

4/02

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

Thème

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

**CARACTERISATION STRUCTURALE
ET MECANIQUE
DU GROSSISSEMENT DES GRAINS
DANS UN ACIER INOXYDABLE
AUSTENITIQUE**

Proposé et dirigé par :

Mr. M. BOUABDELLAH

Mme. K. REHOUMA

Réalisé par :

Mr. Chawki BESSERIANI

Année Universitaire 2001 / 2002

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

Thème

المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

**CARACTERISATION STRUCTURALE
ET MECANIQUE
DU GROSSISSEMENT DES GRAINS
DANS UN ACIER INOXYDABLE
AUSTENITIQUE**

Proposé et dirigé par :

Mr. M. BOUABDELLAH

Mme. K. REHOUMA

Réalisé par :

Mr. Chawki BESSERIANI

Année Universitaire 2001 / 2002

DEDICACE

المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

A ceux qui ont donné le meilleur d'eux même pour voir ce jour arrive :

A mon père et ma mère, qui ont tant fait pour moi,

*A mes frères FOUAD et AMINE et à mes sœurs Wafa et AMIRA, trouvez
ici tout mes profondes reconnaissances pour m'avoir tant encouragé et aidé,*

A ma grande famille que j'aime beaucoup,

A mes amis de BLIDA : Kheireddine et Areski,

*A tous mes amis du quartier, Yacine , Amine A., Ramzi, Mohammed, Rafik, les
deux Sid'Ali, Hicham, Yacine.S, Abdenour, Amine B., ...*

*A tous mes amis de l'ENP : Amine B., Ali, Mourad, Rjahd, Pedro, Kader,
Saber, Hocine, Slimane, Adnane, Hicham, Fouad, Sofiane, M.T., Nassim, ...*

Je dédie ce mémoire

Chawki

REMERCIEMENTS

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance et mon affectueux remerciement à mon illustre promoteur, M. BOUABDELLAH, qui a bien voulu diriger ce travail avec beaucoup de soin et d'intérêts.

Ce travail s'est effectuée au centre de recherche scientifique et technique en soudage et contrôle (C.S.C.) de CHERAGA, dans le laboratoire de métallurgie sous la direction de madame K. REHOUMA à qui je tiens à lui exprimer ma profonde gratitude pour son abnégation dans le suivi permanent de mon travail.

*Je tiens à remercier toute l'équipe du CSC en particulier ;
Mr B. BELLEKESSA responsable du laboratoire de métallurgie,
Mr Halim M., Mr BADJI, Mlle Karima, ...ainsi que tout le
personnel*

*Je tiens aussi à remercier toute l'équipe scientifique et technique de la GTP de REGHAIA pour leur immense dévouement et leurs aides techniques et scientifiques ; notamment Mr MAOUCHE, Mr
TEBIB et Mr GOUMARI, ...*

Je tiens à remercier chaleureusement tous les enseignants du département du GENIE METALLURGIE de l'ENP, pour le riche savoir qu'ils m'ont transmis, ainsi pour l'ensemble du personnel de la bibliothèque pour leurs précieux services.

RESUME

L'application du soudage va engendré plusieurs phénomènes (grossissement des grains, fissuration, hétérogénéité chimique et physique...), cette application est donc le but de notre travail qui est basé principalement sur la caractérisation structurale et mécanique du grossissement des grains dans un acier inoxydable austénitique de type 304L (Z 2 CN 18-10), en appliquant des essais mécaniques (essai de traction et de résilience), et des études métallographiques (micrographies, macrographies et le profil des duretés) dont le but de faire apparaître les changements structuraux après soudage.

ABSTRACT

The application of welding goes generated several phenomena (growth of the grains, cracking, chemical heterogeneity and physics), this application is thus the goal of our work which is based mainly on the structural and mechanical characterization of the growth of the grains in an austenitic stainless steel of type 304L (Z 2 CN 18-10), by applying mechanical tests (test tensile and impact strength), and metallographic studies (micrographies, macrographies and profile of hardnesses) of which the goal of make appear the structural changes after welding.

خلاصة

لقد أدى تطبيق اللحام الى وجود عدة ظواهر (نمو الحبيبات، وعدم تجانس كيميائي و فيزيائي) ، هذا التطبيق هو هدف دراستنا الذي يتركز بصفة أساسية على الوصف الميكانيكي و البنائي لنمو الحبيبات في ستانلس ستيل أوستينيتيك (un acier inoxydable austénitique) من نوع 304L (Z 2 CN 18-10) ، باستعمال اختبارات ميكانيكية (اختبار المرونة و مقاومة الصدم) ، و دراسات ميتالوجرافيك (ميكروجرافيس ، ماكروجرافيس و اختبار الصلابة) بهدف إظهار التغييرات البنائية بعد اللحام .

Les mots clés :

Caractérisation, soudage, TIG, acier inoxydable, acier inoxydable austénitique, essais mécaniques, traction, résilience, structurale, métallographie, micrographie, macrographie, dureté, Vickers, zone fondue Z.F. , zone affectée thermiquement Z.A.T., zone de liaison Z.L., métal de base, grossissement des grains, taille moyenne des grains.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE.....	5
1^{ERE} PARTIE : PARTIE BIBLIOGRAPHIQUE	
1. LES ACIERS INOXYDABLES	
1.1. Introduction :	7
1.2. Les éléments d'alliages :	7
1.3. Classification des aciers inoxydables :	9
1.3.1. Les aciers inoxydables ferritiques :	10
1.3.2. Les aciers inoxydables martensitiques :	10
1.3.3. Les aciers inoxydables austéno-ferritique duplex :	11
1.3.4. Les aciers inoxydables austénitiques :	11
1.4. Classification des aciers inoxydables austénitiques :	13
2. SOUDAGE, GENERALITES ET DEFINITIONS :	
2.1. Introduction :	18
2.2. Soudage et soudabilité métallurgique des métaux :	18
2.3. Condition d'installation de la liaison métallique :	19
2.4. Les Procédés de soudage :	20
2.4.1. Procédés faisant intervenir la fusion locale des pièces à assembler :	20
2.4.2. Classifications des principaux procédés de soudage :	21
2.5. Cas du Soudage à l'arc :	22
2.5.1. Définition :	23
2.5.2. Principaux procédés de soudage à l'arc :	24
2.6. Cas du soudage T.I.G. :	24
2.6.1. Description et Principe :	25
2.6.2. Transfert du métal :	25
2.6.3. Les électrodes :	26
2.6.3. Protection gazeuse :	27
2.6.4. Métal d'apport :	28
2.6.5. Positions de soudage :	29

2.7. Soudage des tuyauteries en acier :.....	30
2.7.1. Introduction :.....	31
2.7.2. Tubes en aciers inoxydables :.....	31
2.7.1. Préparation des joints :.....	31
2.7.2. Exécution des soudures :.....	

3. ETUDE METALLURGIQUE :

3.1. Cycles thermiques :.....	34
3.2. Solide thermique :.....	35
3.3. Notion d'état quasi stationnaire :.....	36
3.3.1. Soudure avec déplacement de la source de chaleur :.....	36
3.3.2. Le bain liquide (fusion) :.....	37
3.3.3. Fusion de l'électrode :	37
3.3.4. Fusion des produits associés à l'électrode :.....	38
3.4. Solidification :.....	39
3.4.1. Germination et croissance des grains (épitaxie):.....	40
3.4.2. Rappel de quelques données quantitatives :.....	41
3.5. Métallurgie du soudage des aciers inoxydables austénitiques :..	44
3.5.1. Généralités :.....	44
3.5.2. Solidification dans les soudures en acier austénitique :.....	45
3.5.3. Corrosion intergranulaire des aciers inoxydables austénitiques :	48
3.5.4. La fissuration à chaud :.....	49

2^{ème} PARTIE : PARTIE EXPERIMENTALE

1. IDENTIFICATION DU METAL DE BASE :

1.1. Choix du métal de base :.....	53
1.2. Caractérisation du métal de base :.....	53
1.2.1. Analyse chimique :.....	53
1.2.2. Soudage du tube :.....	54
1.2.3. Élaboration de la fiche technique de soudage :.....	55
1.2.4. Quelques remarques concernant la préparation des bords à souder et le déroulement des opérations de soudage :.....	58
1.2.5. Calcul de l'énergie nominale de soudage (E_n) :.....	58

2. LES ESSAIS MECANIQUES :

2.1. Prélèvement des échantillons :.....	61
2.2. L'essai de traction : NF EN 10002-1.....	61
2.2.1. Principe de l'essai mécanique :.....	61
2.2.2. Localisation des éprouvettes de traction dans un joint soudé :.....	61
2.2.3. Les dimensions des éprouvettes de traction :.....	62
2.2.4. Réalisation des éprouvettes de traction :.....	62
2.2.5. Condition d'exécution de l'essai :.....	62
2.3. L'essai de résilience : NF EN 10045-1.....	62
2.3.1. Principe de l'essai mécanique :.....	63
2.3.2. Prélèvement des éprouvettes :	64

3. METHODES DE CARACTERISATION METALLOGRAPHIQUE :

3.1. Essai de microdureté et dureté sous cordon :.....	67
3.1.1. Essai de microdureté :.....	67
3.1.2. Essai de dureté sous cordon :.....	68
3.2. Macrographie :.....	69
3.2.1. Introduction :	69
3.2.2. Réalisation des macrographies :.....	70
3.3. Micrographie :.....	70
3.3.1. Introduction :.....	70
3.3.2. Réalisation des micrographies :.....	71
3.4. Méthodes d'examens métallographiques :.....	77
3.4.1. Détermination de la taille du grain :.....	77
3.4.2. Calcul du taux de ferrite :.....	78

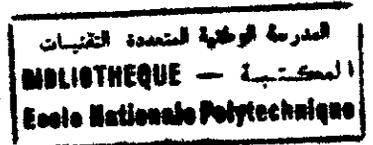
3^{ème} PARTIE : RESULTATS ET INTERPRETATIONS

1. INVESTIGATIONS MECANIQUES :

1.1. L'essai de traction :.....	80
---------------------------------	----

1.1.1. Résultats :	80
1.1.2. Réalisation des essais de traction :	80
1.2. L'essai de résilience :	82
1.2.1. Résultats :	82
1.2.2. Réalisation des essais de résilience :	82
1.3. Dureté sous cordon :	83
1.3.1. Résultats des duretés sous cordon :	83
1.3.2. Profil de microdureté :	83
2. INVESTIGATIONS STRUCTURALES :	
2.1. Macrographie :	85
2.1.1. Observations :	85
2.1.2. Morphologie des joints soudés :	86
2.1.3. Nombre de passes :	86
2.2. Micrographie :	86
2.3. Méthodes d'examens métallographiques :	87
CONCLUSION GENERALE	92

INTRODUCTION GENERALE



Le soudage tient une grande place dans la construction des tuyauteries. Certains éléments peuvent aussi être raccordés par brides, mais les applications de cette technique est limitées.

