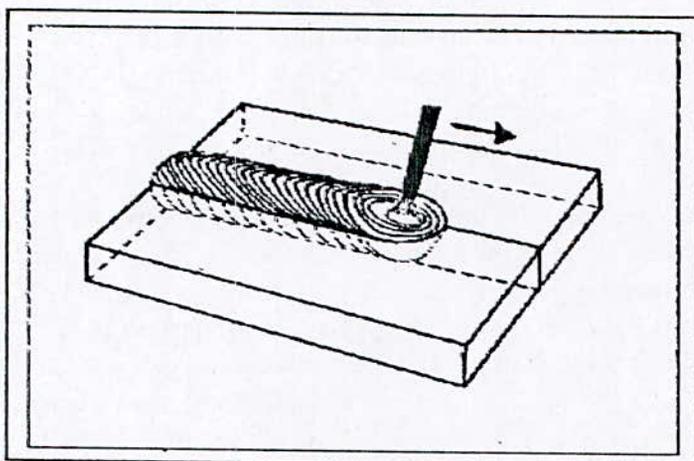


Figure II.16 –déplacement de la source de chaleur.

II.8.2. Cristallographie de la solidification

II.8.2.1. Orientation cristalline de la zone de liaison : épitaxie

La solidification s'amorce sur l'interface métal fondu/métal de base (à l'endroit où sa section transversale est maximale Pour une position donnée du bain de fusion, compte tenu de sa forme et de son déplacement, (XY sur la Figure II. V. 2)). La cristallisation du métal en cours de solidification se fait selon le mode épitaxial. Les grains du métal de base à l'interface liquide/solide donnent naissance aux grains colonnaires [15, 24]

La taille des grains de solidification (colonnaires) est, au départ, déterminée par celle des grains du métal de base qui jouxtent cette zone. La microstructure de solidification dépend du des grains caractère plus ou moins grossier du métal de base. Ces grains sont sujets au phénomène de surchauffe, c'est-à-dire que la taille des grains de solidification est grossière. En conséquence, en particulier dans le cas des aciers, toute action tendant à limiter le grossissement du grain dans le métal de base (mode opératoire, composition chimique) se traduit par un effet bénéfique vis-à-vis des grains de solidification dans la zone fondue. [15]

En outre, durant un soudage multipasses, le caractère épitaxial de solidification concerne aussi l'orientation à l'interface entre deux passes successives, à condition que le réchauffage dû à une passe ne provoque pas changement de constitution dans la passe précédente sur laquelle elle repose. Ce phénomène est observé dans les soudures en plusieurs passes des alliages exempts de points de transformation en phase solide tel que les alliages de titane, les alliages d'aluminium et les aciers austénitiques. [15]

II.8.2.2. Géométrie du bain de fusion et structure des grains de solidification

La croissance des grains colonnaires se fait dans la direction du gradient thermique maximum (perpendiculairement à l'interface liquide/solide, frontière de fusion). Ceci implique que la morphologie des grains de solidification dépend de la géométrie du bain de fusion.

1. Géométrie du bain de fusion

La géométrie du bain de fusion est fonction de la vitesse du soudage de l'énergie de soudage et des conditions de refroidissement, ainsi des propriétés thermiques du métal de base. [24]

2. Morphologie des grains colonnaires (grains de solidification)

Un changement de la géométrie du bain de fusion, due à des variations des conditions opératoires, peut altérer la microstructure de solidification du métal fondu.

3. Trajectoire de solidification, vitesse de solidification ou taux de croissance des grains des cristaux

La forme du bain de fusion étant constante durant l'état quasi-stationnaire, le taux de croissance des grains de solidification doit varier avec la position le long de la frontière de fusion. Le taux nominal de croissance est minimal sur le bord du bain de fusion, et il est maximal sur la ligne centrale de la soudure. Les variations de la vitesse de solidification se manifestent tout au long du cordon de soudure par leurs conséquences du point de vue de la cristallisation. On en retrouve les traces au niveau des stries de la surface ainsi que sur les coupes longitudinales des cordons de soudure. [24]

Cependant, pour bien comprendre le processus de la solidification le long des trajectoires imposées par le déplacement du bain, de fusion, on doit expliquer le phénomène de la « croissance sélective » où certains grains se développent aux dépens des autres ou apparaissent à leur place. Ce phénomène se traduit par le fait que, pour les métaux industriels ou alliages, les cristaux de solidification sont caractérisés par une « direction privilégiée de croissance » selon laquelle la vitesse de croissance est maximale. Il en résulte que les grains dont la direction privilégiée de croissance coïncide avec la trajectoire de solidification T (Figure II.17) voient leur développement favorisé aux dépens des grains voisins, dont les chances de développement sont moindres parce qu'ils sont différemment orientés. [15]

Les grains les moins favorablement orientés, disparaissent d'où une diminution du nombre de grains, donc une augmentation de leur taille par rapport à leur grosseur initiale. Ces grains eux-mêmes pourront perdre leur privilège pour être remplacés par d'autres, à partir de germes mieux orientés, si la trajectoire de solidification s'incurve suffisamment. [24]

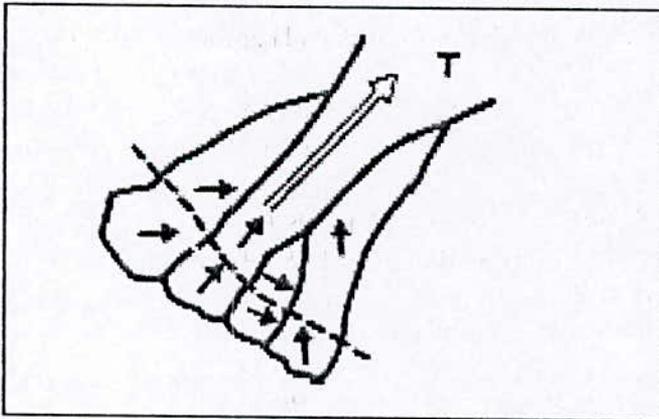


Figure II.17 – Croissance épitaxiale et sélective pour une trajectoire de solidification donnée.

II.8.3. Structure de solidification des aciers austénitiques

Lors de la solidification d'un alliage, si les conditions d'équilibre sont maintenues, le soluté est rejeté à l'interface solide-liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interface. La solidification est dite alors à front plan. Il faut pour cela que la température réelle du liquide soit toujours supérieure ou égale à la température du liquidus. Cela se traduit

par un gradient thermique G élevé ($G = \frac{dT_L}{dx}$ avec T_L température du liquide et x distance par rapport à l'interface). Si le refroidissement est trop rapide, ce qui est généralement le cas pour les soudures en acier pour les soudures en acier austénitiques, la diffusion du soluté est limitée. Il y a donc un excédent de soluté au niveau de l'interface qui provoque le phénomène de « surfusion constitutionnelle » : le gradient thermique est suffisamment faible pour que sur une certaine distance x la température réelle du liquide soit inférieure à la température d'équilibre (Figure II.18). Ces instabilités entraînent une disparition de l'interface plane. La solidification est alors de type cellulaire ou dendritique (Figure II.19) avec des branches primaires se développant parallèlement à des directions préférentielles associées à la structure cristalline (direction cristallographique $\langle 100 \rangle$ pour les cristaux cubiques). [14, 24]

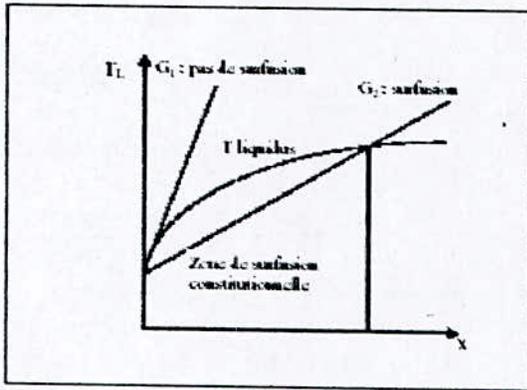


Figure II.18 – Effet du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle.

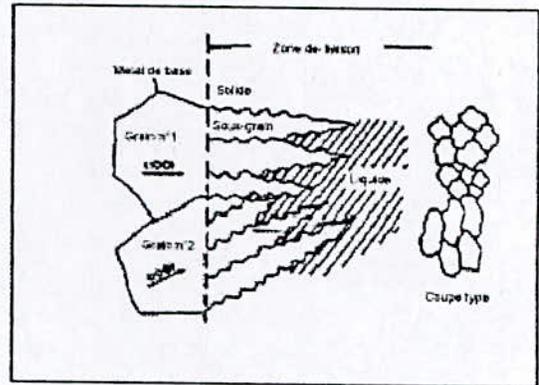


Figure II.19 – Croissance selon le mode cellulaire dendritique.

Cette structure dendritique est aussi observée à l'ambient car, même dans le cas d'un soudage multipasses, les grains d'austénite de la passe refondue ne subissent pas de recristallisation. Par contre, ce type de structure apparaît pas dans les soudures d'acier ferritique car, lors du refroidissement, une transformation solide-solide détruit la structure dendritique. En général, le degré de surfusion constitutionnelle est inversement proportionnelle au rapport $\frac{D \times G}{\sqrt{R}}$ (G : gradient de température ; R : vitesse de solidification ; D : coefficient de diffusion de l'élément d'alliage dans le liquide) et proportionnel à la concentration C_L en soluté dans le liquide à l'interface liquide/solide. Les différents modes de solidification pouvant être obtenues en fonction de ces deux paramètres sont indiqués sur la figure II.20. Le rapport G/\sqrt{R} augmente avec l'énergie de soudage diminue avec la vitesse de soudage. [14, 24]

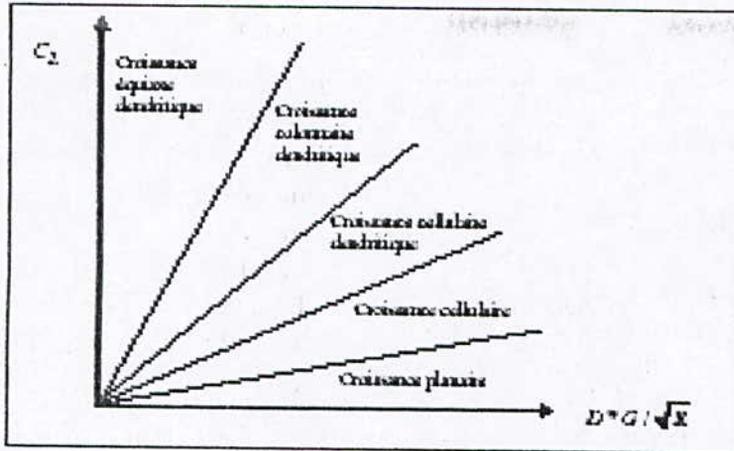


Figure II.20 –Type de solidification en fonction du rapport $\frac{D \times G}{\sqrt{R}}$.

Pour les plage de composition, de vitesses de refroidissement et d'énergie de soudage qui nous intéressent, la solidification est généralement cellulaire dendritique avec des bras secondaires gradient thermique avec des bras secondaires des dendrites peu développés car le gradient thermique n'est pas suffisamment faible. Un grain colonnaire est alors constitué de plusieurs dendrites de même texture. [14]

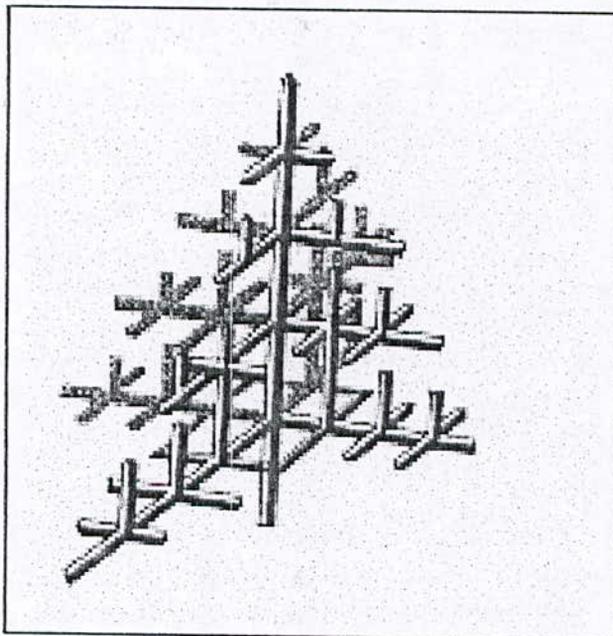


Figure II.21- Morphologie des dendrites.

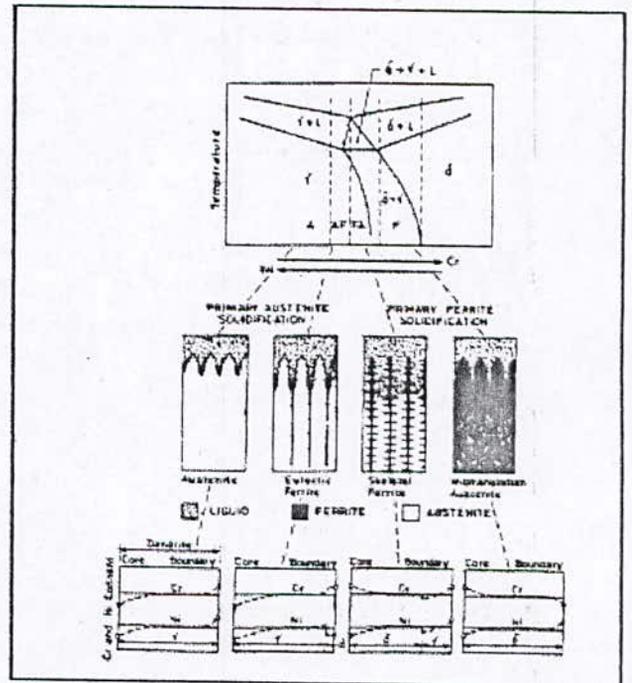
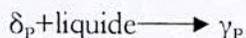


Figure II.22 –Position relative des modes de solidification sur un diagramme ternaire Fe-Cr-Ni.

Modes de solidification : Cas de la solidification peritectique

Dans diagramme de phase de la figure II.22, la cristallisation commence dans les systèmes peritectiques commence par la précipitation de la phase δ_p (ou la ferrite δ primaire) à partir du liquide. A la température peritectique une nouvelle phase solide γ_p se formerait selon la réaction : [15, 24]



La phase γ a une forte tendance à croître le long de l'interface δ_p /liquide, et par suite, elle a une tendance à isoler la phase primaire du contact avec le liquide. En fonction de la composition du métal d'apport, la solidification peut se produire selon différents modes (Figure 1.4). Selon ces modes, la décomposition de la ferrite δ_p peut se produire soit à partir d'une réaction peritectique, ou bien à partir d'une transformation peritectique. Les différents modes de solidification sont cités ci-dessous.

Mode A : solidification en austénite primaire; la précipitation de la phase γ_p à partir du liquide est aussi possible, si la température est graduellement décroissante. Ce type de précipitation est favorisé par la présence de particules solides dans le métal liquide, qui peuvent jouer le rôle de grains mères de la phase γ_p d'une manière sélective. Particulièrement, pour des vitesses de refroidissement élevées, la formation de la phase δ_p primaire peut être complètement, permettant ainsi à la phase γ_p secondaire de se nucler et de croître directement à partir du liquide refroidi ;

Mode AF : solidification en austénite primaire avec apparition de ferrite par réaction eutectique et enrichissement en chrome à la frontière entre deux dendrites ;

Mode FA : solidification en ferrite primaire puis transformation à l'état solide de la majorité de la ferrite en austénite. Cette transformation s'accompagne d'un enrichissement en chrome et d'un appauvrissement en nickel au niveau des coeurs des dendrites. Il apparaît alors dans ces zones de la ferrite résiduelle dite "squelettique" ou "vermiculaire" (5 à 10%) ; La croissance de l'austénite ne dépend pas de l'orientation de la ferrite δ , l'austénite est libre de croître à travers les joints de grains colonnaire de la ferrite δ originale. Il en résulte que l'austénite adopterait une morphologie différente de la morphologie colonnaire.

Mode F : solidification en ferrite primaire avec possibilité de nucléation de grains d'austénite au sein de la ferrite (austénite dite de Widmanstätten) ; Lorsque le métal est refroidi lentement au dessous de la température de cristallisation, la ferrite δ serait la première phase à apparaître. Les grains de la ferrite δ révéleront une morphologie colonnaire anisotropique. La solidification se produit suivant la direction du gradient thermique maximum. Pour des températures de refroidissement au dessous de la température du palier peritectique, l'austénite se germe par épitaxie à partir des joints de grains ferritiques (transformation peritectique), comme illustré par la figure. Comme son orientation est dépendante de celle de la ferrite, L'austénite ne peut pas croître à travers les joints de grains ferritiques. Les grains colonnaires de l'austénite vont adopter la morphologie de la ferrite δ originale.

- dans le cas du mode FA, si le rapport Cr/Ni augmente, la morphologie de la phase ferritique évolue et prend un aspect "en lattes" bidimensionnelles, parallèles et régulièrement espacées;

- dans le cas du mode AF, la ferrite a aussi un aspect squelettique mais elle est interdendritique dans ce cas. Il est toute fois difficile de distinguer les deux types de ferrite en micrographie. Plus que l'observation de la morphologie, ce sont donc les profils de composition dans les cellules dendritiques qui permettent de conclure quant à un mode et à une séquence de

solidification. Il a de plus été montré que les modes de solidification pouvaient se déduire d'un rapport noté C_{req}/N_{req} . Les relations suivantes ont ainsi été établies : [14]

$$C_{req} = \% Cr + \% Mo + 1.5 \% Si + 0.5 \% Nb.$$

$$N_{req} = \% Ni + 30 \% C + 0.5 \% Mn.$$

$$C_{req}/N_{req} < 1.25 \text{ (mode A) ;}$$

$$1.25 < C_{req}/N_{req} < 1.48 \text{ (mode A) ;}$$

$$1.48 < C_{req}/N_{req} < 1.95 \text{ (mode FA) ;}$$

$$C_{req}/N_{req} > 1.95 \text{ (mode F).}$$

II.8.4. Physico-chimie de la solidification : Phénomène de ségrégation

Le phénomène de ségrégation ou l'hétérogénéité locale de composition chimique du produit obtenu, peut accompagner la solidification à trois niveaux à savoir : [15]

- à l'échelle de la cristallisation: ségrégation dendritique ;
- à l'échelle des grains: ségrégation intergranulaire ;
- à l'échelle macroscopique: ségrégation majeure.