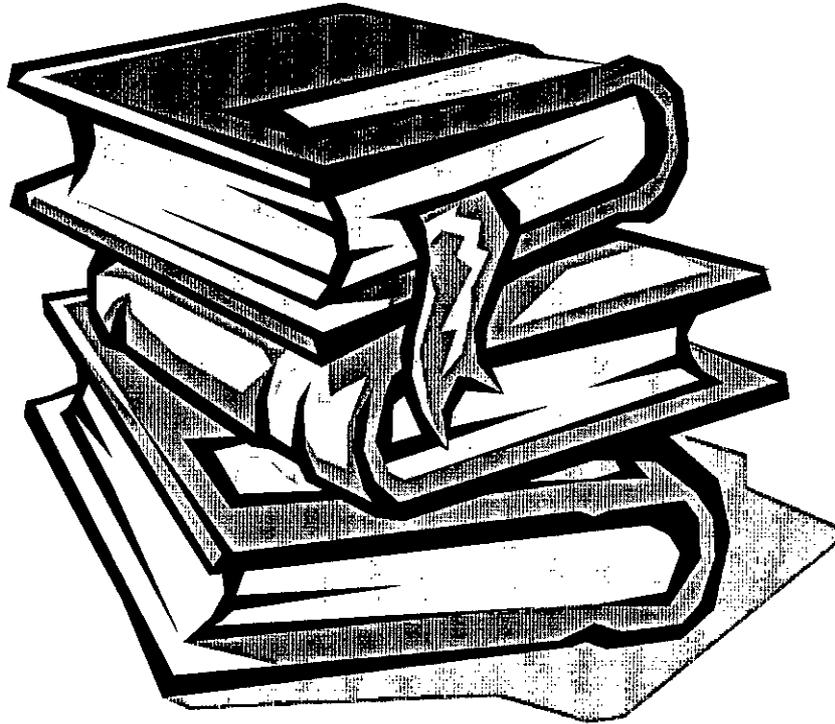
Et par application aux aciers inoxydables qui ont connu l'extraordinaire développement que nous connaissons, plusieurs structures et constructions ont été élaborés, cela est dû à la disponibilité à grande échelle des métaux entrant dans leur composition, c'est-à-dire le chrome, le nickel, le molybdène.

Le choix d'un acier inoxydable est basé sur une série de critères dont certains sont en relation directe avec son excellente résistance à la corrosion. Cette propriété donne aux matériaux inoxydables une durée de vie quasi exceptionnelle dans la très grande majorité de milieux et donc des applications. A cette propriété fondamentale, il faut ajouter les caractéristiques mécaniques (résistance mécanique, ductilité, ténacité) et structurales (grosseur des grains) qui couvrent une très grande plage de températures, allant des températures cryogéniques jusqu'à celles dépassant 1000 °C.

Notre contribution consiste à observer l'influence du grossissement des grains sur les caractéristiques mécaniques et structurales de l'acier inoxydable austénitique 304L, qui est utilisé dans la construction des navires, les réacteurs nucléaires, et aussi dans l'industrie alimentaire, pétrolière (pipe line), et les industries de fabrication des détergents, ...

الدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PARTIE BIBLIOGRAPHIQUE



PREMIER CHAPITRE

1. LES ACIERS INOXYDABLES

1.1. Introduction :

L'instabilité des métaux et alliages du point de vue thermodynamique (c'est-à-dire la possibilité de produire des combinaisons métalliques "métal + oxyde"), est la cause principale des phénomènes de corrosion, économiquement cette corrosion provoque des pertes énormes dues aux détériorations subit par le métal.

Le remède à ce phénomène consiste à séparer les surfaces métalliques actives du milieu environnant.

L'existence spontanée d'une limite de phase métal / environnement (couche de passivation) détermine les deux limites de phase métal / couche recouverte, et couche recouverte / environnement, c'est la composition chimique appropriée de la couche de protection qui confine à l'acier ou l'alliage sa grande résistance chimique [1].

L'acier est un alliage de fer, de carbone et d'autres éléments. Selon la définition de la norme EN 10020, il est inoxydable lorsqu'il contient au maximum 1,2% de carbone et au moins 10.5% de chrome, et qui peut contenir des éléments d'additions qui vont apporter des caractéristiques différentes, et une grande variété de propriétés. Parmi les influences des éléments d'alliage, on cite le nickel dont il suffit que 8% pour élargir le domaine austénitique jusqu'à la température ambiante [2].

Les aciers inoxydables sont donc des alliages à base de fer, ayant la propriété de résister à plusieurs types de corrosions tout en gardant des caractéristiques structurales et mécaniques élevés d'où leurs utilités et leur importance dans les domaines de l'industrie[3].

De ce fait, l'élément chrome constitue jusqu'à nos jours le métal d'addition le plus important pour les aciers inoxydables, son introduction dans les aciers améliore sensiblement la résistance à la corrosion, et au-delà de 12% il exerce une action décisive sur ce phénomène de corrosion.

1.2. Les éléments d'alliages :

Les éléments d'alliages se répartissent en deux catégories, la première favorise le maintien du fer et l'autre le défavorise.

Ce tableau illustre Les principaux éléments d'alliages et leurs influences sur les aciers inoxydables [4], [5].

Tableau n° 1 : Influence des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables :

Eléments	propriétés
Chrome	<ul style="list-style-type: none"> - Stabilisateur du fer α, - Élément d'alliage principal des aciers inoxydables - Améliore la résistance à la corrosion - Génère la passivation de l'acier
Molybdène	<ul style="list-style-type: none"> - Élément formateur du fer alpha, - Améliore la résistance à la corrosion par Piqûres, et en milieu réducteur - Il améliore la résistance mécanique à chaud. - Améliore aussi la résistance du filme passif.
Silicium	<ul style="list-style-type: none"> - Élément formateur du fer alpha - Améliore la résistance à l'oxydation à chaud. - Il diminue la résistance à la fissuration lors du soudage. - Il ne forme pas de carbures. - Il accroît la fragilité de l'acier
Vanadium	<ul style="list-style-type: none"> - Formateur du fer alpha. - Intervient en faible quantité dans les aciers martensitiques au Cr par formation de carbures pour rendre les aciers insensibles à la surchauffe. - Il élève la résistance mécanique à chaud.
Titan	<ul style="list-style-type: none"> - Élément formateur de ferrite, dans les aciers ferritiques et austénitiques il se combine avec le carbone pour former des carbures de Titane, et avec L'Azote pour former un nitrure de Titane dont l'existence rend L'acier insensible à la corrosion inter-cristalline. - Il permet d'éviter la transformation de l'austénite en martensite après soudage .
Niobium	<ul style="list-style-type: none"> - Élément alpha-gène, il se combine avec le carbone dans les aciers au Cr et au Cr-Ni et s'oppose à la corrosion inter-granulaire. - Élément stabilisateur du fer gamma (élargit le domaine austénitique). <p>Avec le Cr ils forment le couple d'éléments d'addition le plus important pour les aciers inoxydables austénitiques.</p>
Nickel	<ul style="list-style-type: none"> - Plus important pour les aciers inoxydables austénitiques, il améliore la résistance à la corrosion et renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension, aussi bien à température ambiante qu'à haute température. - Il augmente la résistance mécanique et la ténacité. - Il freine la croissance des grains austénitiques.

Manganèse	<ul style="list-style-type: none"> - Stabilisateur du fer gamma, et il rend plus difficile la transformation de l'austénite en martensite alpha dans les aciers Cr-Ni et lors de sa sollicitation mécanique aux basses températures. - Renforce la résistance à la fissuration à chaud. - Il favorise la formation des sulfures qui améliorent l'usinabilité. - Son effet carburigène est supérieure à celui du fer ou du Cr. - Améliore les propriétés mécaniques de l'acier et durcit la ferrite.
Carbone	<ul style="list-style-type: none"> - Il favorise le fer gamma, - Il est l'élément essentiel non métallique de tous les aciers en élargissant fortement le domaine austénitique, - Son effet à basses températures est d'environ 30 fois celui du Nickel. - Sa teneur est maintenue très basse pour des raisons de corrosion. - Il contribue à la stabilisation de l'austénite lors de déformation à froid.
Azote	<ul style="list-style-type: none"> - Stabilisateur de l'austénite. - Il 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 améliore les caractéristiques mécaniques sans compromettre les valeurs de la ténacité. - Il augmente la limite d'élasticité.
Cuivre	<ul style="list-style-type: none"> - Pour les aciers austénitiques il améliore la résistance à la corrosion. - Il accroît l'aptitude de frappe à froid.
Soufre	<ul style="list-style-type: none"> - Il améliore l'usinabilité par enlèvement de copeaux. - Pour des raisons de corrosion sa teneur est maintenue relativement basse.
Phosphore	<ul style="list-style-type: none"> - Il augmente la résistance des aciers à bas carbone. - Il garde la plasticité à son niveau maximum.

1.3. Classification des aciers inoxydables :

Etant essentiellement des alliages à base de fer, les aciers inoxydables, comme les autres aciers sont susceptibles de se présenter dans différents états structuraux engendrés par les transformations allotropiques du fer [4]. Mais la présence systématique d'une forte proportion de chrome (élément alpha-gène) va toujours faire sentir son influence de telle sorte que, pratiquement, il est habituel de distinguer :

1.3.1. Les aciers inoxydables ferritiques :

Dans ces aciers on remarque l'élargissement du domaine ferritique au dépend du domaine austénitique cela est dû aux teneurs élevées en éléments stabilisateurs de la ferrite alfa comme le Cr, le Mo, le Ti, le Si et le Nb.

La transformation *alfa* (α) \rightarrow *gamma* (γ) ou *gamma* (γ) \rightarrow *alfa* (α) n'affecte qu'une faible partie du diagramme et sur la majeure partie du diagramme la transformation est impossible.

La structure est exempte de précipitations, et consiste en un assemblage de grains polyédriques. Ces aciers sont soigneusement traités thermiquement, car la diffusion des éléments d'alliages dans la ferrite à chaque température est 10^2 à 10^3 fois plus rapide que dans l'austénite, et les processus d'activation thermiques, comme la croissance de grosseur du grain, sont plus rapides que dans les matériaux austénitiques [1].

D'autres aciers (dits parfois semi ferritiques) qui, à haute température, subissent des transformations plus ou moins totales :



La teneur en chromer est comprise entre 13% et 30% le %C < 0.10% et comme élément d'alliage complémentaire on préfère additionner ceux qui stabilisent la ferrite comme le Mo et le Nb entre 0.08% et 0.02% pour améliorer la résistance à la corrosion. Le carbone et l'azote agissent sensiblement sur la résistance à la corrosion en raison de leur faible solubilité dans ces aciers, pour cela ils sont élaborés avec des teneurs basses en C et N [4].

1.3.2. Les aciers inoxydables martensitiques :

Ces aciers sont inoxydables ils doivent contenir des teneurs élevées en chrome, et d'autres parts ils doivent être susceptibles d'une transformation martensitique ce qui peut être réalisé avec des teneur croissantes en éléments stabilisateurs de l'austénite comme le carbone, l'azote et le nickel qui conduisent à un élargissement du domaine austénitique [4]. Ainsi on obtient des aciers capables de transformation structurale avec formation de produit de transformation comme la martensite.

Avec le nickel on obtient des aciers désignés sous le nom de martensite au nickel.

Les propriétés d'emplois des aciers martensitiques au chrome, qui se différencient de tous les autres groupes d'aciers inoxydables par leur haute dureté et leurs valeurs de résistance mécanique élevées, ces propriétés dépendent fortement de l'état structural obtenu après traitement thermique, cette structure constituée d'une martensite plus ou moins revenue et de carbures précipités [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.

Dans les aciers martensitiques au Ni, qui se distingue des aciers martensitiques proprement dits par une meilleure ténacité et de meilleure résistance à la corrosion, ces dernières peuvent être encore plus élevées par addition de Mo, la martensite au Nickel est apte à un

excellent durcissement par précipitation de phases intermétalliques dans le domaine de température allant de 450°C à 600°C, avec le titane on obtient un effet durcissant maximal [3].

Les teneurs en éléments d'addition se meuvent dans les aciers martensitiques usuels, entre les limites indiquées dans le tableau (1).

1.3.3. aciers inoxydables austéno-ferritique duplex :

Cette classe d'acier se distingue des autres classes par le fait que leur équilibre en éléments alphas et gammas est tel que la structure à haute température 1050-1150°C est mixte $\alpha + \gamma$, elle est de même maintenue métastable à la température ambiante par hypertrempe.

Ces aciers contiennent des teneurs en chrome allant de 22% à 27% et des teneurs en nickel allant de 4 à 8% [1]. Leurs caractéristiques mécaniques de résistance sont supérieures à celles des nuances austénitiques, elles augmentent avec la teneur en ferrite.

Leur ductilité reste excellente jusqu'à des taux de ferrite de 50% à 60% cette propriété reste encore élevée jusqu'à des taux de 75% à 80% [3].

1.3.4. Les aciers inoxydables austénitiques :

Cette classe d'aciers est l'une des classes les plus importantes et les plus utilisables dans l'industrie de pointe actuelle, les deux caractéristiques primordiales attribuées à cette classe d'aciers et qui sont l'inoxidabilité et la structure austénitique du réseau cristallin FCC, ont permis à cette classe d'acier d'acquérir des propriétés qui imposent leurs utilisations dans divers domaines de l'industrie, ces propriétés qui sont acquises grâce aux éléments d'addition tel que le Cr responsable du caractère d'inoxidabilité, en plus du Cr le Ni est aussi le plus important des éléments d'alliages des aciers austénitiques inoxydables.

Contrairement au Cr, le Ni élargit fortement le domaine austénitique, il suffit déjà de 8% de Ni pour élargir jusqu'à la température ambiante de 20°C le domaine austénitique, de tels aciers sont exempts de transformation et par conséquent non durcissables par traitement thermique. La structure austénitique possède une structure paramagnétique et peut être différenciée des structures ferritiques ou martensitiques au moyen d'un aimant [1]. La microstructure austénitique est caractérisée par le phénomène de maillage.

Du point de vue corrosion chimique, la teneur en carbone des aciers austénitiques est maintenue à un bas niveau ou peut être neutralisée par l'addition d'éléments ayant une forte affinité pour cet élément (Ti, Nb) qui forme avec lui des carbures. Le carbone est limité à environ 0.10% dans les aciers inoxydables austénitiques, d'autre part le carbone agit comme un fort stabilisateur de la phase austénitique, dans un acier de type 18%Cr 8%Ni, par chauffage aux environs de 1050°C, on peut dissoudre 0.08% de carbone dans l'austénite [3].

Un refroidissement rapide de l'acier maintient le carbone en solution alors qu'aux températures moyennes (500°C environ) la faible solubilité à l'état d'équilibre engendre une précipitation des carbures de type $M_{23}C_6$ riches en chrome, ces carbures apparaissent dans les joints de grains de l'austénite ce qui provoque une cause principale de la corrosion intergranulaire (décohésion granulaire).

Les temps de sensibilisation aux bouts desquels se produit la décohésion granulaire, en cas de sollicitation par corrosion, sont pour une teneur en carbone de 0.10% de l'ordre de quelques secondes. Dans le cas du soudage, on peut sensibiliser l'acier à la décohésion granulaire [3].

Afin d'améliorer la résistance à la corrosion des aciers austénitiques, on peut ajouter aux teneurs élevées en Cr et Ni, certaines quantités de Mo, de Cu et d'azote. Dans les aciers inoxydables austénitiques actuels. Ces aciers peuvent aussi comporter des additions tel que le Nb, Ti, Mn, Cu, et S.

Et parmi les propriétés de ces aciers :

- Sur le plan économique environs 70% de la production est attribuée à ces aciers [2].
- Une meilleure résistance à la corrosion et à l'oxydation (permet leur emploi à haute température).
- Une bonne formabilité.
- Aucune transition ductile – fragile qui permet leur utilisation à des très basse température [6].
- Aucun durcissement par traitement thermique, mais durcissables par écrouissage.
- Sensibles au grossissement de grains au chauffage, leur structure CFC lui permet de conserver une assez bonne ductilité.
- L'addition d'azote à des teneurs inférieures à 0.2% augment la limite d'élasticité sans qu'il en résulte une baisse de la ductilité de tels aciers se prêtent à des utilisations dans le domaine cryogénique.
- La sensibilisation des aciers austénitiques inoxydables (précipitation des adjacents) est particulièrement importante dans le cas des joints soudés, on peut pallier cet inconvénient en abaissant la teneur en C à moins de 0.03% (nuance 304L) [1].
- Refroidissement rapide après mise en forme à haute température 950 à 1150°C.

1.4. Classification des aciers inoxydables austénitiques :

Selon la composition chimique on divise les aciers inoxydables austénitiques en quatre groupes :

Groupe A : aciers austénitiques utilisés en dehors du fluage en dessous de 400 à 500°C.

Ses applications sont [1], [3] :

- absence de pollution sur les produits contenus.
- La tenue à la corrosion.
- Très basse température.
- La bonne tenue à la corrosion pour les nuances stabilisées par le Titane et Niobium plus le Tantale, lorsque $C > 0.03\%$ en évitant la formation des carbures de chrome.

Groupe B : aciers austénitiques résistants mécaniquement aux températures moyennes élevées.

Il sont employés à des température supérieure à 400°C jusqu'à 750°C.

Application [1], [2] et [3] :

- Les caractéristiques mécaniques en fluage sont excellentes.
- La bonne résistance à l'oxydation à des températures limitées à 700, 750°C.
- La bonne tenue à la corrosion pour les nuances stabilisées par le Titane et Niobium plus le Tantale, dans ces domaines de températures, les attaques corrosives sont surtout à craindre pendant les périodes de démarrage et d'arrêt des appareils et lorsque les températures sont inférieures à 300 à 400°C.
- Le Mo améliore la tenue à la corrosion et le comportement aux températures élevées.
- Le Bore améliore les caractéristiques de fluage, et sa teneur doit être limitée à 0.0045%, pour éviter les risques de fissuration en soudage et pendant l'utilisation aux températures élevées.
- Le tungstène ajouté dans une seule nuance pour améliorer les caractéristiques mécaniques, mais pour cette nuance la résistance à la corrosion est médiocre.

Groupe C : aciers austénitiques réfractaires pour températures élevées

Ces aciers présente une bonne tenue à l'oxydation aux températures élevées (100, 1100°C) et il sont divisés en trois sous groupes en raison de leurs diversité en composition chimique [3], [2].

Les caractéristiques de fluage sont peu élevés, et la résistance à la corrosion est généralement mauvaise aux températures inférieures à 300, 400°C suivant la nuance.

- **Sous groupe C₁ :** caractérisé par :

- Une teneur en carbone plus élevé (jusqu'à 0.2%)
- Une teneur en Nickel vers 10 à 14%.
- Une teneur maximale en silicium entre 1.5 et 2.5%.
- Une augmentation de la teneur en carbone (pour ne pas abaisser les caractéristiques de fluage)
- Amélioré la tenue à l'oxydation au moyen d'une augmentation de la teneur en Nickel et en silicium pour des températures d'utilisation dépassant 750 à 800°C.

- **Sous groupe C₂ :**

Il comprend les nuances axées autour de 24 ou 25% de chrome et 12 ou 20% de nickel (nuances types 24-12 et 25-20) [3].

Ils sont caractérisés par :

- Les teneurs en carbone élevées : 0.15 à 0.2%.
- Les teneurs en manganèse (maximum 2%)
- La teneur en silicium remontée jusqu'à 1.5 à 2%.
- Ces deux types de nuances qui comportent une teneur en chrome élevée sont sensibles à la formation de la phase σ au court de séjours prolongés au-dessous de

900°C, il est donc déconseillé d'utiliser ces nuances à des températures comprises entre 300 et 900°C.