II.8.4.1. Ségrégation dendritique

Elle résulte d'une part du mode de croissance des cristaux, d'autre part du phénomène de « surfusion constitutionnelle ». Le mode de croissance des édifices cristallins est dendritique, c'est-à-dire qu'ils tendent à se développer à partir de germes, dans des directions bien définies associées à leur structure cristalline (perpendiculaires aux faces du cube pour les cristaux cubiques). Les directions privilégiées sont celles qui se trouvent proches de la trajectoire de solidification. Dans le cas d'un alliage les premiers germes de solidification qui apparaissent provoquent une évolution de la composition chimique du liquide qui les baigne, retardant ainsi sa solidification. Ainsi a lieu le phénomène de surfusion dite constitutionnelle. Ce phénomène, renouvelé de proche en proche, se traduit par l'édification et la croissance de dendrites de composition variable depuis leur partie centrale, moins fusible jusqu'à l'extérieur, plus fusible. Du fait de la rapidité du refroidissement, l'homogénéisation par diffusion demeure très incomplète, et l'hétérogénéité chimique se maintient après refroidissement, ce qui rend les dendrites apparentes à l'examen métallographique. [15]

II.8.4.2. Ségrégation intergranulaire

Elle intervient au stade final de la formation des édifices cristallins. Elle est due à la répulsion d'un liquide plus fusible jusqu'à la limite de chaque édifice, c'est-à-dire jusqu'aux joints de grains. Cette forme de ségrégation affecte aussi la zone à structure planaire, où les joints de grains prolongent ceux du métal de base, ce qui peut contribuer à l'apparition du phénomène de fissuration à chaud. [15]

II.8.4.3. Ségrégation majeure

Ce phénomène intervient lors de la solidification d'une masse immobile. Il concerne l'hétérogénéité de composition chimique de la pièce, dont la partie centrale est plus chargée en éléments (d'addition ou impuretés) abaissant le point de fusion, donc repoussé vers l'intérieur au fur et à mesure que la solidification progresse à partir de l'extérieur. [15]

II.9. Conséquences métallurgiques des cycles thermiques de soudage

Au cours d'un cycle thermique de soudage, un acier inoxydable austénitique ne subira une transformation structurale que si sa température a dépassé 1100 °C environ. Les propriétés mécaniques de la zone soudée sont très fortement liées à la structure métallurgique obtenue après l'opération de soudage. Une soudure d'acier inoxydable austénitique pourra, après son retour à la température ambiante, se présenter comme suit : [18, 20]

- Zone fondue : Elle se solidifie à l'état austéno-ferritique ou totalement ferritique et sa transformation ferrite (δ) \longrightarrow austénite n'est généralement pas complète par suite de la rapidité du refroidissement à haute température. Une certaine proportion de ferrite δ subsiste donc à la température ambiante. Cette proportion est d'autant plus élevée que le refroidissement à haute température (> 1250 °C) a été plus rapide. Par suite des ségrégations issues de la solidification, cette ferrite δ est à la fois dans les espaces interdendritiques et dans les axes des dendrites. L'austénite par ailleurs ne subit aucune transformation jusqu'à son retour à la température ambiante. [19, 20]

Le métal fondu au cours du soudage a des caractéristiques mécaniques supérieures à celles d'un même métal élaboré de manière classique. Ceci est dû aux déformations importantes auxquelles il est soumis et au refroidissement rapide du joint soudé.

- Zone affectée par la chaleur ou, ZAC ou ZAT ; dans cette zone affectée par la chaleur, il apparaît de très forts gradients de température qui évoluent rapidement dans le temps. On peut distinguer :

◆ Zone de surchauffe ; au voisinage du métal fondu, une partie dont la température a dépassé 1100 °C environ et dont le métal a subi plus ou moins partiellement la transformation austénite \leftrightarrow ferrite (δ) (la quantité de ferrite (δ) restant néanmoins toujours faible). La rapidité du refroidissement peut faire que subsiste dans cette zone une certaine proportion de ferrite (δ). Cette zone devrait subir un grossissement exagéré des grains à gros grains ce qui provoque une dégradation des propriétés mécaniques et ceci en fonction de la température et du temps de surchauffe. Mais il faut noter que l'existence d'une structure bi-phasée à haute température limite très sensiblement le grossissement des grains.

◆ Une partie voisine de la précédente dont la température atteinte au cours du cycle se situe entre 1100 °C et 850 °C environ. Dans cette zone, le métal a subi un nouveau traitement d'hypertrempe et subsiste donc dans un état austénitique comparable à celui du métal de base ;

◆ Une partie enfin dont la température maximale a été comprise entre 500 et 850 °C environ et dans laquelle des carbures de chrome ont pu précipiter aux joints des grains d'austénite.

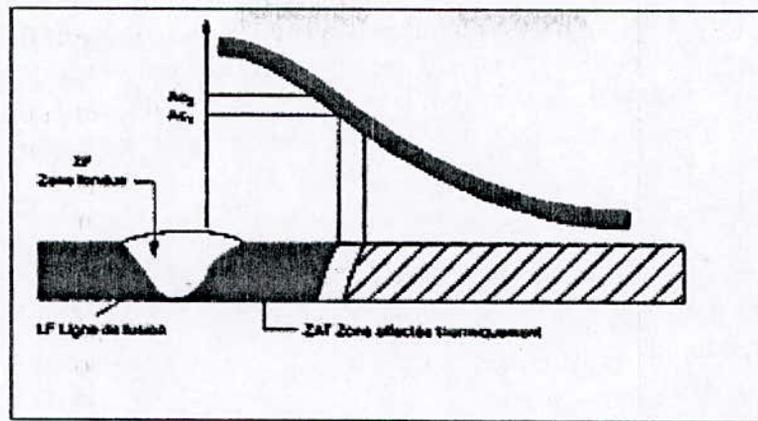


Figure II.23 –Variation de la dureté dans un joint soudé.

II.10. Défauts de soudures en aciers inoxydables austénitiques

II.10.1. Sensibilité à la fissuration à chaud

Les aciers austénitiques ne présentent pas de risques de fissuration décrits pour les autres types de nuances. Cependant une soudure d'acier austénitique peut être le siège d'une fissuration à haute température engendrée par le retrait et se développant à haute température (probablement au dessus de 1200 °C) dans les espaces interdendritiques du métal fondu. Ce phénomène est dû à l'existence d'un film liquide continu enrichi par le processus de solidification en certains éléments abaissant sa température de solidification et subsistant dans certains espaces interdendritiques et donc aux joints de la structure de solidification. La fissuration se développerait par suite du manque de cohésion dû à la présence du film liquide et/ou par suite de la fragilité à haute température des produits solidifiés à partir de ce film liquide.

La présence de certains éléments tel que le soufre, le silicium, le niobium, le phosphore et le bore favorise cette fissuration. Par contre une forte proportion de manganèse peut améliorer sensiblement la résistance à la fissuration à haute température des soudures austénitiques. Mais le remède le plus efficace contre ce risque de fissuration consiste à faire en sorte que le métal fondu contienne une certaine proportion de ferrite. La ferrite capterait les éléments nocifs qui formeraient le film liquide subsistant entre les grains aux derniers stades de la solidification (ces éléments sont en général plus solubles dans la ferrite que dans l'austénite). De plus la ferrite limiterait le niveau des contraintes de retrait car sa tenue mécanique à chaud est plus faible que celle de l'austénite ;

Après retour à la température ambiante, il subsiste dans le métal fondu une proportion de ferrite variable avec la composition du métal mais généralement supérieure à quelques pourcents. Cette teneur doit croître avec la présence d'éléments nocifs. Sa limite supérieure sera fixée en fonction des exigences relatives à la tenue à la corrosion et aux propriétés mécaniques. Il est également conseillé de souder en limitant l'apport d'énergie et de vérifier qu'entre passes, la température du joint s'abaisse suffisamment ($\theta < 150$ °C).

La fissuration à chaud peut également s'étendre, pour les mêmes raisons, dans les joints de grains de la ZAT au voisinage immédiat du métal fondu. Les remèdes applicables restent les mêmes.

La présence de ferrite dans un acier austénitique (éventuelle dans le métal de base et la ZAT, recherchée dans le métal fondu) peut toutefois engendrer un processus de fragilisation si le métal est maintenu longtemps à une température comprise entre 650 et 900 °C environ. En effet, la ferrite peut alors être le siège d'une précipitation de composés intermétalliques formés de fer et de chrome (et éventuellement d'autres éléments présents dans le métal) désignés sous le terme général de phase sigma

Certains éléments d'alliage tels Mo, Si, Ti, augmentent le risque d'apparition de phase sigma. Lorsqu'une précipitation de phase sigma est constatée, il est possible de la faire disparaître par un chauffage à température supérieure à 1000 °C.

En ce qui concerne la résistance à la corrosion, l'emploi de la soudure pour la mise en œuvre des aciers inoxydables austénitiques amène à prendre deux précautions:

- éviter que le métal fondu ne puisse constituer l'anode d'un couple galvanique (formé avec le métal de base). Pour ce faire, il est habituel d'utiliser un métal d'apport ayant une teneur en chrome légèrement supérieure à celle du métal de base et d'éliminer très soigneusement (par brossage ou décapage) la couche d'oxyde qui se forme à la surface lors du soudage;

- éviter que puisse se produire une précipitation intergranulaire de carbures de chrome. On a vu qu'une partie de la ZAT pouvait être le siège d'un tel phénomène. On pourra l'éviter en

II.10.2. Précipitation des carbures

La présence de carbone dans les aciers inoxydables austénitiques même pour des teneurs faibles ($C = 0,06 \%$) peut être responsable d'une détérioration de leur résistance à la corrosion lorsque ces derniers ont été soumis à un maintien de longue durée à des températures comprises entre 500 et 850 °C environ. Dans les assemblages soudés d'un acier austénitique, on constate l'apparition de deux zones d'attaque symétriques par rapport au cordon de soudure; ces régions représentent des zones de corrosion intergranulaire, Ce type de corrosion, plus particulier aux aciers austénitiques, est une des causes d'insoudabilité des aciers destinés à la construction des appareils devant présenter une grande résistance à la corrosion.

Ce phénomène est dû au fait qu' à la suite d'un refroidissement lent (maintiens aux températures convenables), le carbone va précipiter sous forme de carbures du type $M_{23}C_6$ (M pouvant être du chrome seul ou du fer et du chrome ou encore du fer, du chrome et du molybdène par exemple, mais le chrome reste l'élément principal) ; cette précipitation, qui se fait tout d'abord dans les joints des grains et, ultérieurement, dans les grains eux-mêmes, appauvrit en chrome l'austénite qui est voisine, la rendant ainsi sensible à la corrosion qui prend une forme intergranulaire. Les éléments d'alliage gammagène tel que le nickel et le silicium, en diminuant la solubilité du carbone, vont favoriser la précipitation des carbures $M_{23}C_6$. Par contre les éléments alphas tels que le chrome, le molybdène et l'azote par contre vont limiter cette précipitation.

Les remèdes pour réduire ou éliminer le risque la précipitation intergranulaire sont :

- diminuer la teneur en carbone, ce qui réduit la quantité de carbone pouvant précipiter et modifie la cinétique de précipitation (le domaine de température est abaissé et la durée du maintien très sensiblement augmentée) ;
- ajouter des éléments ayant pour le carbone une affinité plus grande que celle du chrome; les éléments ainsi ajoutés sont généralement le titane et le niobium. La précipitation des carbures

de Ti (TiC) et de niobium (NbC) intervient dans un domaine de température supérieur à celui dans lequel précipiterait $M_{23}C_6$ et le carbone ainsi « piégé » ne peut participer à cette dernière précipitation.

Ainsi donc, au cours d'un cycle thermique de soudage, un acier inoxydable austénitique ne subira une transformation structurale que si sa température a dépassé 1100 °C environ. (Mais compte tenu de la rapidité des cycles thermiques engendrés par le soudage, les transformations seront généralement incomplètes). Il faut noter par ailleurs que si la température atteinte au cours du cycle thermique est comprise entre 500 et 850 °C environ, le métal pourra être le siège d'une précipitation intergranulaire de carbures de chrome.

II.10.3. Formation de la phase sigma

Dans le diagramme des alliages Fe-Cr, on peut remarquer l'existence d'une phase σ pour une composition équiatomique de fer et de chrome. Ce composé intermétallique dur et fragile est une des causes de fragilisation des alliages à haute teneur en chrome et aussi des aciers austénitiques fer-nickel-chrome. La température maximale de stabilité de la phase σ vers 820 °C pour 47% de chrome. A 600 °C les domaines des différentes phases se trouvent dans les limites suivantes: [19]

- pour le domaine $\alpha + \sigma$: 21 à 41 % de chrome;
- pour le domaine à une seule phase Cr : 41 à 50 o/c de chrome ;
- pour le domaine $\sigma + \alpha$: 50 à 71 % de chrome.

La phase σ est considérablement plus dure que la ferrite initiale; pou une ferrite à 48 % de chrome donnant 250 Vickers, après transformation en phase Cr, sa dureté croît à 900 Vickers (67 RC). Dans les alliages fer-chrome-nickel, en particulier les alliages du type austénitique, les coupes des diagrammes ternaires fer-nickel-chrome à différentes températures montrent que à 1 100 °C, il n'apparaît que trois domaines stable : la phase σ est du côté riche en chrome (acier ferritique), la phase γ du côté riche en nickel (acier austénitique), et les phases $\sigma + \gamma$ entre ces deux domaines (acier austéno-ferritique).

La phase sigma dure, fragile et non magnétique, est responsable d'un léger durcissement mais surtout d'une fragilisation importante et d'une diminution de la résistance à la corrosion dans les milieux très oxydants. La formation de cette phase sigma fait intervenir la diffusion du chrome et de ce fait elle exige des teneurs en chrome élevées. L'addition d'un quatrième élément alphasène (Ti, Nb, Mo, V, etc...) déplace l'ensemble des courbes vers le bas, côté fer-nickel, en élargissant le domaine ferritique. Inversement, l'addition d'un élément gammagène déplace les courbes vers le haut en élargissant le domaine austénitique. A la température de 800 °C, le diagramme ternaire montre :

- une phase α riche en fer et une autre phase α riche en chrome ;
- une phase γ riche en nickel ;
- une phase σ autour d'u fer-chrome à 50-60% de chrome.

A 600 °C, le diagramme présente les mêmes phases ave un léger déplacement par rapport au diagramme précédent.

Les facteurs intervenant sur la formation de la phase σ sont :

- a) Les éléments d'addition alphasène (Si, Al, Ti, Mo, Nb) ; qui agissent sur la formation d'une phase α plus riche en chrome et facilitent ainsi la transformation en phase σ par la présence de ferrite.
- b) Les éléments à carbures ; si l'élément d'addition forme facilement des carbures (Ti, Nb, Zr),

le point représentatif de l'alliage est déplacé vers les teneurs élevées en chrome, ce qui facilite la formation de σ .

c) Sursaturation en chrome par refroidissement rapide peut amener l'apparition de la phase σ même avec absence de la phase α .

d) La dimension de la structure peut conduire à des modes de précipitation différents, pour les structures à grains fins, σ se précipite aux joints des grains; cette structure présente le minimum de fragilité. Pour les structures à gros grains, migrera difficilement vers les limites des grains, occupera la longueur du joint, d'où influence prédominante sur la fragilité intercrystalline. Ce phénomène peut se produire aux températures moyennes inférieures à 600 °C et pour des temps limités.

e) L'influence de la température de chauffage dans le domaine critique est importante; l'élévation de température dans ce domaine favorise vitesse de diffusion des éléments et, par suite, pour le même temps, augmente la quantité de σ précipité.

f) L'écroissage à froid facilite la précipitation de la phase σ pour des conditions d'écroissage très poussé.

g) La fatigue à chaud, comme le fluage, facilite la formation de phase σ .

Dans le cas des soudures, la phase σ se précipite dans le domaine de température de 650 à 800 °C et elle dépend essentiellement de la durée de maintien à cette température. La température critique, c'est-à-dire la température correspondant à la température maximum de la transformation $\alpha \rightarrow \sigma$, se situe vers 720 °C.

Pratiquement, la détermination de la structure des joints soudés est rendue possible grâce à une représentation graphique connue sous le nom de "diagramme de Schaeffler" (voir Figure II.24).

II.10.4. Diagramme de Schaeffler

Le diagramme de Schaeffler permet : [22]

- ❖ De choisir un métal d'apport adapté, garant de bonnes qualités métallurgiques;
- ❖ D'apprécier la structure de la zone fondue;
- ❖ D'appréhender les différents risques métallurgiques lors d'un assemblage soudé.

L'axe des ordonnées représente l'équivalent Nickel (E_{Ni}) : influence des éléments gammagènes. L'axe des abscisses représente l'équivalent Chrome (E_{Cr}) : influence des éléments alphas. Dans la zone graphique, les différentes structures sont : la structure martensitique, la structure austénitique, la structure ferritique et la structure austéno-ferritique. [22]

La structure de la zone fondue à l'état brut de soudage qui dépend de plusieurs facteurs (La dilution, Les taux de dilution et Les éléments d'addition) est définie sur le diagramme de Schaeffler par la construction graphique et par le point figuratif (Figure II.24). [22]

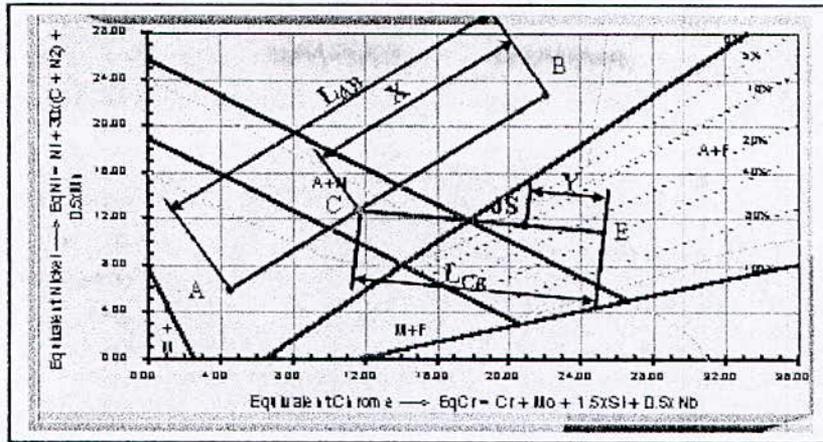
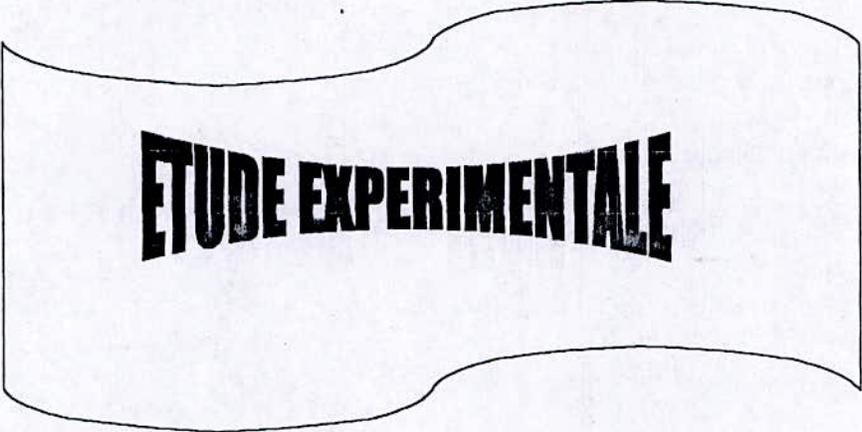


Figure II.24 –Diagramme de Schaeffler.