- **Sous groupe C₃ :**

Il comprend des nuances axées autour de 35% de nickel et 18% de chrome.

Le carbone est de l'ordre de 0.05 à 0.010%, le silicium est remonté entre 1 et 2% (ou entre 0.5 et 2.5% pour les nuances particulièrement destinées à la tenue à l'oxydation aux hautes températures [3]).

Ces nuances ont les propriétés suivantes :

- Elles ne présentent aucun risque de fragilisation par la phase σ .
- Elles sont austénitiques mais pas totalement amagnétiques, car l'austénite, riche en nickel, est magnétique.
- Leurs caractéristiques de fluage ne sont pas très élevées.
- Aux températures élevées, elles présentent une bonne résistance à l'oxydation et à la carburation, mais du fait de leur teneur élevée en nickel, elles ne doivent pas être exposées à des atmosphères contenant du soufre ou des dérivés du soufre (risque de carie verte)
- Une teneur en silicium supérieure à 1% augmente le risque de fissuration au cours du soudage.
- Pour les éléments écrouis par un formage à froid, il est inutile de traiter thermiquement tant que cet écrouissage est inférieur à 10%.

Les nuances les plus utilisées sont des nuances américaines définies par le nom **Incoloy**.

Si un traitement thermique est nécessaire sur des éléments déjà formés ou assemblés par **soudage**, il doit être fait entre 950 et 1000°C, maintenu 2 mn par millimètre d'épaisseur et suivi d'un refroidissement rapide à l'air ou à l'eau, mais si ce traitement est effectué sur des pièces traitées dans les mêmes conditions préalablement, on est en présence d'un risque d'un trop fort grossissement du grain austénitique.

Groupe D : aciers austénitiques résistants à des attaques corrosives sévères.

En particuliers :

- Des nuances type 18 Cr et 14 Ni avec une teneur en molybdène de 3 à 4% et avec addition d'azote.
- Des nuances diverses avec addition de cuivre.
- Des nuances spéciales à très bas carbone (\leq à 0.015%)
- Des nuances correspondant aux nuances américaines Incoloy 825 et Inconel 625.

Groupes		Teneurs des constituants					
		C%	Ni%	Cr%	Mn%	Si%	Autres %
Groupe A		≤ 0.030 ou $0.03 - 0.08$	8 à 14 ou à 16	16 à 18 ou à 20	≈ 1.5 (2 max.)	0.5 à 0.7 (1 max.)	----
Groupe B		> 0.03	11 à 14	16 à 19	≈ 1.5 (2 max.)	0.5 à 0.7 (1 max.)	----
Groupe C	800	≤ 0.10	30 à 35	19 à 23	----	----	Al, Ti 0.15 à 0.6
	800H	$0.05 \leq C \leq 0.10$					
Groupe D		≤ 0.015	14	18	----	----	3 à 4 Mo, N et Cu

Tab.2 - Compositions chimiques des différents groupes -

Type	ORDRE DE GRANDEUR DES PRINCIPALES PROPRIETES PHISQUES									
	Masse volumique Kg/ dm ³	Module d'élastique en traction (10 ³ N/mm ²)	Module d'élastique en torsion (10 ³ N/mm ²)	Coef. de dilatation linéique 10 ⁻⁶ /°C entre 20°C et		Conductivité thermique W/mK	Capacité thermique massique 10 ³ J/kg.K	Résistivité électrique μ.Ω.cm	Perméabilité magnétique H/m	
				100°C	300°C					
Ferritiques {	13% Cr	7.7	220	83.5	10.5	11.5	30	0.46	60	(*)
	17% Cr	7.7	220	81.5	10.2	10.8	30	0.46	70	(*)
Martensitiques {	13% Cr	7.7	220	81.5	10.5	11.5	30	0.46	55	(*)
	17% Cr	7.7	220	80	10.2	10.8	25	0.46	70	(*)
	D.P. (**)	7.8	200		10.8	11.5	16	0.46	80	(*)
Austénitiques	7.9	200	84	16	17	15	0.50	75	1.03	
Austéno-ferritiques	7.8	210		15	16	17	0.48	70	(*)	

(*) acier ferro-magnétique.

(**) durcissement par précipitation.

DEUXIEME CHAPITRE

2. SOUDAGE, GENERALITES ET DEFINITIONS

2.1. Introduction :

Le soudage est une opération qui consiste à réunir deux ou plusieurs parties constitutives d'un assemblage, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler (continuité de la nature des matériaux assemblés : matériaux métalliques, matière plastique, etc.), soit par chauffage, soit par intervention de pression, soit par l'un et l'autre, avec ou sans emploi d'un produit d'apport dont la température de fusion est du même ordre de grandeur que celle du matériau de base [7].

En soudage, on doit distinguer deux situations [2], [8] :

- les deux éléments à assembler ont la même composition chimique et le métal d'apport est tel que le cordon aura une composition très voisine de celle du métal de base ; on parle alors de soudage « homogène » : c'est le cas le plus fréquent ;
- les deux éléments à assembler n'ont pas la même composition chimique ou, s'ils ont la même composition chimique, celle du métal d'apport (et par voie de conséquence, celle du métal fondu) en est très différente ; on parle dans ce cas de soudage « hétérogène ».

La continuité physique peut être obtenue en faisant ou en ne faisant pas intervenir la fusion des métaux à assembler, c'est ainsi que l'on pourra distinguer [8] :

- le soudage sans fusion (mais avec diffusion à l'état solide) avec les procédés de soudage par explosion, par pression ;
- le soudage sans fusion « apparente » (mais avec une fusion localisée ou seulement un début très limité de fusion) avec les procédés du soudage par points, à la molette, par bossage, par induction, par friction, ou par ultrasonique ;
- le soudage avec fusion obtenu par tous les procédés de soudage aux gaz, à l'arc, par faisceau d'électron, par LASER, qui sont ceux utilisés dans la très grande majorité des cas d'application industrielle, de telle sorte que pratiquement, on réalise surtout des soudures par friction.

2.2. Soudage et soudabilité métallurgique des métaux :

Au point de vue métallurgique, la soudure est une forme d'assemblage de deux parties d'une pièce métallique [9]. Le passage à l'état liquide du métal d'apport, ainsi que les parois du métal de base concernées par l'assemblage, entraîne d'importants changements de la structure.

En général, une opération de soudage met en jeu différents aspects, aussi bien métallurgiques que mécaniques :

- opération de fonderie : puisque le métal est amené à l'état liquide, pour être ensuite solidifié dans une cavité de forme déterminée, il se produit une structure de solidification dont les caractéristiques sont en relation avec la vitesse de solidification [1] ;

- opération de traitement thermique : puisque les parois limitant la partie fondue, c'est-à-dire la zone contiguë à celle de la fusion, sont soumises à un chauffage à l'état solide, suivi d'un refroidissement [8]. Cette partie subit des transformations structurales en rapport avec la température maximale atteinte, ainsi que les lois de refroidissement auxquelles sont soumises les différentes zones adjacentes à l'interface fondue ;
- opération métallurgique : par les réactions chimiques qui peuvent se produire entre le métal fondu et le milieu environnant, soit atmosphère gazeuse, soit fondant ou laitiers [1] ;
- opération thermomécanique : la localisation de la fusion entraîne une hétérogénéité thermique très marquée de la masse métallique [8]. Ceci provoque des retraits à la solidification d'une part et une dilatation thermique d'autre part, qui agissent simultanément pour engendrer des déformations et des contraintes résiduelles au niveau des joints soudés.

On considère qu'un matériau métallique est soudable à un degré donné par un procédé et pour un type d'application donné, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement [8].

2.3. Condition d'installation de la liaison métallique :

Installer la liaison métallique consisterait, théoriquement, à rapprocher les surfaces à unir de telle sorte que les atomes superficiels parviennent à des distances de l'ordre de grandeur des distances inter-nœuds de leur système cristallin propre. Cette opération, qui supposerait au départ que les surfaces soient chimiquement propres et dans un état de polispéculaire, n'est pas réalisable pratiquement [9].

Pour pallier les insuffisance engendrées par les nécessités de l'industrialisation, il faudra donc activer les surfaces à unir tout en éliminant les corps et éléments susceptibles de perturber la liaison.

Le procédé d'activation des surfaces le plus efficace est la fusion qui, simultanément, peut assurer leur nettoyage [3]. La liaison métallique est créée par la solidification.

L'activation des surfaces peut être obtenue par échauffement sans fusion. En général, elle est alors complétée par une action mécanique qui permet, en outre, le nettoyage et l'amélioration du contact des surfaces à assembler. On peut distinguer trois cas [9] :

- a) Le cas où l'échauffement et le nettoyage des surfaces à assembler sont simultanément réalisés par frottement mécanique (ce qui suppose l'assemblage de pièces axisymétriques) et sont suivis, après arrêt de ce dernier, d'un écrasement (forgeage) par pression axiale.

- b) Le cas où l'échauffement est réalisé par chauffage extérieur et où le contact intime est assuré par un effort perpendiculaire au plan de joint.
- c) Un cas particulier, c'est le **brasage**, il n'est pas classé parmi les cas où l'on parle de soudage, la liaison est assurée par la solidification d'un métal ayant une température de fusion inférieure à celle du ou des métaux à assembler et qui, après fusion, mouille les surfaces de ces derniers (il se met généralement assuré par un flux fusible).

Enfin l'activation peut résulter d'une action mécanique sans échauffement global notable des pièces à assembler. Cette action mécanique doit provoquer une plastification de l'extrême couche de chaque surface et engendre un échauffement très localisé qui, permet l'établissement de la liaison métallique. Ce processus exige simultanément un déplacement relatif des surfaces à assembler parallèlement au plan de joint couplé avec un effort de compression perpendiculaire à ce même plan.

2.4. Les Procédés de soudage :

2.4.1. Procédés faisant intervenir la fusion local des pièces à assembler :

Il est habituel de distinguer les procédés de soudage faisant intervenir la fusion locale des pièces à assembler en fonction du mode de chauffage utilisé. C'est ainsi que l'on répertorie [2]:

- le soudage aux gaz,
- le soudage plasma,
- le soudage à l'arc,
- le soudage par faisceau d'électrons,
- le soudage par faisceau LAZER,
- le soudage par résistance,
- le soudage aluminothermique.

Il faut noter que, dans tous ces procédés, le bain de métal liquide est contenu dans un creuset formé par les volumes des pièces à assembler adjacents au plan de joint (quelquefois la fermeture complète du creuset est assurée par un outillage spécifique : latte, patin...). Dans ce fait, une partie non fondue des pièces, au voisinage du métal liquide, est portée à des températures comprises, suivant la distance à ce dernier, entre la température du solidus du métal et la température initiale des pièces ; la fraction de ce volume (la plus proche du métal fondu) dont la structure et, donc, les propriétés évoluent du fait de cet échauffement est appelée « **zone affectée thermiquement Z.A.T.** » ou « **zone affectée par la chaleur Z.A.C.** ».

Par ailleurs, il est indispensable d'éviter toute réaction chimique entre le métal liquide et l'atmosphère ; il sera donc nécessaire de prévoir sa protection.

2.4.2. Classifications des principaux procédés de soudage :

Toute tentative de classification des différents procédés de soudage est rendue difficile au regard de nombreuses variantes d'un procédé à l'autre. Les sources d'énergie

utilisées dans les différents procédés de soudage sont de type mécanique, optique, chimique et électrique, donnent une liste des procédés de soudage sur la base du type d'énergie utilisé pour réaliser l'assemblage.

L'organigramme suivant donne les différents procédés et leurs sources d'énergie.

soudage ⇒ Le soudage est un procédé d'assemblage qui assure la liaison permanente de divers éléments métalliques.

Deux techniques

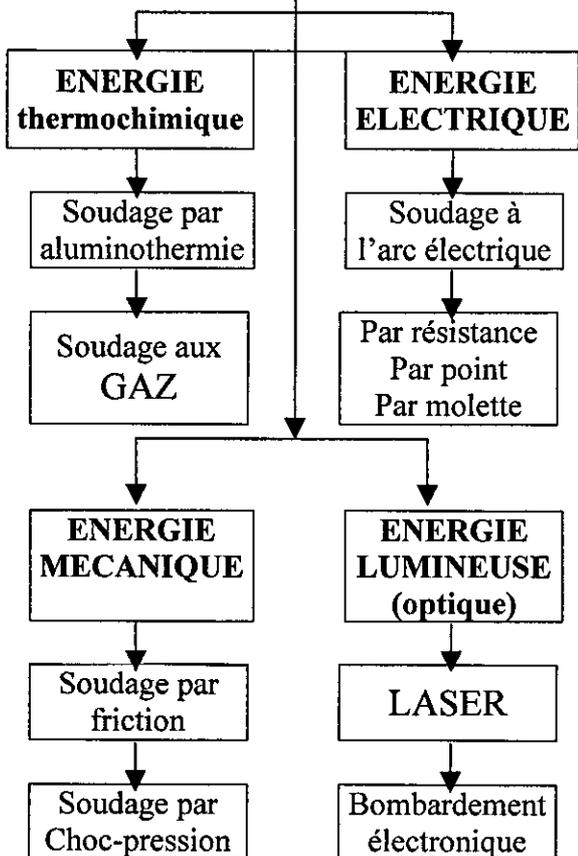
Soudage homogène

Le soudage homogène communément appelé « soudage » consiste à lier deux éléments d'un même métal par fusion local. Le métal d'apport lorsqu'il est utilisé est de même nature que les éléments à assembler. La soudure est continue.

Soudage hétérogène

Le soudage hétérogène ou « brasage » consiste à introduire entre les éléments à assembler un métal liquide qui après refroidissement lie fortement les deux éléments. le métal de base et le métal d'apport ne sont pas de même nature, et la soudure est discontinue

Quelque procédé classé en fonction de l'énergie mise en œuvre pour assurer la fusion



Deux procédés se distinguent selon la méthode d'exécution de la soudure

BRASAGE

La source de chaleur est maintenue afin d'assurer la fusion du métal d'apport

SOUDO-BRASAGE

Le métal d'apport fond au contact des éléments préchauffés

2.5. Cas du Soudage à l'arc :

2.5.1. Définition :

Le pouvoir de fusion d'un arc électrique a été utilisé par Bernandos (1887) et Kjellberg (1914) dans un premier temps en vue de réaliser la soudure des métaux [9].

L'énergie est fournie par un ban d'accumulateur et le soudage s'exécute au moyen d'une électrode (formant l'outil) fusible ou réfractaire avec métal d'apport qui va fondre au fur et à mesure on se diluant avec les bords à souder, pour constituer après refroidissement et solidification un dépôt qui s'associe intimement au métal des pièces en formant une liaison continue. Un arc est une décharge électrique établie entre deux électrodes (avec un enrobage ou gaz protecteur) reliés aux pôles d'un générateur et dégageant lumière et chaleur, il forme une colonne ionisée conductrice qui répond à des lois physiques essentiellement [9] :

- *électrique*, reliant tension et courant, auxquelles se rattachent les caractéristiques et le fonctionnement des générateurs ;
- *thermiques* auxquelles se rattachent les phénomènes de fusion.

L'arc électrique est la source de chaleur à la base d'un certain nombre de procédés de soudage s'appuyant sur [7] :

- ses effets thermiques aux électrodes : l'arc de soudage est un arc court entre une électrode, formant l'outil, et les pièces à souder portées localement à la température de fusion ;
- les phénomènes de transfert de métal qui s'instaurent naturellement et simultanément de l'électrode, lorsqu'elle est fusible, à la pièce, formant un dépôt continu se diluant avec les bords à souder pour constituer après refroidissement la liaison métallique recherchée. Dans les procédés où l'électrode est réfractaire, il n'y a évidemment pas de transfert de métal électrode-métal.

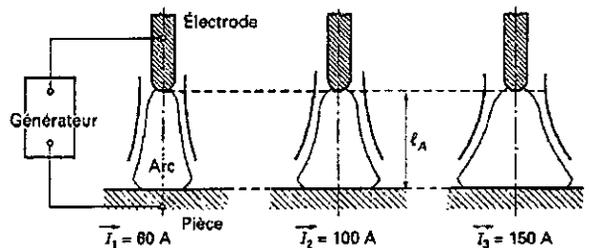


Fig.1 – Effet du courant sur l'arc – [9].

2.5.2. Principaux procédés de soudage à l'arc :

C'est le mode le plus couramment utilisé vu le nombre de variantes qu'il comporte et au tournage de produit soudé, il y a six principaux procédés qui utilisent l'arc électrique.

Ils se caractérisent par deux éléments essentiels :

- La nature de l'électrode : baguette, fil fusible ou tige réfractaire.
- La nature du milieu : gaz ou vapeurs, dans lequel s'établit la décharge électrique et qui doit avoir des propriétés protectrices vis-à-vis de l'atmosphère ambiante.

On distingue :

- a) Le soudage à l'arc avec électrode enrobée,
- b) Le soudage automatique sous flux électro conducteur solide,
- c) le soudage semi-automatique sous protection gazeuse (MIG ou MAG),
- d) le soudage au plasma,
- e) Soudage à l'électrode réfractaire (TIG).

2.6. Cas du soudage T.I.G. :

Le soudage à électrode réfractaire est appelé soudage **TIG** (*Tungstène Inert Gaz*), dans les pays anglo-saxons il est désigné par **GTAW** (*Gaz tungstène Arc welding*), et on le désigne souvent en France par **soudage à l'argon**.

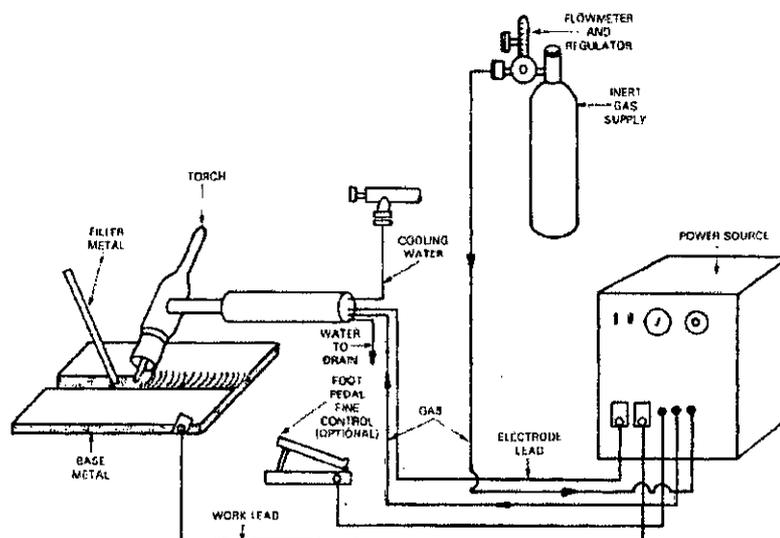


Fig. 2 – Procédé T.I.G. -

2.6.1. Description et Principe :

L'appareillage comporte une source de courant alternatif ou continu, un dispositif d'amorçage, une bouteille de gaz avec détendeur et débitmètre une torche spécifique du procédé et divers accessoires.

Le soudage est réalisé à partir 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. 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. 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 [10]).

L'opération s'exécute avec ou sans apport de métal c'est à dire :

- Sans apport de métal : L'opérateur tien la torche à la main et de l'autre le masque de protection.
- Avec apport de métal (fil métallique, l'opérateur tien la torche d'une main, introduit de l'autre le fil d'apport dans le bain de fusion dans ce cas il a un casque spécial en polarité direct, l'électrode est meulée en pointe côté soudage, elle se forme en boule pour le soudage des alliages d'aluminium en courant alternatif ou en polarité inverse [1].

Le soudage TIG produit une fusion caractérisée par sa largeur et sa pénétration. L'apport de métal est réalisé en introduisant directement dans le bain un fil de même nature que le métal de base, le mode d'entraînement du fil jusqu'au bain de fusion est l'une des caractéristiques importantes du procédé à électrode réfractaire qui le distingue des procédés à électrode fusible [3], et on peut cité les points suivants :

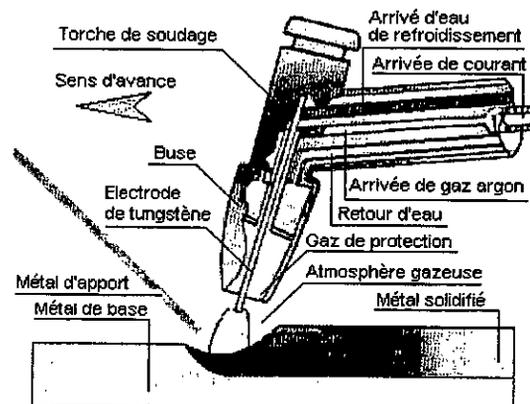
- Il fond dès son arrivé au bain de fusion.
- Il n'a aucune liaison avec le circuit de soudage.
- Il n'est pas une électrode.