- ↪ On positionne les points A, B, E suivant leur Eqcr et Eqni ;
 - ↪ Sur le segment AB, on place le point C à partir de B ;
 - ↪ Sur le segment CE, on place le point JS à partir de E ;
 - ↪ le point **JS** représente le **point figuratif du joint soudé**.
- Les points figuratifs :
- ↪ B : métal de base B
 - ↪ Distances :
 - ↪ $X = [dMA / (dMA + dMB)] * LAB$
 - ↪ Légende :
 - ↪ d : taux de dilution, $d = dMA + dMB$
 - ↪ dMA : dilution du métal A
 - ↪ dMB : dilution du métal B



ETUDE EXPERIMENTALE

CHAPITRE I

Chapitre I

Méthodes expérimentales

Dans le cadre de cette étude, nous nous sommes intéressés au problème à la caractérisation de l'acier inoxydable austénitique 304L soudé. Pour cela nous avons étudié l'influence du grossissement des grains austénitiques sur les caractéristiques d'une soudure.

Ce problème a été abordé en respectant la démarche suivante:

- ◆ Première étape : Identification du métal de base.
- ◆ Deuxième étape : Réalisation du traitement thermique à haute température (traitement d'hypertrempe à 1050 °C) avec un temps de maintien de quatre heures.
- ◆ Troisième étape : Soudage de deux tubes en aciers inoxydables; dont l'un est celui qui a subi le traitement préalable de l'étape précédente.
- ◆ Quatrième étape : Caractérisation métallographique (au microscope optique et au microscope électronique à balayage), mécanique (dureté et microdureté) et analyse quantitative par analyse d'image.

I.1. Matériau étudié

I.1.1. Identification du matériau brut de réception : Métal de base

Le produit de base est un tube sans soudure d'un diamètre de 50.08 mm (2 pouces) et d'une épaisseur de 4mm. Le matériau de départ pour les tubes sans soudure est constitué par des lingots ou bien par des barres rondes laminées ou forgées. A partir de ces ébauches, les tubes sans soudure, extrudés sont repris en fabrication après un contrôle soigné par mandrinage à froid et étirage à froid pour obtenir ainsi des tubes sans soudure écrouis. De ce fait, entre différentes passes de formage à froid un traitement thermique s'avère nécessaire pour amener l'état écroui à un état adouci apte à la déformation ultérieure. Pour garantir les propriétés mécaniques, technologiques et de résistance à la corrosion, les tubes sans soudure en acier inoxydable sont normalement livrés à l'état recuit décalaminés. [5, 28]

Le matériau que nous avons utilisé dans ce travail est un acier inoxydable de nuance Z2CN18-10 (type 304L selon la norme AISI). C'est un acier inoxydable austénitique, destiné au soudage avec une teneur en ferrite allant de 10 à 20 % [norme ASTM].

I.1.1.1. Critère de choix du métal de base

Le choix de ce métal est motivé par les raisons suivantes:

- ☒ sa bonne soudabilité (les aciers austénitiques se dilatent plus, et sont plus sensibles aux déformations engendrées par les gradients thermiques) ;
- ☒ sa basse conductivité thermique (pour un même apport de chaleur, l'acier inoxydable austénitique sera le siège de gradient thermique plus important) ;
- ☒ solubilité du carbone (les carbures de chrome précipiteront à plus haute température

pour les remettre en solution);

- ☒ aucun risque de fissuration lors du soudage.

I.1.1.2. Caractérisation du métal de base

- Analyse chimique du métal de base

Nous avons découpé un échantillon d'un tube en acier 304L (diamètre $D = 50.8$ mm et épaisseur 4 mm), et il a subi des analyses de la composition chimique. Ces analyses ont été faites au laboratoire de BCL Béni-merad par la méthode de spectrométrie de fluorescence des RX. Pour le dosage du carbone, des analyses complémentaires ont été faites au laboratoire de la SNVI de Rouiba ; par la méthode de fusion avec catalyseur (Cu). Cette analyse a donné le résultat suivant (Tableau I.1) :

Tableau I.1 –Composition chimique du métal de base.

Eléments chimiques	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	V	Mo	P	S
Pourcentage massique	0.034	1.61	0.44	18.30	11.4	0.08	0.10	0.03	0.023	0.07

Les résultats du tableau ci-dessus ont confirmé ceux de la norme ASTM (Tableau I.2).

Tableau I.2 –Composition chimique selon la norme ASTM.

Eléments chimiques	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
Pourcentages massiques	0.03	2.0	0.04	0.03	1.0	9.0/11.0	17.0/18.0	-

- Propriétés mécaniques du métal de base

Certaines propriétés mécaniques du métal de base sont indiquées ci-dessous (Tableau I.3) :

Tableau I.3 –Propriétés mécaniques du métal de base.

$R_{p0.02}$ (MPa) (min)	R_m (MPa)	Allongement (%) (50% dans 50mm)
248	530	50

I.1.2. Identification du métal d'apport

I.1.2.1. Critère de choix du métal d'apport

Nous avons procédé au soudage TIG avec métal d'apport. Les métaux d'apport utilisables pour le soudage des aciers inoxydables austénitiques ne sont pas définis par une norme spécifique mais le métal d'apport que nous avons utilisé, a été choisi selon les critères suivants:

- ☒ La composition des baguettes d'apport qui a une influence directe sur la qualité de la soudure, doit s'apparenter à celle du métal de base de façon à obtenir un mélange homogène.

- ☒ L'alliage résultant de la fusion du métal d'apport et du métal de base doit contenir une proportion de ferrite.

La composition du mélange métal d'apport, métal de base, a une influence directe sur la qualité de la soudure. Il est donc nécessaire de bien nettoyer les baguettes et le métal de base afin qu'il n'y ait aucune contamination.

I.1.2.1. Caractérisation du métal d'apport

- Analyse chimique du métal d'apport

La composition du métal d'apport d'après l'analyse du SNVI (Tableau I.4) :

Tableau I.4 –Composition chimique du métal d'apport.

Eléments chimiques	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
Pourcentage massique	0.013	2.0	1.0	18.28	12.76	0.003	0.01

Et selon la norme ASTM, le 308L a la composition suivante (Tableau I.5):

Tableau I.5 –Composition chimique selon la norme.

Eléments chimiques	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
Pourcentage massique	0.03	2.0	1.0	19-21	10-12	0.045	0.03

Comme pour le métal de base ces résultats ont confirmé ceux de la norme ASTM.

- Propriétés mécaniques du métal d'apport

Les caractéristiques mécaniques du métal d'apport sont données dans le tableau I.6 :

Tableau I.6 – Propriétés mécaniques du métal d'apport.

R_e (MPa)	R_m (MPa)	A (%)
400	560	42

I.2. Traitement thermique appliqué à l'un des tubes

Le traitement thermique préalable du tube à souder a été réalisé à l'aide d'une unité de traitement thermique type **MANNINGS**. Le tube traité a subi un maintien de 4h à 1050 °C (Figure I.1). Le tube d'une longueur de 30 cm est chauffé par effet joule grâce à des éléments de résistances électriques que l'on a enroulé autour de son corps. Sa température est mesurée par un couple thermoélectrique soudé par étincelage et asservi à un cycle programmé. Après chaque traitement thermique, les spécimens (échantillons et tube à souder) sont nettoyés et décalaminés. [28]

Traitement d'hypertrempe

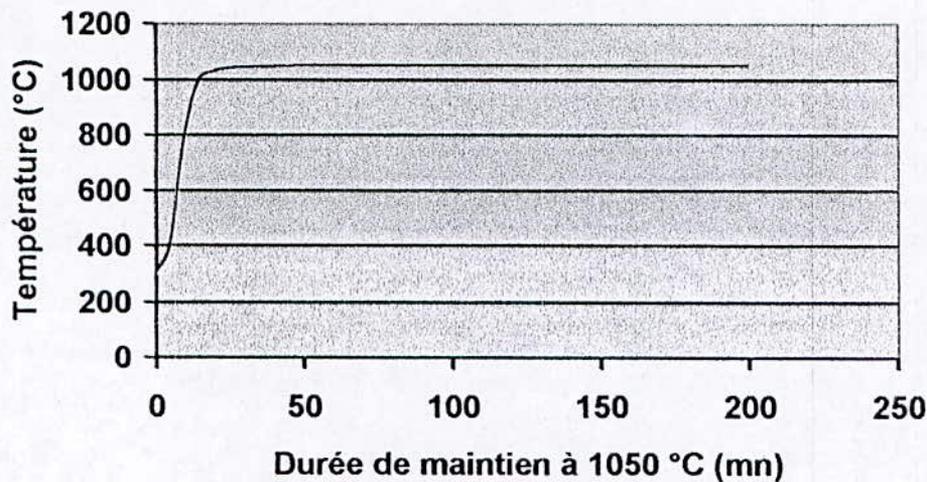


Figure I.1 –Tracé de la courbe du traitement thermique du tube à souder.

I.3. Soudage des tubes

Le tube est de 5 cm de diamètre, 0.3 cm d'épaisseur et 30 cm de longueur, découpé au milieu.

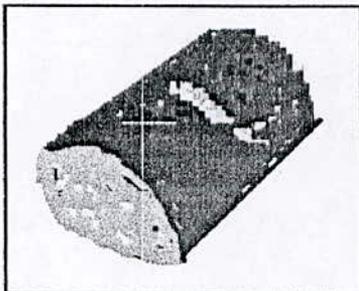


Figure I.2 –Découpe du tube.

I.3.1. Choix du procédé de soudage

Pour raccorder les tubes, les pièces de forme et les appareils accessoires des tuyauteries en acier, on utilise généralement les procédés de soudage à énergie électrothermique. De nombreux procédés de soudage par fusion peuvent être employés dans la mise en oeuvre des aciers inoxydables: soudage à l'arc avec électrode enrobée, sous flux, MIG, TIG, soudage au plasma, soudage par faisceau d'électrons et soudage par faisceau LASER. [29, 30]

Les procédés de soudage utilisables devront assurer une bonne protection du bain de fusion. Ce but est facilement atteint avec les procédés de soudage à l'arc électrique: soit sous atmosphère gazeuse neutre ou réductrice, soit sous laitier apporté par une électrode enrobée.

Dans notre cas, nous avons choisi le soudage TIG manuel. Ce dernier a l'avantage de la

réalisation de cordons lisses, ayant un bel aspect, exempts de défauts de surface et possédant une bonne compacité. De plus il est conseillé pour le soudage des épaisseurs minces, d'utiliser le procédé TIG. Les propriétés mécaniques et la qualité du joint soudé sont donc excellentes.

I.3.2. Déroulement de l'opération de soudage

L'opération de soudage nécessite des préparatifs en vue de réaliser une soudure saine et de qualité. A cet effet les opérations suivantes ont été réalisées : [28]

- 1- Chanfreinage des tubes : Le chanfreinage des bords en V a été effectué au tour parallèle.
- 2- Nettoyage des bords à souder : On a procédé à l'enlèvement de l'humidité ainsi que les huiles et graisses provenant de l'opération d'usinage à l'aide les pièces doivent être nettoyées à l'aide d'une brosse, d'une lime ou d'un solvant approprié. L'humidité, les huiles et les graisses sont susceptibles d'entraîner une carburation du métal fondu et des zones voisines et par suite une contamination du bain fondue au cours du soudage.
- 3- Alignement Pointage des tubes à souder : Le positionnement des tubes à souder est assuré à l'aide d'un montage d'axe horizontale pour un soudage vertical montant (La fixation des bords des tubes a été faite par la réalisation de points de soudure distants et répartis tout le long du périmètre des tubes, ces derniers ont été fixé par des points de soudure sur un palier métallique fixe, pour permettre un soudage à position fixe).
- 4- Réalisation de la protection à l'envers : côté soudage, Pour éviter le risque d'oxydation à l'envers du cordon de soudure (dû à l'oxydation du bain de fusion par l'air), on a couvert les extrémités du tube à l'aide d'un papier réfractaire. Le métal d'apport (baguette de fil dressé de 01,6 mm) est amené manuellement dans le bain de fusion. Le bain de fusion est protégé de l'atmosphère externe par un cône invisible de gaz inerte de protection : argon (5 à 25 litres/minute). Le gaz protecteur est introduit à l'intérieur du tube par une fente d'un petit diamètre.
- 5- Mesure de la température de soudage: On a placé un thermocouple à 3 mm du chanfrein coté face du tube, et un deuxième thermocouple à 6 mm du chanfrein de l'autre té (cote envers) du tube. Les thermocouples sont fixés à l'aide d'une patte isolante céramique pour avoir une bonne fixation. Ces thermocouples nous ont permis la saisie de la température maximale pour chaque passe. Ils sont reliés à un enregistreur de température.
- 6- Saisi du temps de soudage: On a saisi le temps mis pour la réalisation de chaque passe à l'aide d'un chronomètre. Le temps d'interpasses a également été saisi.
- 7- Contrôle de la température d'interpasses: A l'aide d'un crayon thermochrome, nous avons pris la température entre les deux passes. Cette dernière, ne doit pas dépasser 150°C.

I.3.3. Elaboration de la fiche technique de soudage

La fiche technique de soudage a été élaborée avant l'opération de soudage. Cette fiche

indique l'ensemble des paramètres de soudage ainsi que les conditions dans lesquelles s'est déroulée cette opération (ou le mode opératoire). Par exemple les valeurs de I_s , U_s et t_s ont été mesurées, où I_s est l'intensité de soudage, U_s est la tension de soudage, et t_s est le temps de soudage (Voir Annexe2, la fiche technique de soudage et calcul des paramètres de soudage).

I.4. Méthodes de caractérisation structurale

Cette caractérisation consiste en

- Une observation micrographique au niveau du microscope optique.
- Une observation micrographique au niveau du microscope électronique à balayage pour caractériser la zone fondue et la zone de liaison.
- Une mesure de la taille moyenne des grains austénitiques par la méthode de JEFFERIES et une mesure de la densité des joints de grains par analyse d'image dans les deux joints soudés.
- Une mesure du taux de ferrite dans la zone fondue par analyse d'image pour les deux tubes.
- Une mesure de dureté Vickers.
- Une mesure de microdureté.

I.4.1. Méthodes d'examen métallographique

La connaissance des propriétés des matériaux passe par la détermination des phases qui les composent, quant à leur forme, leur distribution et leur qualité. Ces paramètres sont regroupés sous le nom de structure du matériau. La définition de la structure va dépendre de l'échelle (l'agrandissement) à laquelle on l'observe, et il est donc important de préciser, lorsque l'on parle de structure, s'il s'agit de structure macroscopique ou microscopique. [28]

1.4.1.1. Préparation de l'éprouvette d'examen

a)- Prélèvement des éprouvettes

Pour pouvoir réaliser les essais de dureté ainsi que la caractérisation métallographique (macrographie, micrographie optique et électronique, dureté), (04) éprouvettes par tube soudé ont été prélevées selon la norme NF EN 10002-1 (voir figure I.2). Le travail a été effectué sur une seule éprouvette, car ces éprouvettes sont considérées similaires sur le plan caractéristiques (domaine quasi-stationnaire concernant la répartition thermique de la chaleur durant le soudage). La coupe est réalisée dans le sens travers de la soudure, avec lubrification (en utilisant une meule sous eau) pour éviter tout échauffement ou écrouissage du matériau. Ces derniers peuvent entraîner une modification structurale de l'échantillon. Un usinage de la surface est nécessaire, dans le cas d'une découpe avec un lapidaire sans système de refroidissement de la pièce, pour éliminer la zone surchauffée de la découpe.

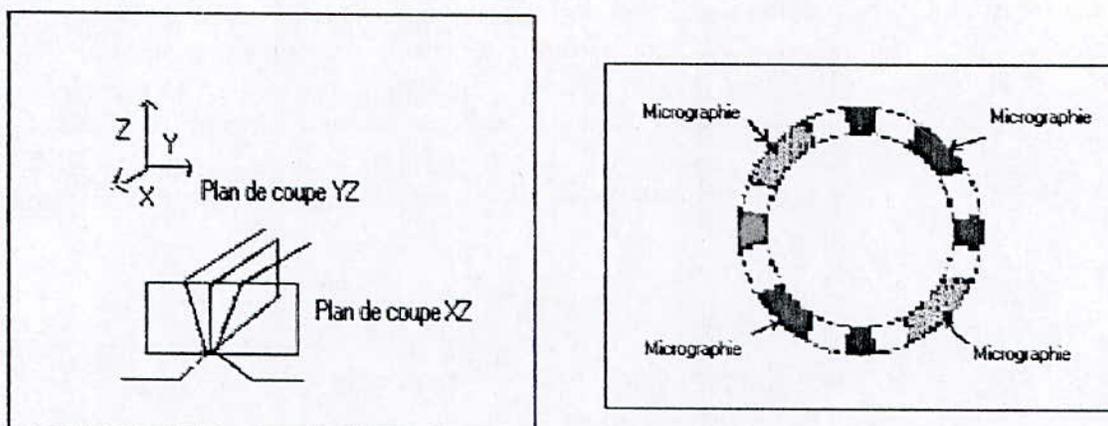


Figure I.3 –Schéma de prélèvement des éprouvettes pour la caractérisation des joints soudés.

b)- Préparation des échantillons d'examen

Les échantillons utilisés sont prélevés du tube soudé selon l'axe XY et ZX. Les échantillons prélevés doivent être parallèles à la direction de solidification du bain de fusion pour une meilleure représentation des joints soudés.

c)- Polissage des échantillons d'examen

La manipulation des échantillons prélevés nécessite leur enrobage dans des montages mécaniques ou en matières plastiques, généralement des résines époxydes, durcissantes à froid (durcissement à l'air dans des moules plastiques) ou à chaud (dans une enrobeuse à chaud qui utilise une pression et une chaleur extérieures). Le but de cet enrobage est de faciliter le polissage manuel de petits échantillons.

Les échantillons prélevés des deux tubes ont été enrobés à froid polis aux différents papiers abrasifs de granulométrie croissante (80, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 et 1200). Un polissage de finition à l'alumine est effectué en dernier sur un velours ou un papier feutre. Les échantillons étaient nettoyés à l'eau distillée puis avec du méthanol et sont immergés dans un bain de nettoyage ultrasonore et séchés à l'air avant d'être attaqués.