Son taux de dépôt est indépendant de la puissance de l'arc.

2.6.2. Transfert du métal :

Fig. 3

- La torche de soudage - [11]



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.

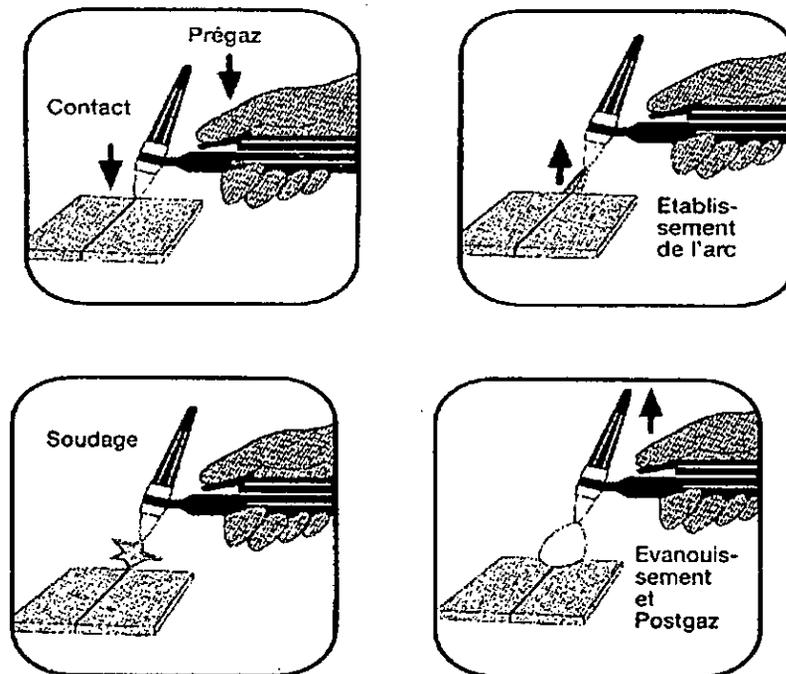


Fig. 4 –L'exécution du soudage – [11].

2.6.3. Les électrodes :

a) Différents types d'électrodes infusibles pour le soudage TIG :

- Tungstène **pur** (couleur d'extrémité **verte**) : soudage en courant **alternatif** des **alliages légers**.
- Tungstène **thorié** (0,5 à 4 % thorium - couleur d'extrémité **rouge**) : soudage en courant **continu** des **aciers et inox** [11].

... et aussi tungstène cérié (0,5 à 4% cérium - couleur d'extrémité grise) : soudage en courant continu des aciers et inox et tungstène zirconié (0,5 à 4% zirconium - moins utilisées blanc ou brun)

Lors du soudage, l'électrode de tungstène doit **continuellement être protégée** par de l'**argon** jusqu'à son refroidissement complet afin d'éviter sa détérioration.

La polarité de l'électrode est toujours négative en courant continu : **polarité directe**.

b) Électrodes de tungstène et gaz de protection

Type de métal	Épaisseur	Type de courant	Électrode	Gaz de protection
Carbone, acier faiblement allié	Toutes	CC P Directe	Thoriée	Argon ou argon-hélium
	Mince seulement	Alternatif (CA)	Pure ou au zirconium	Argon
Acier inoxydable	Toutes	CC P Directe	Thoriée	Argon ou argon-hélium
	Mince seulement	Alternatif (CA)	Pure ou au zirconium	Argon ou argon-hydrogène
Titane	Toutes	CC P Directe	Thoriée	Argon

- Courant continu avec électrode négative : Courant Continu **Polarité Directe**,
- Courant alternatif : **CA**.

L'addition de thorium fournit à l'électrode :

- Une meilleure émissivité.
- Une meilleure densité de courant.
- Une meilleure résistance à la contamination.

Donc l'addition de thorium améliore la durée d'emploi de l'électrode. Tableau (4), [11].

2.6.3. Protection gazeuse :

Les seuls gaz inertes utilisables du fait de leurs caractéristiques dans le procédé **TIG** sont *l'argon* et *l'hélium* [argon soudage, hélium soudage] ou un mélange proportionné entre eux, ils sont obtenus par distillation et leur pureté est de 99.95%.

L'hélium existe sous forme naturelle aux Etat Unis.

Par rapport à l'hélium, l'argon a les avantages suivants [11]:

- arc plus calme (stabilité)
- Meilleure action décapante du soudage alternatif des alliages d'aluminium.
- Nécessité d'un débit moindre pour une protection identique et un amorçage plus facile.
- Sur le plan économique l'argon est moins cher que l'hélium.

2.6.4. Métal d'apport :

Les soudures en chanfrein nécessitent un apport de métal, [dans notre cas ce métal d'apport est de nuance 308L], celui ci est introduit directement à l'avant du bain, soit à partir de baguettes nues en soudage manuel, soit par un dispositif mécanisé.

Le procédé TIG peut s'appliquer avec ou sans métal d'apport, selon le type de joint et le métal à souder. Ainsi, il est souvent possible de fusionner des pièces minces sans avoir recours à une baguette d'apport [1]. C'est le cas des joints à bords relevés, des joints d'angle extérieur et des joints à recouvrement. Cependant, le métal d'apport est indispensable pour souder des pièces épaisses.

Choix du métal d'apport :

La composition des baguettes d'apport doit s'apparenter le plus possible à celle du métal de base de façon que le mélange soit homogène.

Les baguettes de métal d'apport utilisées doivent être spécifiques au soudage TIG (Tab.6) [11] :

Diamètre	Épaisseur à souder
2	0.5 à 2
3	2 à 5
4	5 à 8
4 ou 5	8 à 12
5 ou 6	12 ou plus

Toutefois, il est nécessaire dans certains cas (géométrie du cordon – évitement des concentrations de contraintes) d'en employer à des considérations spécifiques (les tubes aux petites diamètres,...).

Les baguettes d'apport en acier recouvertes d'une couche de cuivre et utilisées en soudage oxyacéthylnique sont déconseillées parce qu'elles entraînent l'inclusion d'impuretés.

Le métal d'apport ainsi que le métal de base se mélangent durant le soudage, et leur composition a une influence directe sur la qualité de la soudure. Aussi, il est nécessaire de bien nettoyer les baguettes et le métal de base afin qu'il n'y ait aucune contamination.

Le tableau (7) [11] montre quelques préparations de joints pour le soudage TIG :

QUELQUES PRÉPARATIONS DE JOINTS POUR LE SOUDAGE TIG			
Epaisseur en mm	Fourchette d'intensité	Ø métal d'apport	Préparation
De 4,0 à 6,0 mm	60 à 100 ampères	Ø 2,0 mm	
De 8,0 à 12 mm	90 à 180 ampères	Ø 2,0 à 3,0 mm	
De 8,0 à 12 mm	90 à 180 ampères	Ø 2,0 à 3,0 mm	
De 2,5 à 4,0 mm	45 à 80 ampères	Ø 2,0 mm	

2.6.5. Positions de soudage :

Fig. 5 - Soudage d'un joint bout à bout en position à plat.

Les angles nécessaires pour le soudage d'un joint bout à bout en position à plat. La torche et la baguette sont placées l'une en face de l'autre sur un même plan.

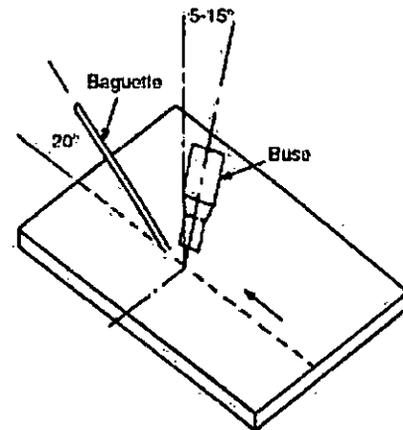


Fig. 6 - Soudage d'un joint d'angle intérieur en position horizontale

Les angles à maintenir lors de l'exécution d'une soudure d'angle intérieur.

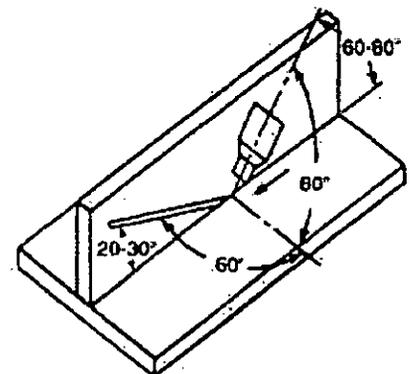
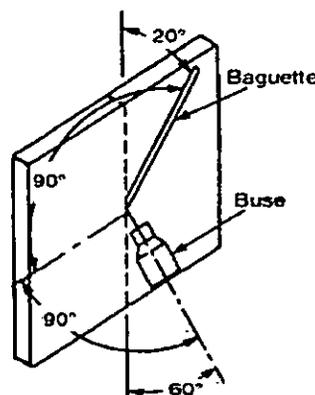
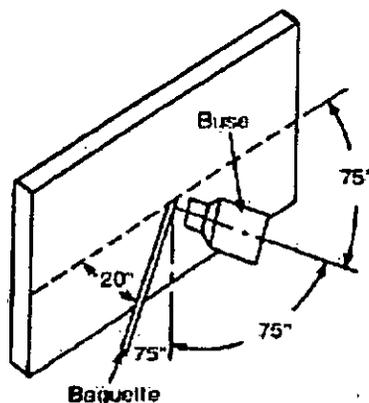


Fig.6

Fig.7 - Soudage de joints en « corniche ».

Fig.8 - Soudage de joints en position verticale montante.