Vu la grande déformabilité des aciers austénitiques, les vitesses de rotation choisies, ne devant pas être élevées, étaient comprises entre 150 et 300 tours/minutes environ. L'échantillon subit une rotation à 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les raies précédentes de polissage. La durée de polissage est d'environ 2 minutes par granulométrie. Les aciers austénitiques durcissent par polissage d'où les difficultés rencontrées dans l'étape de préparation des échantillons.

d)- Attaque chimique

Les aciers inoxydables, plus particulièrement les austénitiques ont une résistance à la corrosion, dans les milieux agressifs, élevée. De ce fait la structure des aciers inoxydables austénitiques (surtout les joints de grain) est très difficile à révéler par attaque chimique. L'optimisation d'une solution d'attaque a donc nécessité l'utilisation de plusieurs solutions dont on cite :

- Solution préchauffée à environ 60°C, elle est composée de : 10 ml d'acide nitrique (HNO₃), 10 ml d'acide acétique, 15 ml d'acide chlorhydrique (HCl) et 5 ml de glycérol. Les durées d'attaque allaient de 20 à 25 secondes.
- Solution composée de 20 ml du méthanol, 45 ml d'acide chlorhydrique (HCl) et 15 ml d'acide nitrique. Les durées d'attaque allaient de 10 à 30 secondes.
- Réactif de Lorry (pour révéler les joints de grains austénitiques uniquement), il est composé d'un volume d'acide chlorhydrique, deux volumes d'acide nitrique HNO₃ et deux volumes de glycérine. Les durées d'attaque étaient comprises entre 8 et 12 mn.
- L'eau régale contenant un volume d'eau, un volume d'acide nitrique à 65% et deux volumes d'acide chlorhydrique à 36%. La durée d'attaque a été de 2 mn pour l'échantillon du tube traité et de 2 mn 30 s pour l'échantillon du tube non traité.

- L'attaque chimique est interrompue par neutralisation avec de l'eau distillée. Les meilleurs résultats d'attaque ont été obtenus en trempant l'éprouvette dans la solution d'attaque dans une assiette en verre pour assurer l'homogénéité de l'attaque. Nous avons remarqué que l'échantillon du tube traité se corrodait plus rapidement et s'attaquait mieux que l'échantillon du tube non traité.

On a opté à l'eau régale pour l'obtention d'une belle micrographie, révélant à la fois la structure de la zone fondue et les joints de grains austénitiques.

I.4.1.2. Examen au microscope optique

Cet examen a pour but de mettre en évidence la structure de l'échantillon et de révéler la nature des phases présentes dans les différentes zones de la soudure (les changements structuraux dus à l'échauffement dans le cas des assemblages soudés). Les échantillons d'examen doivent être proprement préparés pour observer leurs microstructures. Une bonne préparation est nécessaire pour une interprétation réussie. L'obtention de la surface d'examen nécessite la suite d'opérations de préparation décrites dans les paragraphes précédents.

☒ Réalisation des micrographies optiques

A l'aide d'un microscope optique de marque (ZEISS), au laboratoire de métallurgie et mécanique au (CSC), nous avons pris les microstructures des différentes régions du joint de soudure des deux échantillons, du tube traité et non traité, avec un grossissement X200. Les photos sont prises par une caméra numérique reliée à l'ordinateur. Le logiciel d'acquisition des photos est le logiciel **ATLAS**. Les résultats de cette étape sont présentés dans le chapitre II de l'étude expérimentale.

I.4.1.3. Observation au microscope électronique à balayage : MEB

a)- Principe de base

Un faisceau très fin d'électrons, monocinétique, balaie la surface d'un échantillon où se produisent des interactions détectées par un capteur qui contrôle la brillance d'un oscilloscope cathodique dont le balayage est synchronisé avec celui du faisceau d'électrons ; on peut ainsi comparer le MEB à un système de télévision en circuit fermé. L'interaction électrons – matière donne lieu à des rayonnements caractéristiques captés et transformés en signal électrique par

un détecteur approprié. Le signal détecté est amplifié puis focalisé sur un tube à écran. Une image de l'échantillon est obtenue après balayage complet de l'écran. [31]

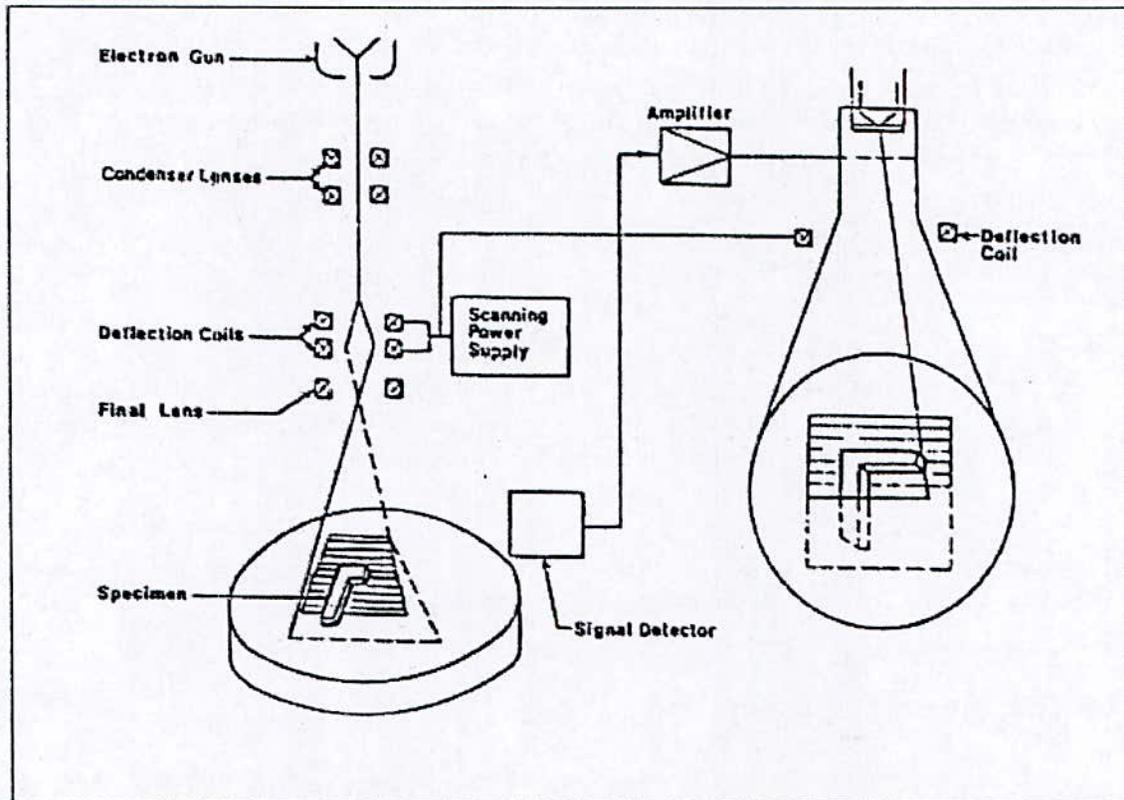


Figure I.4 –Schéma de base d'un MEB.

b)- Formation des images

Les schémas de la figure I.5, la figure I.6 et le tableau I.7 résument les principales interactions électron-matière : [31]

- ❖ Les électrons rétrodiffusés, d'énergie comparable à celle des électrons incidents ;
- ❖ Les électrons secondaires, arrachés à la matière par les électrons incidents ou rétrodiffusés, d'énergie beaucoup plus faible ;
- ❖ Les électrons Auger, de très faible énergie, ne pouvant être étudiés que dans des conditions d'ultra-vide ;
- ❖ les photons visibles (cathodoluminescence) spécifiques de certains matériaux ou impuretés ;
- ❖ Les photons X, donnant accès à l'analyse.

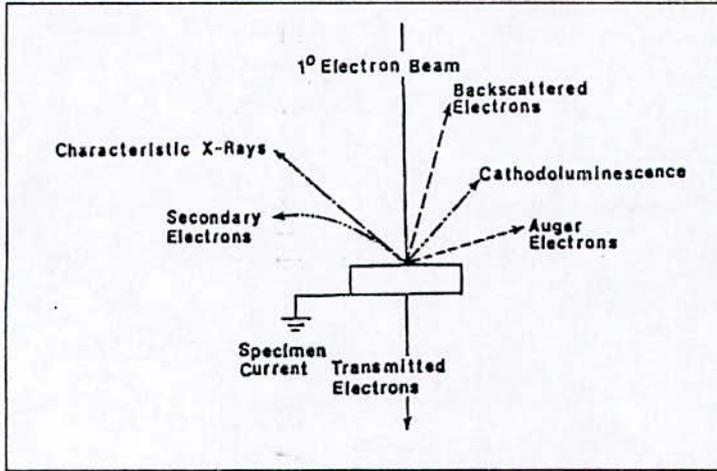


Figure I.3 –Signaux produits par interaction d'un électron primaire avec l'échantillon.

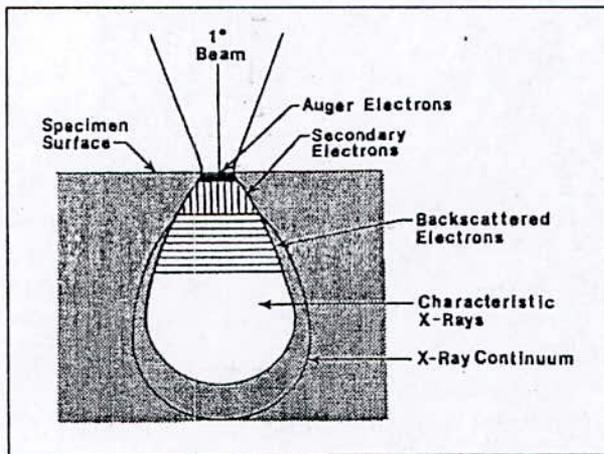


Figure I.4 –Domaine d'émission des diverses interactions.

Tableau I.7 –Classification des différents évènements intervenant dans le MEB.

Type de collision	Effets	Applications
● Elastique	● Electrons rétrodiffusés "backscattered electrons"	◆ Contraste atomique. ◆ Effets de diffraction.
● Inélastique	● « Bremsstrahlung » ou rayonnement de freinage entraînant l'émission de rayons X (fond continu rayons X).	◆ Microanalyse X.
	● Electrons Auger.	◆ Analyse de surface.
	● Effets radiatifs.	◆ Cathodoluminescence.

 Emission d'électrons secondaires.	 Topographie.
 Génération de paires électron-trou.	 Contraste de potentiel.  Courant induit (EBIC).
 Electrons transmis.	 Etat cristallin – Composition.
 Electrons absorbés.	 Topographie – Composition.

c)- Spécificités du MEB

Le microscope électronique à balayage est caractérisé par : [31]

- ◆ Une utilisation simple, peu de contraintes pour la préparation de l'échantillon ; cependant celui-ci doit être conducteur électrique (ou rendu conducteur par dépôt d'une couche mince d'or ou de graphite) afin d'éviter l'accumulation de charges ;
- ◆ Une grande profondeur de champ en comparaison avec le microscope optique (dans la gamme des grossissements où une telle comparaison peut être faite) ;
- ◆ Un matériel assez courant malgré un coût relativement élevé (1 MF) ;
- ◆ Il est très efficace pour la détection de défauts tels que trous, fissures, amas ;
- ◆ Il donne accès à la microanalyse.

d)- Microanalyse électronique

- **Analyse qualitative et quantitative** : La microanalyse permet d'identifier et de quantifier les éléments chimiques présents à la surface d'un échantillon grâce aux rayons X caractéristiques qu'il émet. [31]
- **Cartographie X** : Une cartographie X permet d'observer la répartition d'un élément chimique à la surface de l'échantillon. On fait une acquisition point par point selon une matrice et on reporte sous forme de niveaux de couleurs, attribuées à chaque élément, l'intensité du pic mesuré pendant un temps donné. On obtient ainsi une cartographie de la répartition des éléments, très représentative dans le cas d'échantillons fortement hétérogènes. [31]
- **Profil de concentration** : Un profil détermine la concentration en plusieurs éléments chimiques à la surface de l'échantillon le long d'une ligne choisie par l'opérateur. Le faisceau n'est plus piloté par le système de balayage du MEB mais par l'ordinateur du système de microanalyse et déplacé selon une ligne, choisie à l'avance sur l'image, de point en point avec un pas déterminé par l'opérateur. [31]

d)- Travail réalisé au MEB

Nous avons utilisé un microscope électronique à balayage de marque **JSM-550LV** au laboratoire des sciences des matériaux à l'**USTHB**. Notre but était la caractérisation de la zone fondue et la zone de liaison. Nous avons pris des photos en mode BEC (Emission électrons rétrodiffusés), et en mode SEI (Emission d'électrons secondaires) et nous avons pris le profil du chrome et celui du nickel dans la zone fondue de l'échantillon du tube non traité. Les résultats sont présentés dans le chapitre II de la partie expérimentale.

I.4.2. Mesure de la taille moyenne des grains et de la densité des joints de grains

Pour estimer l'évolution de la densité des grains austénitiques, à partir de la zone de liaison et jusqu'au métal de base, nous avons utilisé la méthode d'analyse par traitement d'image.

Le but de l'analyse d'image est de fournir une description quantitative de l'image (nombre de cellules d'une certaine taille) ou une reconnaissance de forme (utile si les caractéristiques morphologique de l'image sont liées aux propriétés de l'objet). Elle est utilisée en sciences des matériaux, géologie, médecine, météo, agriculture et astronomie. Dans la métallographie quantitative, elle est utilisée pour mesurer la forme et la taille des grains par exemple. [32]

Les analyseurs d'images quantitatifs se composent d'une caméra de télévision qui peut être combinée à un microscope optique, un appareil de projection ou un microscope électronique. Les signaux provenant de l'image reçue par la caméra sont traités par une unité centrale qui calcule les surfaces, effectue les comptages et répartit les particules en classe de diamètre. Il est également possible de déterminer des caractéristiques telles que le rapport entre les diamètres maximal et minimal. La zone en cours d'examen est visualisée sur un écran. Avec un tel dispositif, il est possible de choisir les objets à examiner, d'en effacer et de séparer des particules adjacentes. [32]

Dans notre cas nous avons utilisé un programme en **Matlab**, pour calculer la densité des joints de grains. Ce programme calcule le taux du noir, qui correspond à la densité des joints mesurée, dans une surface donnée. Le principe de calcul de ce logiciel est le même que celui des analyseurs d'image. Le logiciel convertit une image binaire (en noir et blanc) en une matrice de 1 et de 0, l'unité de calcul étant le pixel, le logiciel affecte à chaque pixel noir la valeur 0 et aux pixels blancs la valeur 1. Avant d'être transmises au logiciel **Matlab**, les images obtenues à l'aide de la caméra numérique sont traitées par le logiciel de traitement d'image **Photoshop**, en augmentant le contraste et la luminosité. Le but de ce traitement est l'obtention d'une image la plus représentative de l'image originale.

Le calcul de la taille des grains se fait selon la norme A04-1 02 grâce à plusieurs méthodes parmi lesquelles on cite : la méthode de comptage, la méthode par intersection et la méthode de comparaison avec des images types.

Dans notre cas nous avons utilisé la méthode de **JEFFRIES (technique planimétrique)** pour mesurer la taille des grains austénitiques le long du joint soudé. Le principe de cette méthode consiste en : tracer sur l'image de la structure un cercle d'air connue (on trace par exemple un cercle d 500 mm^2 sur l'écran sur l'image traitée). On compte le nombre de grains situés entièrement à l'intérieur du cercle et on ajoute la moitié des grains coupés par la circonférence. L'aire totale divisée par le nombre total de grains ainsi comptés donne l'aire moyenne \bar{A} des grains. La racine carrée de cette valeur, $\sqrt{\bar{A}}$, est appelée «taille du grain». [33]

La méthode de **JEFFRIES** est la méthode la plus usuelle lorsqu'on cherche une simple estimation quantitative de la taille de grains que ce soit dans le contrôle dans le contrôle de la production ou dans la recherche. [33]

I.4.3 Essai de dureté et de micro dureté

L'essai de dureté est une technique idéale pour caractériser les cinétiques de durcissement structural car elle est à la fois rapide et peu coûteuse en matériau. Elle permettra par la suite d'une caractérisation complète des propriétés plastiques des différents états de structure, qu'il s'agisse de résistance mécanique ou de vérifier l'absence de différents traitements mécaniques ou thermiques que le matériau a pu subir.

I.4.3.1. Essai de dureté Vickers - HV

Le pénétrateur est une pyramide droite à base carrée et d'angle au sommet de 136° . Sous une charge F , la pyramide est imprimée dans l'échantillon (Figure I.5). On mesure les diagonales "d" de l'empreinte et on calcule la valeur de la dureté Vickers à partir de la formule:

$$H_v = 0.1892 \frac{F}{d^2}$$

Où

F : est le niveau de la charge appliquée ;

d : est le diamètre de l'empreinte. d est la moyenne des deux diagonales de l'empreinte ;

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

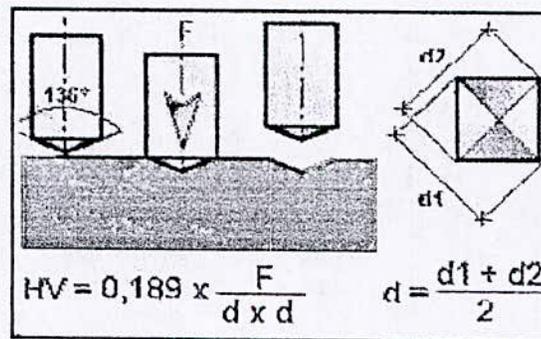


Figure II.7 –Principe de l'essai de dureté Vickers.

La charge qui a été appliquée dans notre cas était de 10 Kgf. Une valeur moyenne a été calculée.

a)- Préparation des échantillons

La préparation des échantillons s'est effectuée en suivant les mêmes étapes de préparation pour l'examen micrographique à savoir: le polissage avec du papier abrasif de granulométrie de

80 jusqu'au papier 1200 suivi d'un polissage de finition à l'alumine.

b)- Position de l'empreinte

Nous avons effectué un balayage de le long de l'échantillon, en prenant pour un même X_i au moins trois (03) valeurs sur une même vertical Y_i , comme montré sur la figure ci-après.

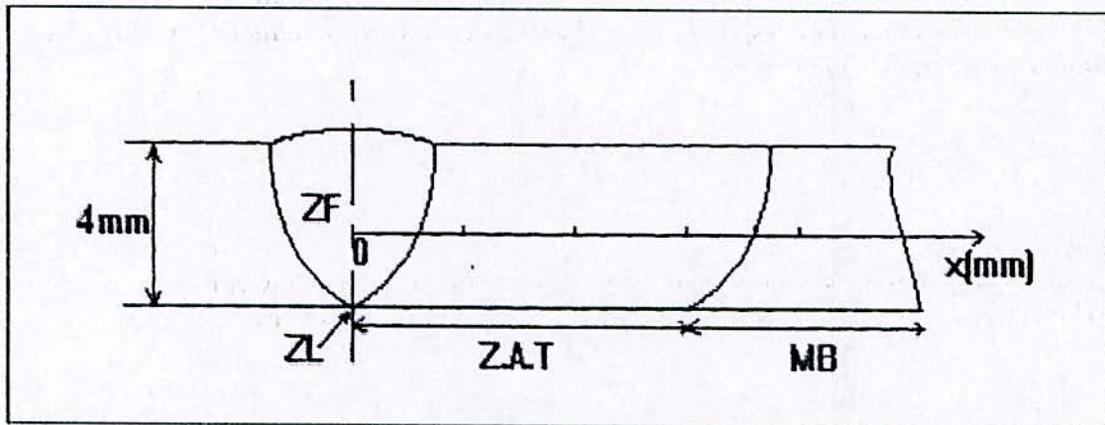
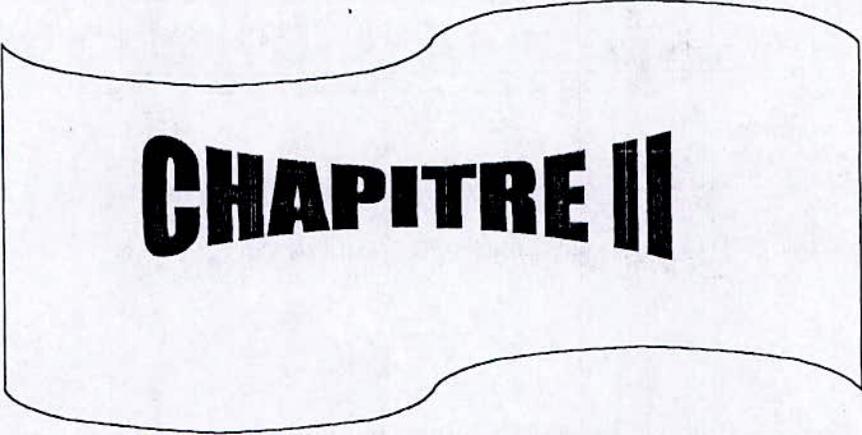


Figure I.8 – Mode de balayage pour la mesure du profil de dureté Vickers.

I.4.3.2. Micro dureté

L'établissement du profil de microdureté à pour but de confirmer et de compléter l'examen micrographique et de permettre une bonne précision dans une surface donnée où il y a possibilité de changement de phase ou d'existence de composés intermétalliques ou de carbures.

Le profil de microdureté a été effectué avec une charge de 0.1 kgf avec un microduromètre de marque (ZEISS) ayant une charge maximale de 1 kgf. Nous avons pris la dureté de l'austénite dans la zone fondue (phase blanche majoritaire dans la zone de fondue). Nous n'avons pas pu prendre la dureté d'une dendrite, cette dernière étant plus fine que l'empreinte du microduromètre. La mesure de cette dureté nécessite l'utilisation d'un nanoduromètre.



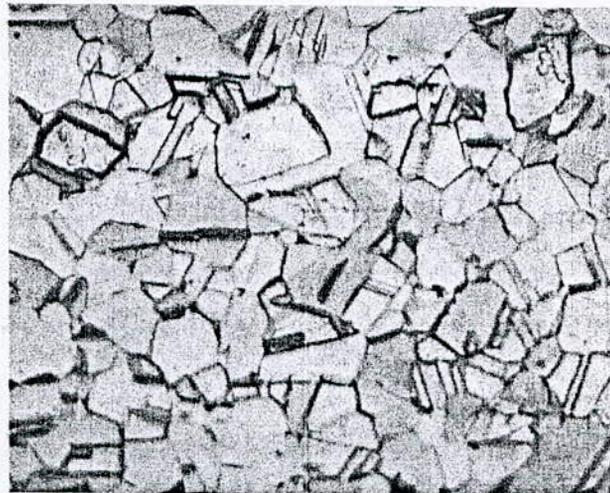
CHAPITRE II

Chapitre II

Résultats et interprétations

II.1. Caractérisation structurale

II.1.1. Structure du métal de base avant le soudage



— 50 μm .

Figure II.1 – Micrographie optique de l'échantillon du métal de base G \times 200.

L'observation du métal de base avant l'exécution des passes de soudage montre une structure austénitique (austénite de forme polygonale). Nous avons remarqué des défauts distribués à travers la structure et orientés différemment. Ces derniers se présentent sous forme de macles qui sont des défauts accompagnant le processus d'élaboration de ces aciers.

II.1.2. Etude du cas du tube non traité

II.1.2.1. Le métal de Base

L'observation réalisée par microscopie optique montre que le métal de base de l'échantillon du tube non traité (à une distance > 2 mm depuis la zone de liaison ZAT/Zone fondue) a une structure austénitique. Les grains ont une forme polygonale avec des joints de grains peu décelables à cause des conditions de l'attaque chimique. La nature austénitique de la structure du métal de base et la taille des grains prouve que ce dernier n'a pas été affecté par la chaleur du soudage (Figure II.2)



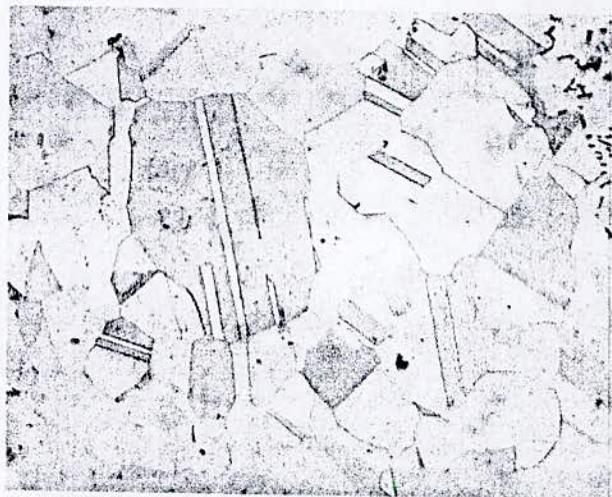
— 50 μm .

Figure II.2 –Structure du métal de base G $\times 200$.

II.1.1.2. Zone affectée thermiquement ZAT:

Cette partie est constituée de deux zones plus ou moins étroites

- Zone de surchauffe qui est la partie de la Z.A.T voisine du métal fondu, les températures atteintes (dépassent 1000 °C) sont telles que les grains vont pouvoir grossir et atteindre parfois des dimensions importantes. Dans cette partie le métal a subi plus ou moins partiellement une transformation austénite \rightarrow ferrite. La rapidité de refroidissement peut faire que subsiste dans cette zone une certaine proportion de ferrite (la quantité de ferrite restant néanmoins toujours faible) (Figure II.3).



— 50 μm .

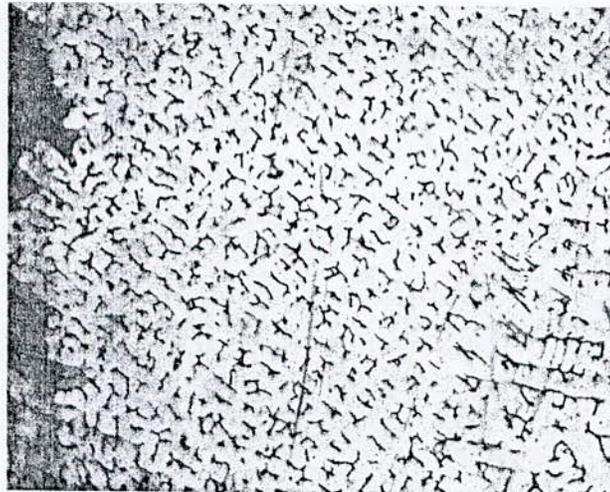
Figure II.3 –Structure de la (ZAT) zone de surchauffe G $\times 200$.

- Zone d'hypertrempe qui suit la précédente et dont la température atteinte au cours du cycle se situe entre 1100 °C et 850 °C environ. Dans cette zone, le métal a subi un nouveau traitement d'hypertrempe et subsiste donc dans un état austénitique comparable à celui du métal de base.

II.2.1.3. Zone fondue ZF

1- Microscopie optique

La structure de la ZF est très fine par rapport à la structure du métal de base. Elle a un aspect brut de solidification. La différence entre la première passe et la deuxième passe est apparente, la deuxième passe à une structure dendritique plus grossière que la première passe. La deuxième passe a une structure dendritique orientée, tandis que dans la première passe les dendrites n'ont pas une orientation privilégiée. Les figures II.4, II.5 et II.6 représentent les micrographies optiques de la première passe, la deuxième passe et de la zone entre les deux passes. Le phénomène de croissance par épitaxie de la deuxième passe sur la première est nettement marqué.



—50 μm .

Figure II.4 –Structure de la première passe G \times 200.



—50 μm .

Figure II.5 –Structure de la deuxième passe G \times 200.



— 50 μm .

Figure II.6 – Zone intermédiaire entre les deux passes.

2- Microscope électronique à balayage

Les micrographies électroniques ont été réalisées avec différents modes (mode SEI pour révéler le contraste des phases et mode BEC pour révéler le contraste chimique). Le but de ce travail était de compléter l'observation au microscope optique, le microscope électronique permet de révéler les détails fins que le microscope optique ne permet pas de révéler en raison du grossissement largement plus élevé.

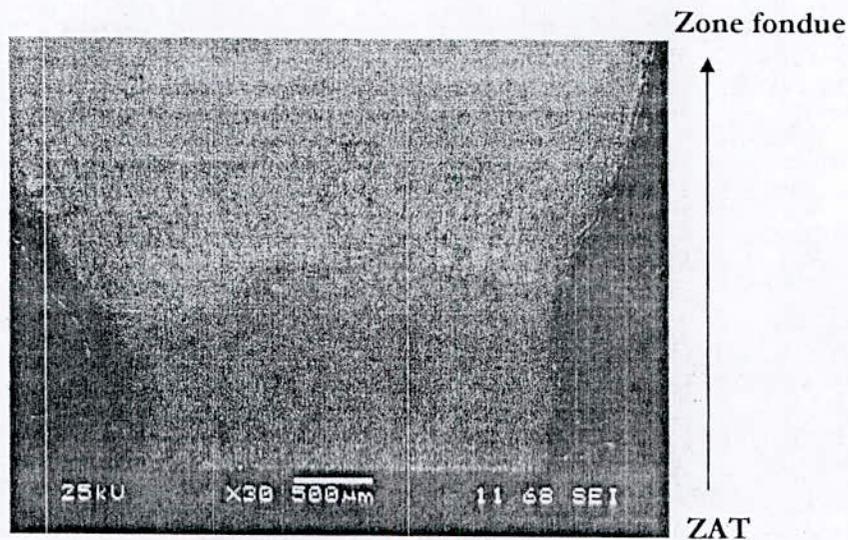
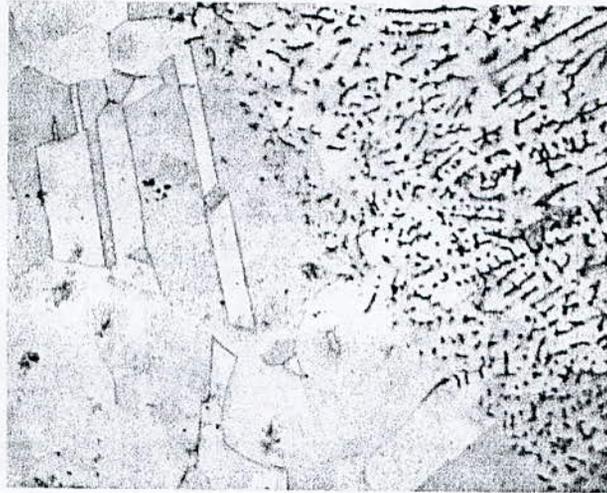


Figure II. 7 – Micrographie de la zone fondue- ZAT.

La figure II.7 montre la frontière entre la zone fondue et la ZAT très nettement, la direction du flux de chaleur (direction de croissance des dendrites) est apparente sur cette frontière de solidification (Zone fondue/ZAT).

II.1.1.4. Analyse de la zone de liaison par microscopie optique

La zone de liaison est étroite. Le phénomène de solidification par épitaxie de la zone fondue sur le métal de base n'est pas nettement apparent avec un grossissement de 200.

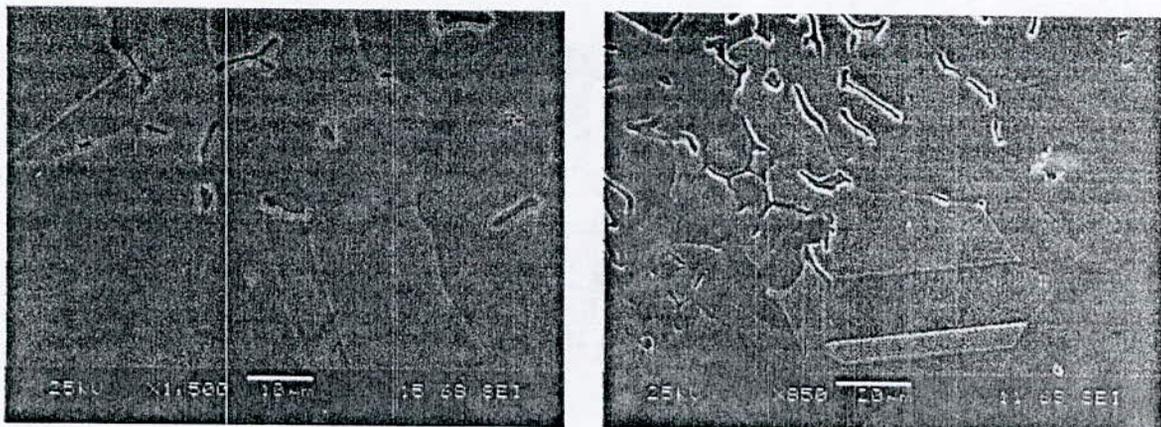


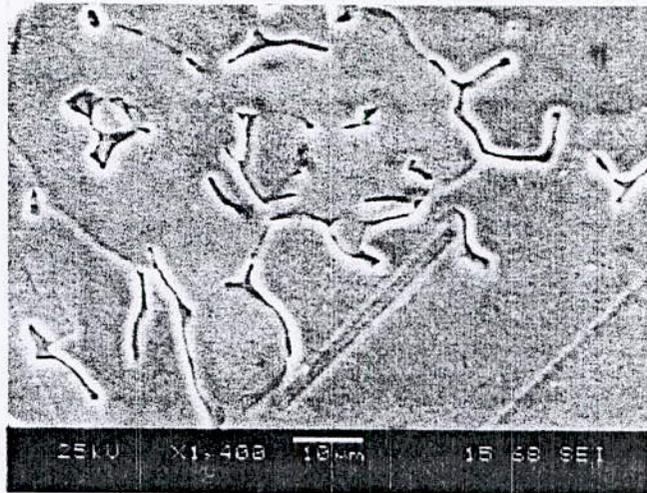
— 50 μm .

Figure II.7 – Structure de la zone de liaison.

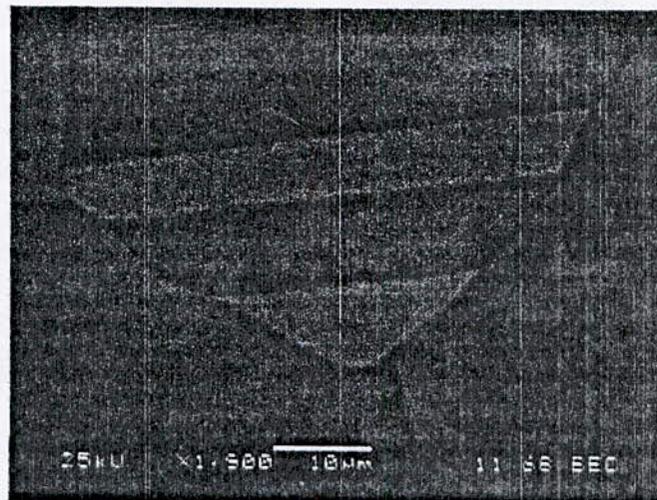
2- Microscope électronique à balayage

L'observation au MEB confirme la théorie, le phénomène de solidification par épitaxie est apparent. On remarque sur les figures II.8 que la précipitation de la ferrite se fait sur les joints de grains. Le phénomène d'épitaxie est très apparent, un grain austénitique du métal de base continue dans la zone fondue avec la même orientation.





Figures II.8 –Zone de liaison solidification des grains de ferrite (dendrites).



Figures II.9 –Zone de liaison solidification des grains d'austénite.
Joint de grains triple.

II.1.2. Etude du cas du tube traité

Les mêmes remarques qui ont été constatées pour le tube traité sont valables pour le tube non traité. La différence est que la taille des grains dans le tube traité est supérieure à celle du tube non traité, la densité des dendrites dans le tube traité est plus élevée, la structure dendritique du tube non traité est plus fine. Nous présentons ci-dessous les micrographies optiques et électroniques du tube traité.

II.1.2.1. Le Métal de Base

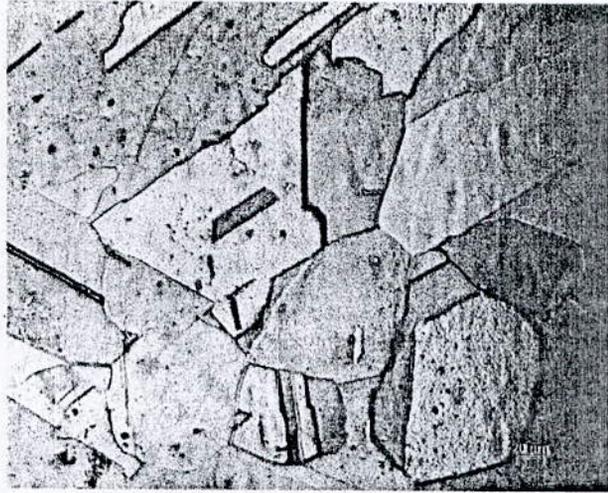
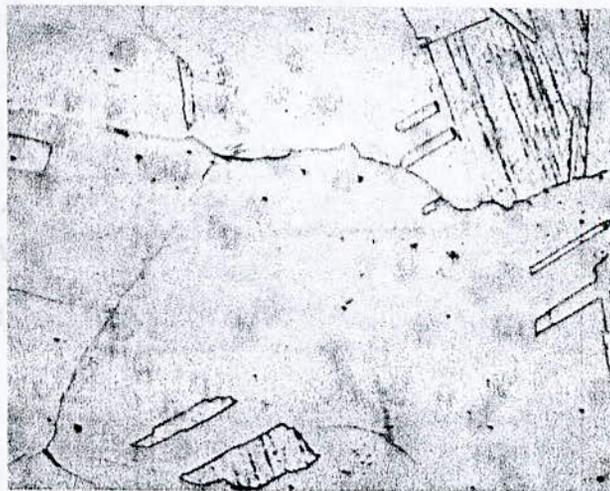


Figure II.10 –Structure du métal de base G \times 200.