2.7. Soudage des tuyauteries en acier :

2.7.1. Introduction :

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, dont les principaux (suivant la norme NF E 04-021) [12]:

- soudage à l'arc à électrode enrobée ;
- soudage à l'arc au fil fourré ;
- soudage à l'arc sous flux en poudre avec fil-électrode ;
- soudage à l'arc sous protection de gaz inerte avec fil-électrode fusible : M.I.G. ;
- soudage à l'arc sous protection de gaz actif avec fil-électrode fusible : M.A.G. ;
- soudage à l'arc sous protection de gaz actif avec fil-électrode fourré ;
- soudage à l'arc en atmosphère inerte avec électrode de tungstène : T.I.G..

2.7.2. Tubes en aciers inoxydables :

❖ Cas des tubes en acier inoxydable austénitique (sans soudure) :

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 soudures, sont fabriqués par estampage à chaud par dressage à chaud, par mandrinage à chaud ou par pressage à chaud. Leur aspect ou présentation est oxydé.

Les 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 se fait entre chaque passe de formage à froid un traitement thermique est nécessaire pour amener l'état écroui à l'état adouci qui est apte à la déformation ultérieure.

Pour garantir les propriétés mécaniques et technologiques et de résistance à la corrosion, les tubes sans soudures en aciers inoxydables sont normalement livrés à l'état traité et décalaminé. Ainsi le recuit final peut être effectué soit sous gaz protecteur soit à l'air suivi d'un refroidissement rapide. Après un recuit à l'air, un décapage ou un décalaminage est nécessaire [12].

2.7.1. Préparation des joints :

a) Contrôle :

Les tubes, les pièces de forme et les appareils accessoires doivent être contrôlés et réceptionnés avant soudage suivant les dispositions des documents contractuels (commande, spécifications, codes, cahiers des charges, normes, etc.). Ces contrôles sont exécutés :

- chez le fabricant ;
- juste avant le soudage (contrôle des extrémités à souder par un contrôleur spécialisé, par le chef soudeur ou par le soudeur lui-même) ;

b) Chanfreins :

La géométrie des chanfreins ou des bords à souder est généralement définie dans la norme NF E 29-032 qui donne les types d'extrémités à souder bout à bout pour *tuyauteries industrielles* [12].

c) Préchauffage :

Le préchauffage a pour effet de diminuer la vitesse de refroidissement. En effet, plus la température initiale des pièces est élevée, plus le refroidissement est lent. Le préchauffage sert aussi à éliminer l'humidité de la surface des pièces, diminuant ainsi les risques d'absorption d'hydrogène par le bain de fusion [7].

Malgré un choix judicieux des paramètres de soudage en fonction de la composition chimique de l'acier et de l'épaisseur à souder, la valeur de l'énergie calorifique linéique E_a dissipée par l'arc peut être insuffisante pour obtenir une vitesse de refroidissement empêchant la formation de structures fragiles. Pour réduire cette vitesse de refroidissement, il faut augmenter la température T_0 du métal de base juste avant l'exécution de la première passe. Ce comportement d'apport calorifique est appelé *préchauffage* [12].

Les aciers non alliés, micro-alliés et faiblement alliés doivent être préchauffés lorsqu'ils sont susceptibles de prendre la trempe. Les aciers alliés doivent être obligatoirement préchauffés. La température de préchauffage est fonction de leur composition chimique, de l'épaisseur à souder et du procédé de soudage (énergie de soudage).

Il ne faut pas préchauffer les aciers inoxydables austénitiques ou austéno-ferritiques ni l'acier à 9 % de nickel [12].

2.7.2. Exécution des soudures :

a) Passes de soudage :

La soudure des tubes, pièces de forme et appareils accessoires comporte généralement plusieurs passes ; dans ce cas, la soudure est appelée *soudure multipasses* [12]. Chaque passe est constituée de cordon de soudure.

Le choix de la répartition des passes dans le joint dépend :

- de l'épaisseur des tubes, des pièces de formes ou des appareils accessoires et de l'angles des chanfreins ;

- de la qualité et des caractéristiques mécaniques du joint que l'on veut obtenir ;
- de l'économie de la réalisation du joint.

b) Séquences de soudage :

Pour exécuter la première passe en soudage manuel, un choix judicieux des séquences de soudage, du nombre de soudeurs ou d'opérateurs et de leur répartition sur le joint permet de réduire les contraintes thermiques (soudure bridée par le retrait) [3]. Ce choix est particulièrement important pour les soudures circulaires (soudage bout à bout).

Pour les tubes, les pièces de forme et les appareils accessoires fabriqués avec des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques, le choix des séquences de soudage doit tenir compte du faible coefficient de conductivité thermique et du fort coefficient d'allongement (par rapport à ceux des aciers au carbone-manganèse). En conséquence, des déformations et des échauffements locaux importants peuvent se produire si des précautions ne sont pas prises [12].

La quantité d'énergie transférée à la pièce sous forme de chaleur dépend du coefficient de transmission thermique du procédé de soudage utilisé. Le tableau (8) de la figure indique les coefficients de transmission thermique des principaux procédés de soudage. Ce coefficient peut être influencé par différents facteurs: technique utilisée, longueur de l'arc, etc.

Procédés de soudage	Coefficients de transmission de la chaleur dans la pièce (%)
Soudage à l'arc submergé (SAW)	90-99
Soudage à l'arc sous protection gazeuse avec fil plein (GMAW)	65-85
Soudage à l'arc avec fil fourré (FCAW)	65-85
Soudage à l'arc avec électrode enrobée (SMAW)	50-85
Soudage à l'arc sous protection gazeuse avec électrode réfractaire de tungstène (GTAW)	20-50

Tab. 8 - Coefficients de transmission thermique des procédés de soudage (Bureau canadien de soudage)- [13]

TROISIEME CHAPITRE

3. ETUDE METALLURGIQUE

3.1. Cycles thermiques :

L'interprétation métallurgique de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert comme condition nécessaire la connaissance de la température atteinte. Grâce à l'existence de l'état quasi-stationnaire, nous pouvons limiter notre détermination des courbes *température-temps* à des points A, B et C situés sur une droite XY perpendiculaire à la ligne de la soudure, tracée à partir d'une position S de la source de chaleur (fig. 9.a) : quelque soit cette position dans la zone d'état quasi-stationnaire, les résultats nous renseignent sur les grandeurs dont nous avons besoin tel que :

- les températures maximales atteintes θ_{mA} , θ_{mB} , θ_{mC} ...
- les temps de séjour au-dessus d'une température θ_s .
- La loi de refroidissement traduite par le temps de refroidissement T (s) (θ_1 , θ_2) entre deux températures θ_1 , θ_2 , ou par la vitesse de refroidissement V, à une température θ_r .

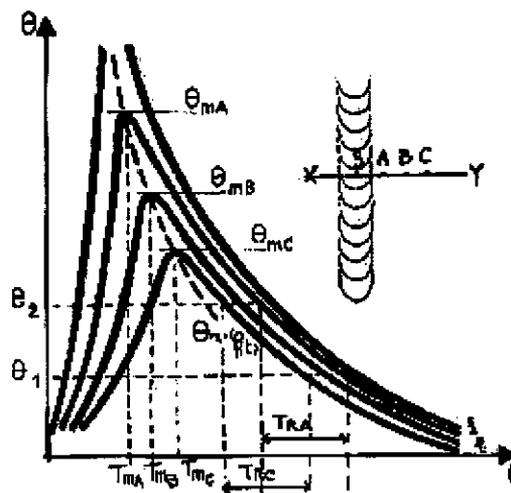


Fig. 9.a – Cycle thermique de soudage : courbe Température/Temps

Ainsi déterminées en un point de l'assemblage, les grandeurs associées au cycle thermique nous permettent d'accéder à la répartition topographique de ces modifications aux alentours de la soudure, donc la variation de température maximale θ_M atteinte en chaque point en fonction de la distance X (fig. 9.b).

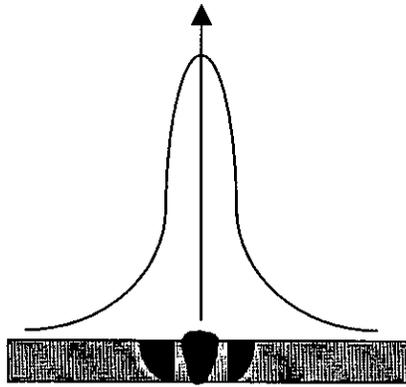


Fig.9.b - Répartition thermique dans une soudure.

3.2. Solide thermique :

Une description spatiale de l'état thermique à un instant donné au cours de l'exécution d'une soudure est apportée par le *solide thermique* tel que l'on initialement décrit PORTEVIN et SEFERIEN [10], c'est donc une représentation de l'état de différentes isothermes dans le métal de base et dans le métal fondu à l'instant où la source de chaleur passe par l'origine des coordonnées la figure (10) en donne les coupes spécifiées.

Si l'on coupe le solide thermique par différents plans, on peut obtenir des courbes intéressantes :

- Une coupe selon un plan parallèle au plan XOY définit les isothermes, à l'instant considéré, à la profondeur du plan de coupe.
- Une coupe suivant le plan XOZ, définit la courbe $température = F(temps)$ des points appartenant au plan de coupe.
- Une coupe suivant le plan YOZ définit les isothermes, à l'instant considéré selon le plan de coupe.

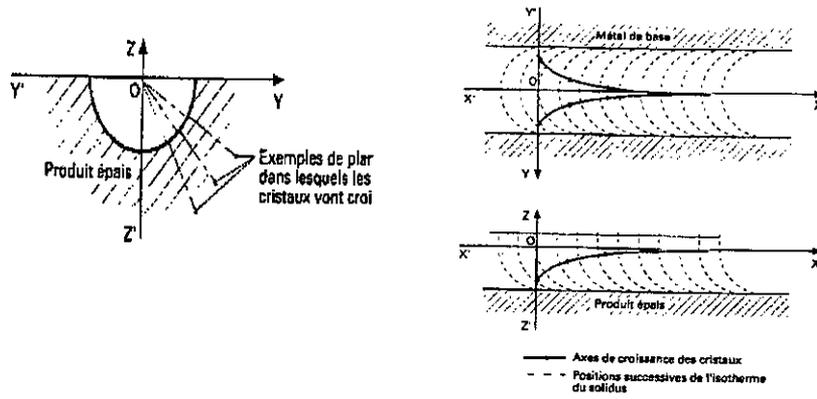
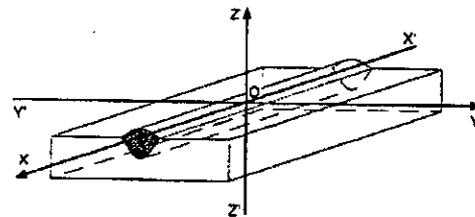


Fig.10 – Croissance des cristaux en présence d'isothermes semi-coniques -



3.3. Notion d'état quasi stationnaire :

3.3.1. Soudure avec déplacement de la source de chaleur :

Cet état peut être obtenu en positionnant des thermocouples situés à la même distance d'un cordon de soudure et à des distances croissantes de l'origine O du cordon on enregistre les courbes $température = f(temps)$, et on joignant les valeurs maximales des températures on obtient la courbe représentée dans la figure (11) [8].