La figure II.10 montre une structure grossière du métal de base malgré qu'il n'a pas été affecté par la chaleur de soudage. Le grossissement des grains est dû au traitement préalable

II.1.2.2. Zone affectée thermiquement ZAT

1- Microscope optique



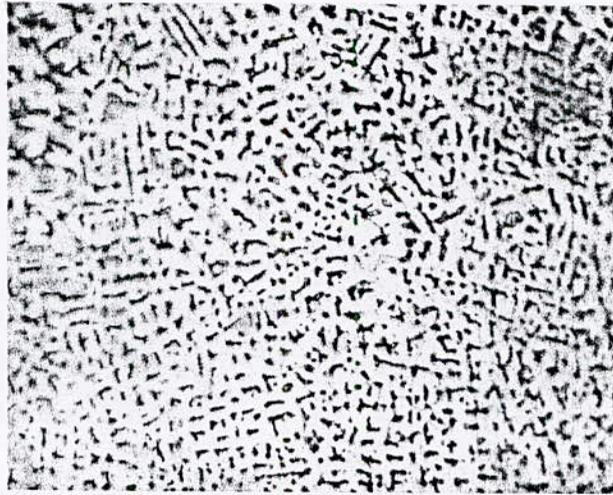
— 50 μ m.

Figures II.11 –Zone affectée thermiquement.

La figure II.11 montre la structure de la ZAT plus grossière que celle du métal de base.

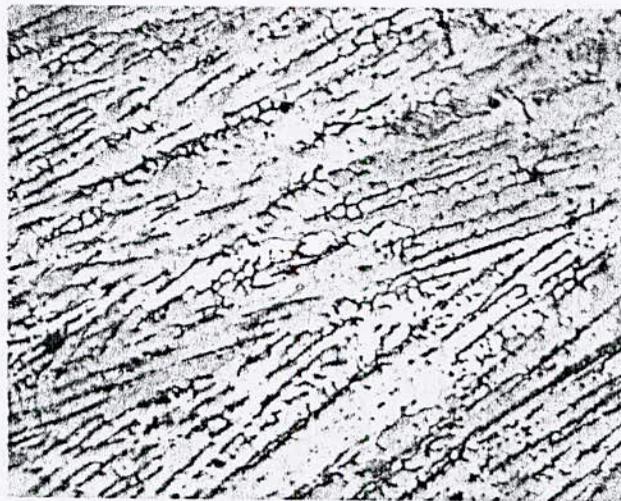
II.1.2.3. Zone fondue ZF

1- Microscope optique



—50 μm .

Figure II.12 –Structure de la première passe G \times 200.



—50 μm .

Figure II.13 –Structure de la deuxième passe G \times 200.

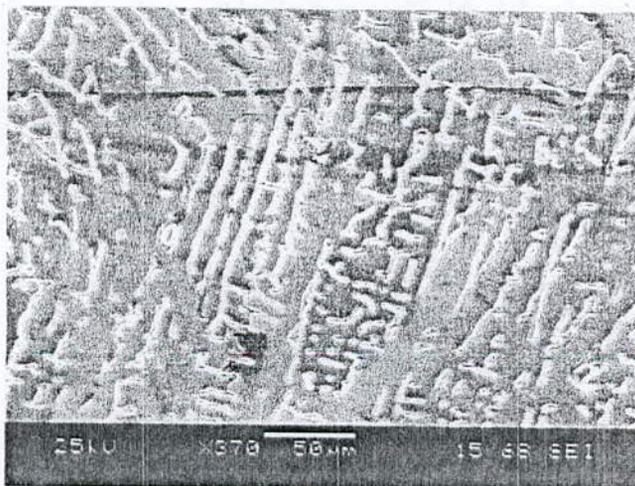


—50 μm .

Figure II.14 –Zone intermédiaire entre les deux passes.

Comme dans le cas du tube non traité la première passe est plus fine que la deuxième. Les passes de soudage du tube traité sont plus grossières que celles du tube non traité.

2- Microscope électronique à balayage



—50 μm .

Figure II.15 –Zone fondue.

Dans cette figure les dendrites de ferrite sont en blanc et l'austénite en gris.

II.4.2.3. Zone de liaison



Figure II.16 –Structure de la zone de liaison G \times 200.

Le phénomène d'épitaxie est plus apparent avec ce grossissement que dans le cas du tube non traité.

II.2. Analyse quantitative

II.2. 1. Calcul du taux de ferrite dans la zone fondue

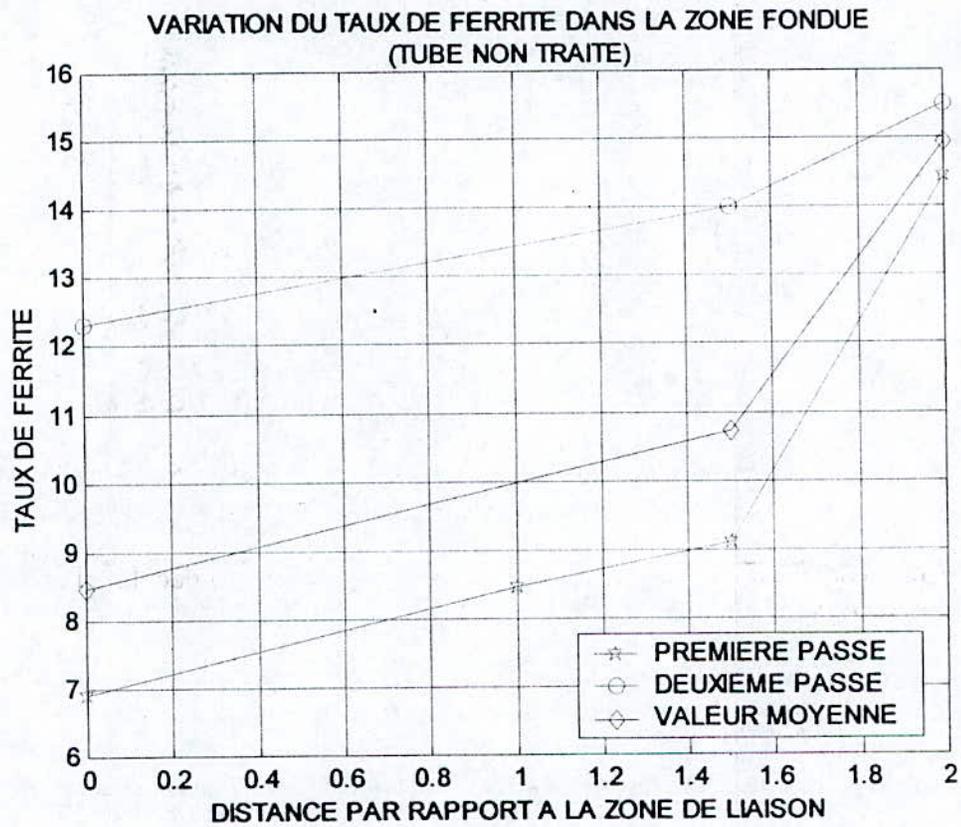


Figure II.17 – Variation du taux de ferrite dans la fondue, tube non traité.

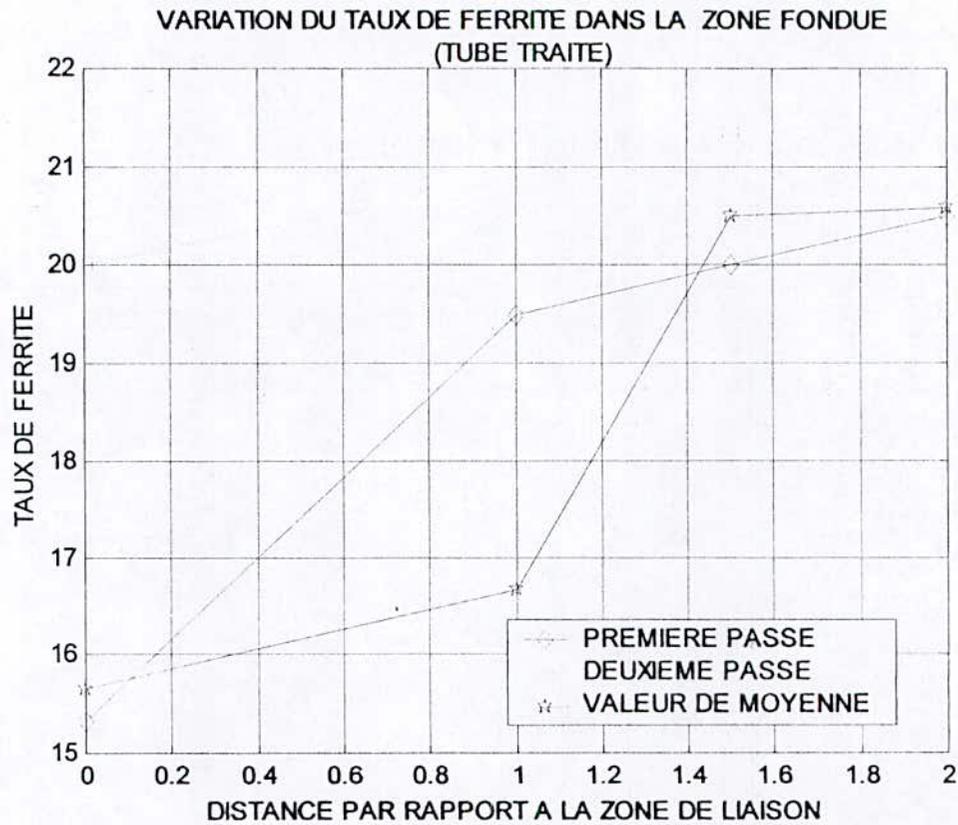


Figure II.18 – Variation du taux de ferrite dans la fondue, tube traité.

Le taux de ferrite dans les deux cas diminue à partir de la zone de liaison vers le cœur de la passe. La moyenne du taux de ferrite dans la zone du tube non traité est de 12% environ, celle du tube traité est un peu plus supérieure. Cette valeur dans les deux cas est acceptable car elle est située entre les deux limites 5% et 15%, domaine conseillé dans le soudage de ces aciers.

On remarque dans les deux cas que le taux de ferrite dans la deuxième passe est plus élevé. La première passe a pu subir un traitement par la deuxième passe qui a favorisé la transformation $\gamma \rightarrow \delta$. La variation de ferrite demeure faible dans les deux cas.

II.2. 2. Taille des grains

Nous avons calculé le diamètre moyen du grain depuis la zone de liaison vers le métal de base pour chaque tube. Les tableaux II.2 et II.3 indiquent les valeurs mesurées de cette grandeur :

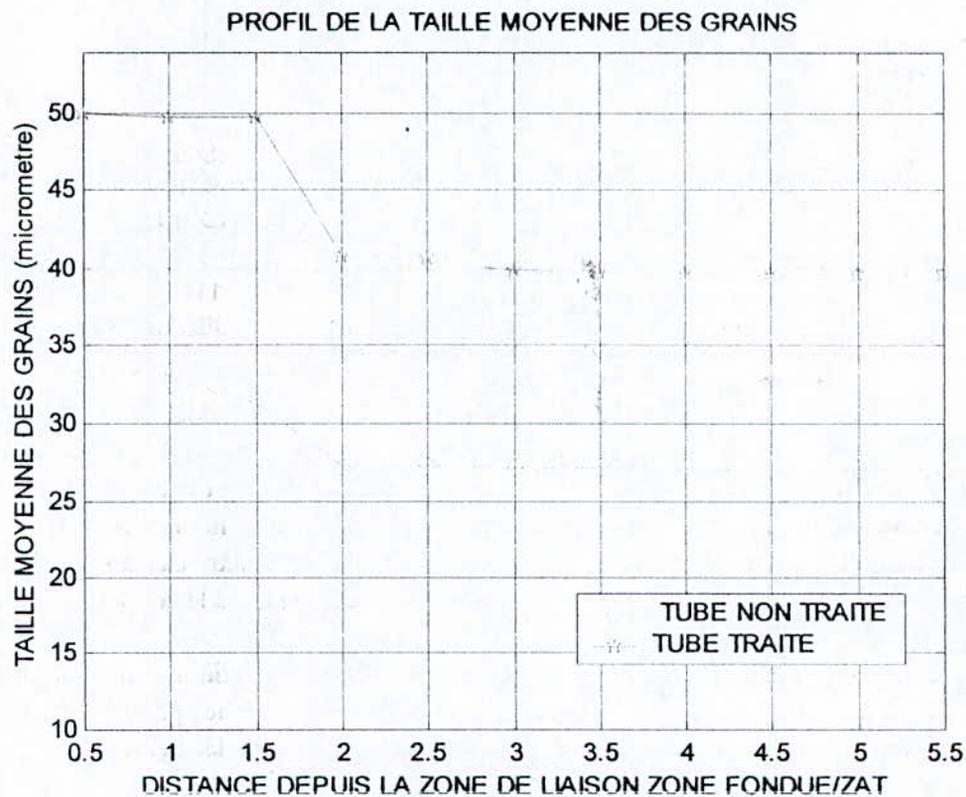
Tableau II.2 – Valeurs mesurées de la taille des grains, tube non traité.

Distance (x) par rapport au cordon (mm)	0.5	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5	5	5.5
La taille moyenne du grain (μm)	39.68	32.89	31.25	27.27	27.27	27.2	27	27	27	27	27

Tableau II.3 – Valeurs mesurée de la taille des grains, tube traité.

Distance (x) par rapport au cordon (mm)	0.5	1	1.5	2	3	3.5	4	4.5	5	5.5	2.5
La taille moyenne du grain (μm)	50	49.8	49.68	40.67	40.57	38.8	38.7	38.68	39.68	39.6	39.6

Le graphe ci-dessous montre l'évolution de la taille moyenne des grains dans les deux joints du tube traité et du tube non traité :

**Figure II.19** – EVOLUTION DE LA DENSITE DES JOINTS E GRAINS.

La taille des grains du tube traité est largement supérieure à celle du tube non traité, quelque soit la distance par rapport à l'axe de cordon de soudure.

Dans les deux cas On remarque que :

- la taille des grains diminue de la zone de liaison vers le métal de base ;
- La taille des grains varie dans une zone étroite.
- La taille des grains devient pratiquement constante à partir d'une certaine distance (2 mm pour le non traité et 2 mm environ pour le traité).

Cette variation de la taille des grains est due au phénomène de surchauffe ou grossissement des grains dans la ZAT, qui provient de l'élévation de la température au cours du soudage. On remarque que la zone de variation de la taille des grains est plus élevée dans le cas du tube

traité que dans le cas du tube non traité. Elle est à peu près de 2 mm dans le cas du tube non traité. La taille des grains devient constante lorsqu' on s'approche du métal de base. Ces résultats sont conformes à l'observation micrographique.

II.2. 3.Densité des joints de grains

Nous avons calculé la densité des joints de grains depuis la zone de liaison vers le métal de base pour chaque tube. Le tableau II.2 indique les valeurs mesurées de cette grandeur :

Tableau II.3 – Valeurs mesurée de la densité des joints de grains, tube non traité.

Distance (x) par rapport au cordon (mm)	0.5	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5
Densité des joints de grains (longueur/ μ m ²)	2.7	3.98	4.16	4.27	5.63	5.82	6.36	6.45	6.5

Tableau II.4 – Valeurs mesurée de la densité des joints, tube non traité.

Distance (x) par rapport au cordon (mm)	0.5	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5
Densité des joints de grains (longueur/ μ m ²).	2	2.5	3.6	3.8	4.4	4.6	4.8	4.8	4.8

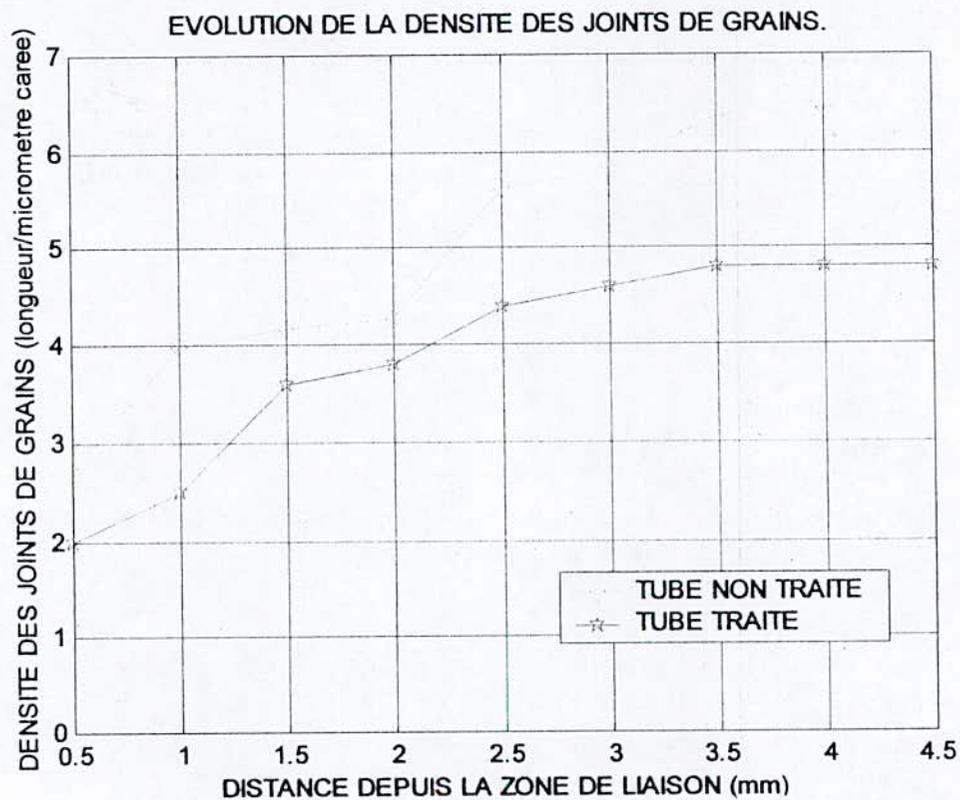


Figure II.20 – Evolution de la densité des joints de grains.

Sachant que la taille des grains et la densité des joints de grains sont inversement proportionnelles, on remarque que les résultats obtenus par analyse d'image confirment ceux par la méthode de mesure conventionnelle et ceux de l'observation micrographique.

II.2.4. Mesure de dureté

Les résultats obtenus suivant XY pour les deux tubes sont présentés dans le tableau (II.5) et (II.6).

Tableau II.5 – Valeurs mesurée de la densité des joints, tube non traité.

Distance (x) par rapport au cordon (mm)	0	0.5	1	1.5	2	2.5	3
Dureté Vickers (Hv 10)	149.67	149	148.67	148.40	148	148.33	139.33
3.5	4	4.5	5	5.5	6.5	7	
137.67	137.33	136.67	136.5	139.5	139.54	139]	

Tableau II.6 – Valeurs mesurée de la densité des joints, tube non traité.

Distance (x) par rapport au cordon (mm)	0	0.5	1	1.5	2	2.5	3
Dureté Vickers (Hv 10)	154.33	154.33	154	152	150.67	150.60	150.33
3.5	4	4.5	5	5.5	6.5	7	
150.30	150	152.33	154	154	154	154	154

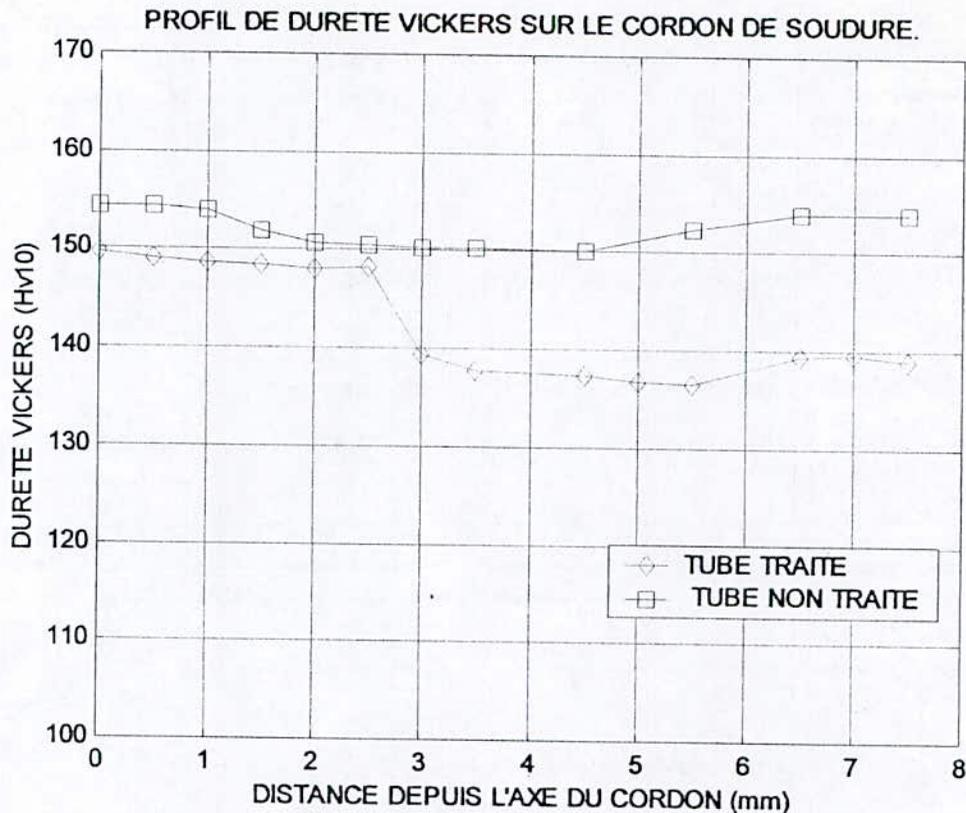


Figure II.21 – Profil de dureté dans le tube non traité et dans le tube traité.

En analysant les deux courbes du profil de dureté des deux tubes on peut remarquer :

Une diminution de la dureté en allant de la zone fondue jusqu' au métal de base. Ceci est confirmé par la théorie qui nous renseigne que la dureté décroît en fonction de la température maximale atteinte (l'évolution de la taille des grains). De plus on remarque bien que les valeurs maximales de dureté sont localisées dans l'interzone Z.F/Z.A.T., d'où la fragilité de cette zone de liaison.

La dureté se stabilise à partir d'une distance de 2 mm environs dans le cas du tube traité et de 3 mm environ dans le cas du tube traité. Cette stabilité est due à l'état non affecté (structure à grains fins relativement à la ZAT) qui correspond au métal de base.

La diminution de la valeur de dureté du milieu de la passe vers la zone de liaison est due à la diminution du taux de ferrite. L'augmentation de la dureté de la zone de liaison vers le métal de base est due à la diminution de la taille des grains.

Les résultats de la mesure de dureté confirment l'observation micrographique et les mesure du taux de ferrite et les résultats du profil de la taille des grains.

Conclusion générale

Conclusion générale

L'objectif principal de notre travail était de déterminer l'influence d'un traitement préalable et par suite l'effet du grossissement des grains sur les caractéristiques des éléments soudés.

Le traitement thermique d'hypertrempe, avec une durée de maintien élevée, conduit principalement à un grossissement des grains austénitiques. Toutefois, la température de traitement étant proche de la température de stabilité de la phase ferritique (δ), ce traitement peut aussi augmenter le taux de ferrite (δ) dans le métal traité préalablement. L'étude de l'influence du traitement préalable revient donc à étudier l'influence de ces deux facteurs sur les caractéristiques de la soudure. Notre travail a concerné donc la caractérisation des soudures avec des techniques de caractérisation structurale (Microscopie optique, Microscopie électronique à balayage, Microdureté) et une technique de caractérisation mécanique par essai de dureté. Les résultats obtenus montrent que le traitement préalable a les effets suivants sur la soudure :

- L'augmentation du taux de ferrite dans les soudures.
- Augmentation de la taille des grains dans la zone affectée thermiquement.
- Diminution des valeurs de dureté.

On peut conclure que le traitement préalable avait sur la soudure :

- Un effet bénéfique ; il diminue le risque de fissuration à chaud en augmentant le taux de ferrite.
- Des inconvénients ; il élargit la ZAT (zone des soudures) et peut entraîner une fragilisation de la soudure et augmenter le risque de corrosion si le taux de ferrite devient important dans la soudure.

Ces résultats sont importants sur le plan pratique du soudage, mais ce travail doit être suivi par d'autres études. Les perspectives que nous pouvons dégager dans l'avenir sont :

- Développer l'investigation par MEB concernant la saisie des images et la microanalyse chimique pour le profil du Cr et du Ni, éléments importants dans les soudures.
- Maîtriser l'analyse d'image pour la caractérisation des soudures.
- Utiliser la diffraction des rayons X pour la mesure du taux de ferrite dans la zone fondue.
- Utiliser un nanoduromètre pour mesurer la dureté des phases dans la zone fondue, les dendrites de solidification étant très fines par rapport à l'empreinte du duromètre.
- Compléter l'étude par une étude économique du traitement des tubes par rapport aux résultats attendus.

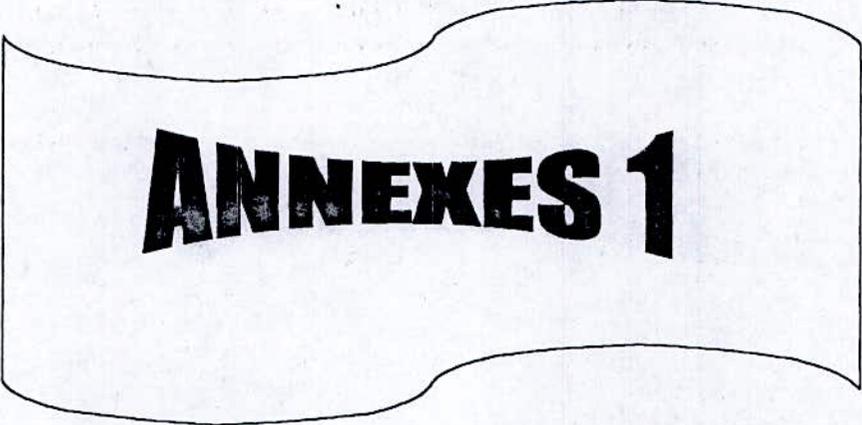
Références bibliographiques

- [1] : M. COLOMBIE et coll. « Matériaux métalliques ». DUNOD. Paris 2000.
- [2] : P. LEFEVRE, M. POUPARD, L. PRIMOT, Y. VEDEVILLE et A. VIEU. « Choix et mise en œuvre des aciers inoxydables dans les industries agroalimentaires et connexes ». 2^{ème} édition. CETIM. Paris. 1996.
- [3] : P. LACOMBE, G. BERANGER. « Conséquences sur les traitements thermiques », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, les Ulis, 1990.
- [4] : J. BARRALIS, G. MADER. « Précis de métallurgie », élaboration, structures-propriétés et normalisation. NATHAN. 5^{ème} édition. Paris. 1990.
- [5] : GUY DAVID. « Les aciers inoxydables » : propriétés, mise en œuvre, emploi et norme, techniques et documentation. Paris. 1990.
- [6] : B. BARROUX. « Les aciers inoxydables ferritiques à 17% Cr », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [7] : J. C. BAVAY. « Les aciers inoxydables ferritiques à hautes teneurs en Cr et Mo », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 2000.
- [8] : O. BLETTON. « Les aciers inoxydables martensitiques », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [9] : A. DESESTRET, J. CHARLES. « Les aciers inoxydables austéno-ferritiques », dans les aciers inoxydables, P. LACOMBE, B. BARROUX, G. BERANGER, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [10] : Technique de l'ingénieur. Aciers inoxydables M4 540.
- [11] : Technique de l'ingénieur. Aciers inoxydables M320.3-2.
- [12] : Technique de l'ingénieur. Aciers inoxydables M1 150.
- [13] : Technique de l'ingénieur. Aciers inoxydables M4 544.
- [14] : BERTRAND CHASSIGNOLE, Thèse de doctorat, « Influence de la structure métallurgique des soudures en aciers inoxydables austénitiques sur le contrôle non destructif par ultrason ». Insa- Lyon. 2000.
- [15] : H. GRANJON. « Bases métallurgiques de soudage ». 2^{ème} édition. Publication du soudage et de ses applications. Paris. 1995.
- [16] : Welding handbook. Seventh edition. American Welding Society. 1981.
- [17] : S. BELAKOWSKY. « Soudage et collage ». DUNOD. Paris. 1990.
- [18] : R. VARISSELLAZ. « Soudage et éléments de conception ». DUNOD. Paris. 1998.
- [19] : D. SEFERIAN. « Métallurgie de la Soudure ». FUNOT. 1982.
- [20] : ATS-OTUA. « Conseil pour le soudage des aciers inoxydables ». Paris. 2000.
- [21] : G. BERANGER, G. HENRY, G. LABBE, P. SOULIGNAC. « Les aciers spéciaux ». LAVOISIER. Paris. 1996.
- [22] : Site Internet. www.soudeur.com.

- [23] : Site Internet. www.magazine.com, par Claude Michel, Directeur de l'Institut de Soudage du Québec.
- [24] : O.GRONG. « Metallurgical modelling of welding ». London. 1997.
- [25] : W. KURZ, D.J. FISHER. « Fundamentals of solidification ». Third edition. USA. 1989.
- [26] : Site Internet. www.tspeed.free/ assemblagetig.htm.
- [27] : P.J.CUNAT. « Soudabilité et métallurgie des soudures » dans les aciers inoxydables, O. BLETON, R.DUET, B. HERITIER, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [28] : K. RAHOUMA. Thèse de magister. « Influence du traitement de haute température sur le comportement structural de l'acier inoxydable austénitique 304L soudé ». ENP. 2002.
- [29] : Techniques de l'ingénieur, traité matériaux métalliques, M 4.
- [30] : Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, BL4.
- [33] : Cours de M. PERRIN - Directeur du C.M.E.B.A. (Centre de Microscopie Electronique à Balayage et microAnalyse).



ANNEXES



ANNEXES 1

Procédé de soudage TIG

1. Principe

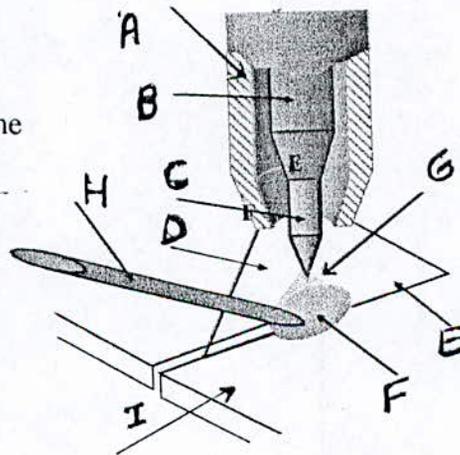
Ce procédé se caractérise par la création d'un arc électrique créé et entretenu entre l'**électrode infusible** de tungstène (de \varnothing 1,0 mm à \varnothing 8,0 mm) et la pièce à souder dans une veine de gaz inerte. La source de chaleur utilisée est un arc électrique jaillissant entre une électrode réfractaire de tungstène, pur ou thoriée d'une part, et la pièce à souder d'autre part.

L'électrode réfractaire en tungstène peut contenir des éléments d'addition comme le thorium qui favorise l'émission électronique. L'arc et le bain fondu sont protégés de l'atmosphère ambiante par l'utilisation d'un gaz neutre. Le bain de fusion est protégé de l'atmosphère externe par un **cône invisible de gaz inerte** (de 5 à 25 litres/minute) de protection Argon (ou Argon + Hélium ou Argon + H₂ pour les procédés automatiques) pour améliorer la soudabilité.

Le métal d'apport (baguette de fil dressé de \varnothing 0,8 mm à \varnothing 4,0 mm) est amené manuellement ou automatiquement avec un dévidoir motorisé (bobine de fil de \varnothing 0,8 mm à \varnothing 2,0 mm) dans le bain de fusion.

Description du procédé

- A) Buse
- B) Porte-électrode
- C) Electrode de tungstène
- D) Gaz de protection
- E) Cordon de soudure
- F) Bain de fusion
- G) Arc
- H) Baguette d'apport
- I) Métal de base



2. Application

Le procédé TIG (ou GTAW, l'appellation anglaise qui signifie : Gas Tungsten Arc Welding) est utilisé particulièrement pour le :
de tous les métaux ayant une faible
nickel (Monel, Inconel) ainsi que l
procédé préféré.

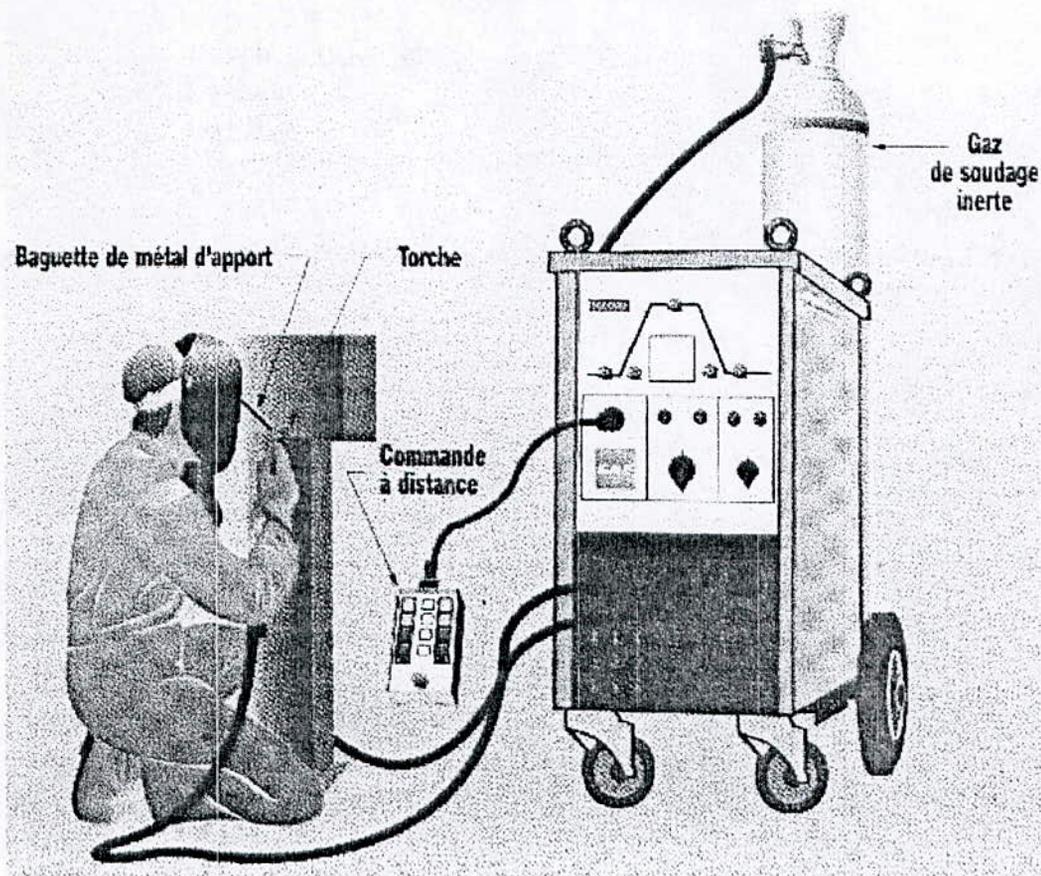
On emploie le procédé TIG dans la construction aéronautique, dans le domaine de la restauration (comptoirs, réfrigérateurs, chariots, etc.), pour la fabrication de blocs-moteurs, de réservoirs, de citernes, de carrosseries, de cabines de camions, de téléphériques, dans les industries alimentaire et chimique pour les échangeurs de chaleur, pour fabriquer des pièces décoratives et pour bien d'autres applications encore.

Enfin, le procédé GTAW s'avère aussi idéal pour réaliser des réparations et pour la fabrication de petites séries de pièces.

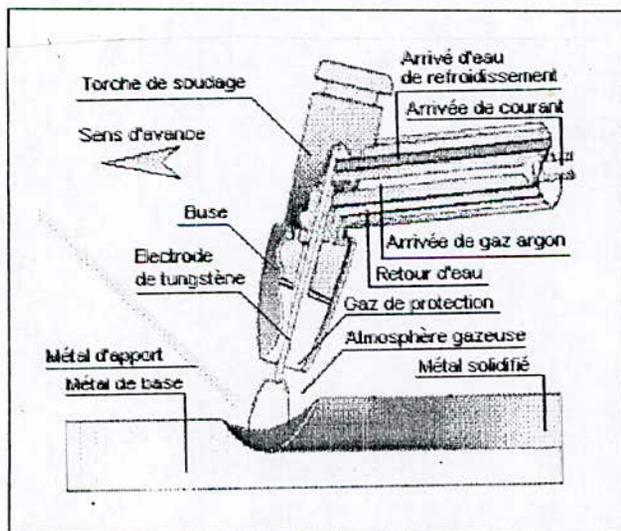
3. Installation type :

Les équipements utilisés dans soudage TIG sont (voir Figure ci dessous):

- Un générateur de courant **continu ou alternatif** (principalement pour l'aluminium) ;
- Un groupe réfrigérant à circuit fermé (lors d'utilisation à forte intensité) ;
- Une bouteille de gaz avec détendeur/débitmètre et boyaux d'alimentation ;
- Une torche de soudage (avec ou sans refroidissement) avec câble conducteur ;
- Une pince de masse avec câble conducteur ;
- Un masque avec verres teintés spéciaux numéros 12 et plus ;
- Une combinaison de soudeur et gants en cuir souple ;
- Une brosse métallique ;
- Une meuleuse d'angle électrique ou pneumatique pour les reprises ;
- Des écrans ou rideaux de protection ;
- Une ventilation efficace dans les endroits confinés ;
- Cagoule en coton



4. Transfert du métal



Pré gaz : **Purge** les canalisations avant soudage.

Rampe de montée : Permet une **montée progressive** du courant de soudage.

Évanouissement de l'arc : Évite le **cratère** en fin de soudage et les risque de **fissuration** (surtout sur alliages légers).

Post gaz : **Protection** de la pièce et de l'électrode.

La torche a trois fonctions:

- ◆ Maintenir l'électrode de tungstène ;
- ◆ Canaliser le gaz de protection ;
- ◆ Assurer la continuité du courant pendant le soudage.

Le procédé TIG dégage beaucoup de chaleur, les torches doivent être refroidies. Lorsque le soudage requiert une faible intensité de courant, c'est le gaz qui circule dans le boyau où se

trouve le câble du courant de soudage qui aide à refroidir la torche. Toutefois, lorsqu'un courant élevé est exigé, soit entre 150 et 500 A, c'est un liquide qui refroidit la torche et le câble de soudage.

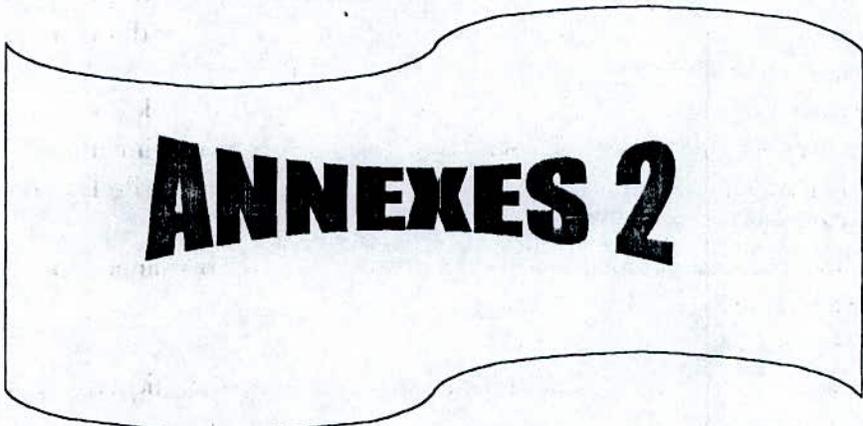
Deux types d'appareils sont utilisés :

- Appareils travaillant en courant alternatif pour le soudage de l'aluminium et ses alliages.
- Appareils travaillant soit en courant alternatif soit en courant continu : ce dernier est utilisé pour le soudage de tous aciers et métaux légers (cuivre, nickel, titane, inox, laiton, etc.)

Avantages du procédé TIG

La grande qualité des soudures obtenues par le soudage à l'arc électrique avec électrode réfractaire sous protection gazeuse en fait un procédé idéal pour le soudage de presque tous les métaux. Le procédé GTAW compte plusieurs avantages:

- Donne la possibilité de faire de la mécano soudure délicate et de précision
- Il permet d'exécuter des soudures sans inclusions, même sur des métaux difficilement soudables, tels que les alliages de titane et le zirconium.
- Il ne requiert que peu et même parfois aucun nettoyage après le soudage.
- Les soudures se font sans emploi de laitier, éliminant ainsi les inclusions de laitier.
- Le chauffage des pièces se fait sur une petite surface, le bain de fusion est étroit et la vitesse de soudage est relativement élevée.
- Les émanations de vapeurs et de fumées toxiques sont éliminées dans la plupart des cas grâce au gaz inerte.
- Le dépôt de soudure est très dense.
- Technique facile à apprendre pour les personnes pratiquant déjà le soudage oxyacéthylique.
- Arc concentré, grande vitesse d'exécution et très peu de déformations.
- Comme le bain de fusion est protégé par un gaz inerte, les soudures sont exemptes d'oxydes et de nitrures et présentent donc une plus grande résistance mécanique et une corrodabilité moindre que les soudures effectuées selon d'autres procédés.
- Facilité de soudure en toutes positions
- Bel aspect des soudures
- Toutes soudures ou la déformation de la pièce doit être minimale et l'aspect de la soudure optimal
- Idéal pour le soudage de métaux légers
- Vu le poids réduit de ce genre d'appareil il peut être utilisé en déplacement, en dépannage, dans les endroits difficiles d'accès ou en hauteur
- Soudage avec ou sans métal d'apport
- Cependant, le taux de dépôt du procédé GTAW peut parfois être assez faible; c'est pourquoi il est généralement préférable d'utiliser les procédés SMAW ou GMAW pour souder des pièces épaisses.



ANNEXES 2

Tableau I.7 – Procédé de soudage.

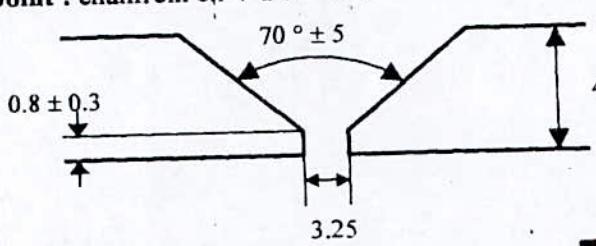
Procédé de soudage : T.I.G (l'ungstène Inerte Gaz).	Atelier de soudage : G.T.P de Réghaia.
	Poste de soudage : S.A.F.
Métal de base : 304L (selon AISI). Fournisseur : Raffinerie de Skikda.	Métal d'apport : 308L. (Selon AISI) sous forme de baguette nue.
Joint : chanfrein en V à $70^\circ \pm 5$.	Position : Tube fixe avec axe horizontal. Soudage en position verticale montante.
Joint : chanfrein en V à $70^\circ \pm 5$	
	Courant électrique : C.C avec polarité (-) à l'électrode de W.
Les dimensions sont en millimètre.	
Préchauffage (métal de base) : sans.	
Préchauffage (métal d'apport) : entre 90 et 150 °C.	

Tableau I.8 – Paramètres énergétiques de soudage.

N° de passe	Intensité (A)	Tension (V)	Temps de soudage (mn)	Diamètre de la baguette	Gaz de protection
N° 1	50 - 80	11-15	6 mn	1.6	Argon
N° 2	70 - 80	11-15	4-5 mn	1.6	--
Contrôle : Visuel. Radiographie. Ultrason.					

Calcul des paramètres de soudage

◆ Calcul de la vitesse de soudage

$$V_s = \frac{l_s}{t_s} \quad (1)$$

$$l_s = 2 \times 25.4 \text{ (mm)} \times 3.14 = 159.512 \text{ (} l_s \text{: longueur soudée ou périmètre du tube).}$$

Tube non traité

$$t_s = 6 \text{ (mn)} = 6 \times 60 \text{ (s)} = 360 \text{ (s)} \text{ (temps de soudage pour la première passe).}$$

$$t_s = 4 \text{ (mn)} 50 \text{ (s)} = 4 \times 60 \text{ (s)} + 50 \text{ (s)} = 290 \text{ (s)} \text{ (temps de soudage pour la deuxième passe).}$$

La vitesse de soudage pour la première passe est égale à :

$$V_s^1 = \frac{l_s}{t_s^1} = \frac{15.9512 \text{ cm}}{360 \text{ s}} = 0.0443 \text{ cm/s.}$$

La vitesse de soudage pour la deuxième passe est égale à :

$$V_s^2 = \frac{l_s}{t_s^2} = \frac{15.9512 \text{ cm}}{290 \text{ s}} = 0.055 \text{ cm/s.}$$

La vitesse moyenne de soudage pour les deux passes est égale à :

$$V_m = \frac{V_s^1 + V_s^2}{2} = \frac{0.0443 + 0.055}{2} = 0.04965 \text{ cm/s} \approx 0.05 \text{ cm/s} \approx 3 \text{ cm/mn.}$$

Tube traité

$$t_s = 6 \text{ (mn)} 4 \text{ (s)} = 6 \times 60 \text{ (s)} + 4 \text{ (s)} = 364 \text{ (s)} \text{ (temps de soudage pour la première passe).}$$

$$t_s = 4 \text{ (mn)} 1 \text{ (s)} = 4 \times 60 \text{ (s)} + 1 \text{ (s)} = 241 \text{ (s)} \text{ (temps de soudage pour la deuxième passe).}$$

La vitesse de soudage pour la première passe est égale à :

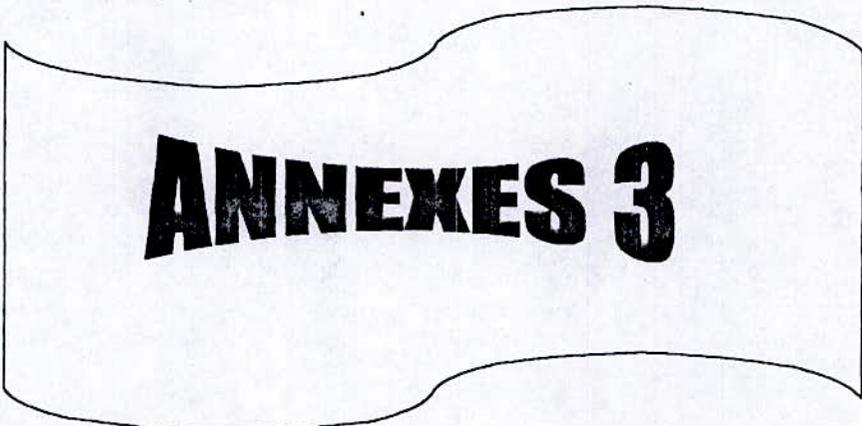
$$V_s^1 = \frac{l_s}{t_s^1} = \frac{15.9512 \text{ cm}}{364 \text{ s}} = 0.0438 \text{ cm/s.}$$

La vitesse de soudage pour la deuxième passe est égale à :

$$V_s^2 = \frac{l_s}{t_s^2} = \frac{15.9512 \text{ cm}}{241 \text{ s}} = 0.0661 \text{ cm/s.}$$

La vitesse moyenne de soudage pour les deux passes est égale à :

$$V_m = \frac{V_s^1 + V_s^2}{2} = \frac{0.0438 + 0.0661}{2} = 0.05495 \text{ cm/s} \approx 0.05 \text{ cm/s} \approx 3 \text{ cm/mn.}$$



ANNEXES 3

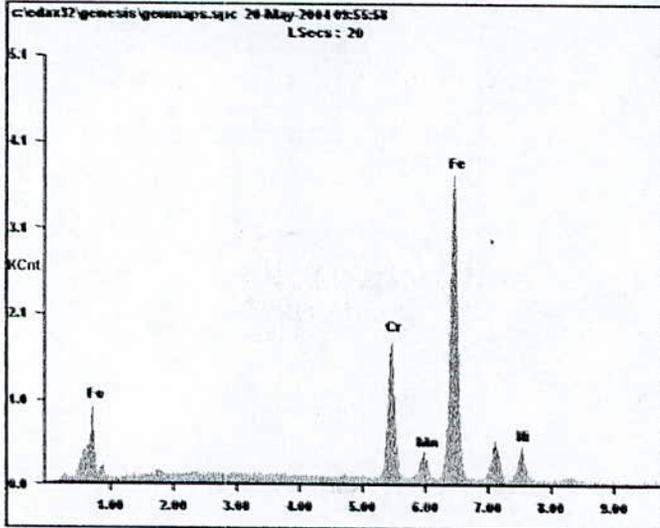
Microanalysis Report



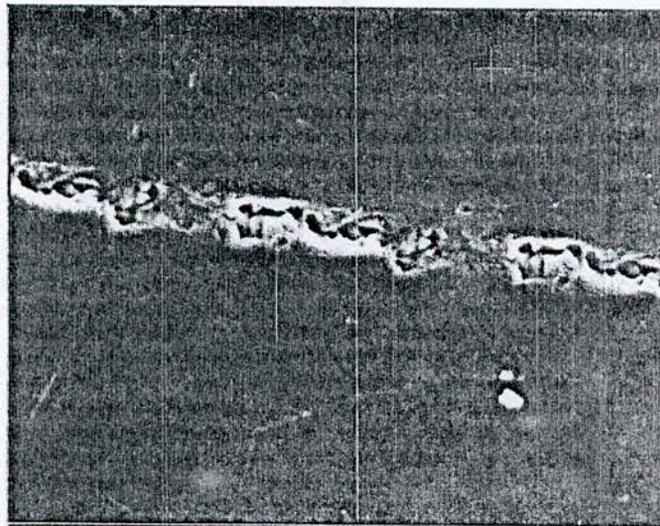
Prepared for: **CSC**

Prepared by: **Mr. Taibi**

5/20/2004



Element	Wt%	At%
CrK	18.96	20.18
MnK	01.91	01.92
FeK	68.58	67.95
NiK	10.55	09.95



KV 25.0 MAG 30 TILT 0.0 MICRONS PER PIXY 2.083

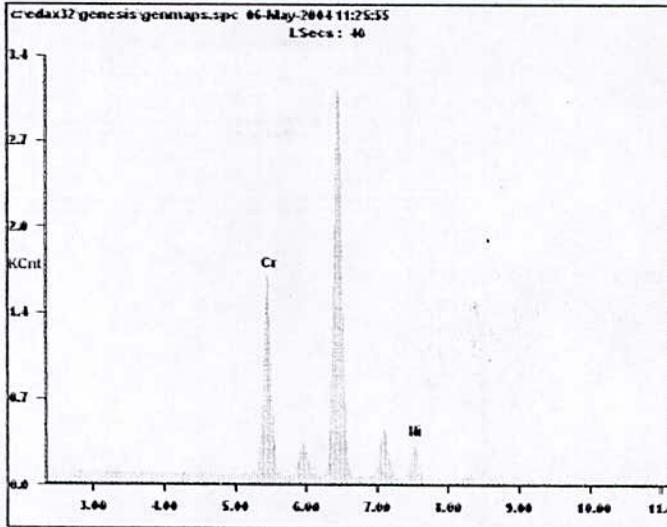
Microanalysis Report



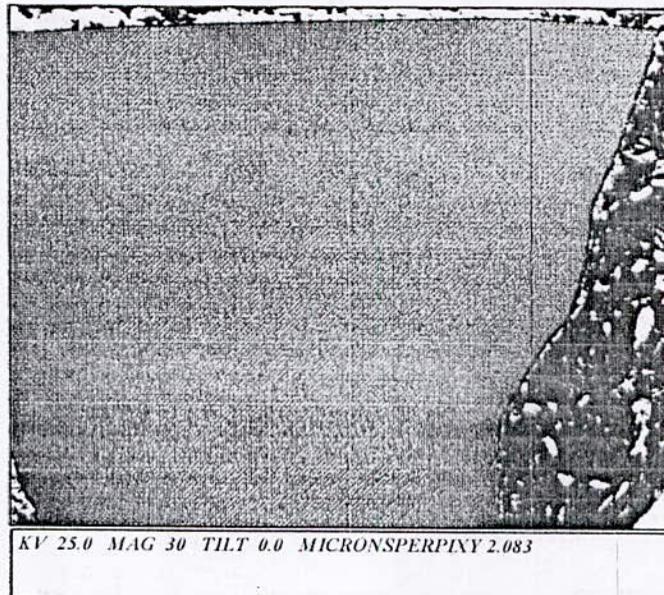
Prepared for: *Khawla LAZAZI*

Prepared by: *Mr. Taibi*

5/6/2004



Element	Wt%	At%
CrK	72.16	74.54
NiK	27.84	25.46



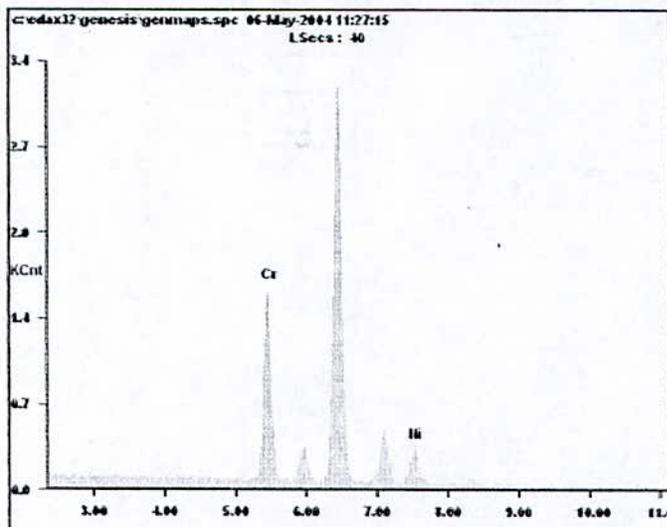
Microanalysis Report



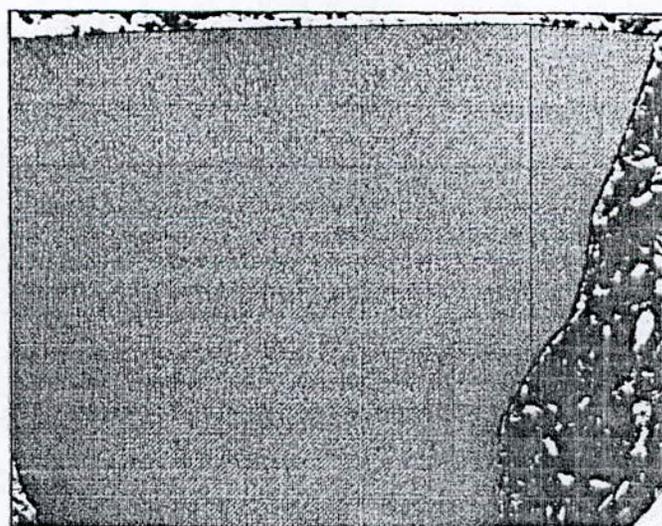
Prepared for: *Khawla LAZAZI*

Prepared by: *Mr. Taibi*

5/6/2004



Element	WT%	At%
CrK	69.75	72.25
NiK	30.25	27.75



KV 25.0 MAG 30 TILT 0.0 MICRONS PER PIX 2.083