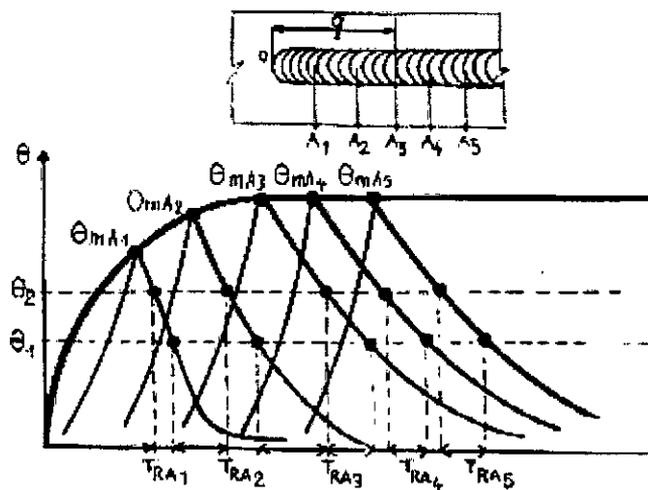


Fig. 11- Cycle thermique le long du cordon de soudure -

Remarque :

- La température maximale atteinte T_s croît avec la distance parcourue à partir du début du cordon puits se stabilise à une valeur qui devient constante, tant que la vitesse de la source de chaleur est uniforme et l'énergie demeurant constante.

- Les lois de refroidissement mesurées par le temps entre deux températures deviennent identiques, et les courbes $T=f(\text{temps})$ deviennent superposables dès que la source de chaleur a franchi un certain parcours (d) à partir du quelle on dit que nous avons un état quasi-stationnaire.

3.3.2. Le bain liquide (fusion) :

Lors d'une opération de soudage provoquant la formation d'un bain de métal liquide, les constituants de celui-ci sont fournis :

- Toujours par les métaux de base constituant les pièces à assembler
- Très souvent par le métal constituant l'électrode.
- Souvent par des produits minéraux associés à l'électrode (enrobage)
- Et par un métal d'apport si c'est nécessaire.

Ces constituants ont différentes contributions concernant les propriétés et les caractéristiques du joint soudé.

Le métal fondu est contenu à l'intérieur de l'isotherme correspondant au solidus de ce métal, formant ainsi un moule de solidification pour le bain liquide, ce bain liquide peut être considéré comme étant constitué par un volume en déplacement de métal à l'état liquide produit par la fusion du métal de base est éventuellement alimenté par un apport extérieur. Fig. (12) [8].

Ainsi l'avancement de la source de chaleur et par suite du bain de fusion engendre un mouvement du métal liquide depuis l'avant, où il se forme, vers l'arrière où il se solidifie, et ceci latéralement et en profondeur. Fig. (15) [8].

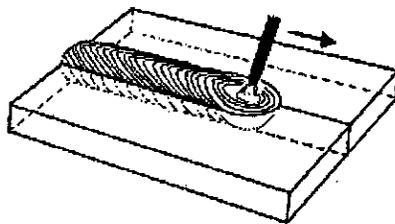


Fig. 12 – L'avancement de la source de chaleur -

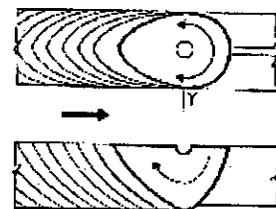


Fig. 13 – le mouvement de métal liquide -

3.3.3. Fusion de 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) [9]. 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.

3.3.4. Fusion des produits associés à l'électrode :

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 et peuvent provoquer [7] :

- des échanges d'élément que l'on souhaite introduire dans le métal fondu en les prélevant dans le laitier (apport de manganèse par réduction des oxydes de manganèse contenus dans un laitier basique) ;

- des échanges d'éléments indésirables dans le métal fondu et que l'en souhaite transférer (désulfuration, déphosphoration...)

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...).

Auparavant, il nous reste à noter que le métal fondu peut être obtenu uniquement par fusion du métal de base et on parle alors de « soudage sans métal d'apport » . Mais une certaine proportion du métal fondu peut provenir d'un apport extérieur ; On parle alors de « soudage avec métal d'apport » . On appelle alors dilution, la proportion (en volume) de métal de base entrant dans la constitution du métal fondu [1] :

$$\text{Dilution \%} = \frac{\text{volume } v \text{ de métal de base fondu}}{\text{volume } V \text{ du métal fondu}} \times 100$$

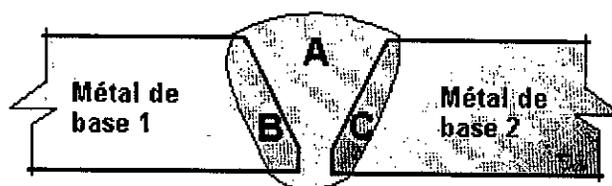
La différence $V - v$ représente le volume de métal d'apport qui a été fondu. (En l'absence de métal d'apport, cette dilution est bien entendue, égale à 100 %).

- Principe de la dilution

Lors de l'opération de soudage, une partie du métal ou des métaux de bases est fusionnée par la source de chaleur et se mélange au métal déposé pour former la zone fondue.

- Mesure de la dilution

Le taux de dilution donné en pourcentage est le rapport entre la somme des volumes des métaux de bases fondus et celui de la somme de l'ensemble de la zone fondue, du métal d'apport fondu A et des métaux de bases fondus B et C. Le pourcentage est déterminé à partir d'une coupe macrographique [11].



$$\% \text{ dilution} = \frac{(B + C)}{(A + B + C)} \times 100$$

Fig.14 - le taux de dilution -

- Variation du taux de dilution

Le taux de dilution varie suivant le procédé de soudage utilisé [11] :

- Procédé TIG (141) : dilution d'environ 15 à 30 %
- Procédé ARC E.E. (111) : dilution de 10 à 35%
- Procédé MAG (135) : dilution de 20 à 40%
- Procédé A.S.F. (121) : dilution de 60 à 80%

Le taux de dilution d'un soudage sans métal d'apport est de 100% et celui d'un soudo-brasage est de 0% (il n'y a pas fusion des bords) [7].

La dilution varie suivant la géométrie des bords à souder. Elle varie aussi suivant l'énergie de soudage appliquée (intensité, tension, vitesse de soudage).

- Importance du taux de dilution

La détermination du pourcentage de dilution est primordiale lors de l'assemblage par soudage de matériaux dissemblables (hétérogènes ou mixtes) et d'aciers plaqués afin de connaître les structures métallurgiques des zones fondues. Elle permet de sélectionner le type de métal d'apport à utiliser pour optimiser la soudabilité métallurgique du joint à partir du diagramme de **SHAEFFLER** (voir § 3.4.2).

3.4. Solidification :

La translation de la source de chaleur au court du soudage permet la solidification du métal liquide retenue au contact du métal de base surchauffé mais non fondu en régime stable le déplacement régulier du solide thermique engendre l'homogénéité de la progression de la solidification.

La forme plus ou moins allongés du bain de fusion, selon le procédé de soudage et la vitesse d'avancement, à pour conséquence le fait que tout avancement dL de la source de chaleur se traduise par la liquéfaction d'un certain volume dV de métal, à quoi correspond la solidification du même volume à l'arrière, et ce volume occupe une épaisseur dh inférieur à dL [8].

Sur la coupe longitudinale d'un cordon de soudure ou sur sa surface on peut détecter la trace amplifiée de toute anomalie survenue à l'avant du bain de fusion associée à une

variation de vitesse de soudage ou de composition chimique ; on trouve aussi, sur une telle coupe ou sur la surface des cordons de soudure, la trace des variations des vitesses de solidification provoquée par la surfusion ou par la périodicité du courant de soudage.

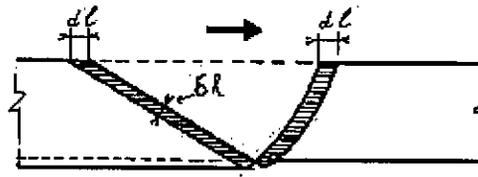


Fig.15 – L'avancement de la source de chaleur -

3.4.1. Germination et croissance des grains (épitaxie):

Elle commence dans la zone la plus froide du bain liquide c'est à dire au contact du métal de base qui constitue le moule (le contenant), or celui ci est chimiquement constitué du même métal solvant que le métal fondu, les cristaux baignés au voisinage du liquide peuvent donc servir de germe de cristallisation si leurs dimensions sont supérieures à la taille critique des germes. Or la surchauffe imposée à ces cristaux a provoqué leur grossissement de tel sort qu'ils satisfont très largement à cette exigence [8].

Ainsi ce produit une germination en **épitaxie** c'est à dire développement de chaque germe avec une orientation identique à celle du cristal solide et dans ça continuité, ce phénomène à plusieurs conséquences :

- Lors du développement des cristaux, ces derniers traversent le plan de joint, de ce fait le plan de joint ne constitue pas une discontinuité des propriétés mécaniques.
- Chaque germe intéresse une surface déterminée par les dimensions du **grain support** de tel sort que le nombre et la taille des germes dépendent de la grosseur des grains du métal solide dans la zone surchauffé, plus ces grains seront gros, plus la germination sera grossière.
- L'orientation du grain support control la facilité avec laquelle un germe pourra ce développer, plus la direction préférentielle de croissance du cristal support sera proche de la normale à la surface de contact solide/liquide, plus la croissance sera facile.

Cette germination débute dès que la fusion du métal de base cesse, à quelque distance en arrière du point d'impact de la source de chaleur, là où le solide thermique atteint sa section maximale, les isothermes sont alors parallèles à la ligne de fusion ainsi les germes commencent à se développer perpendiculaire à cette dernière [3].

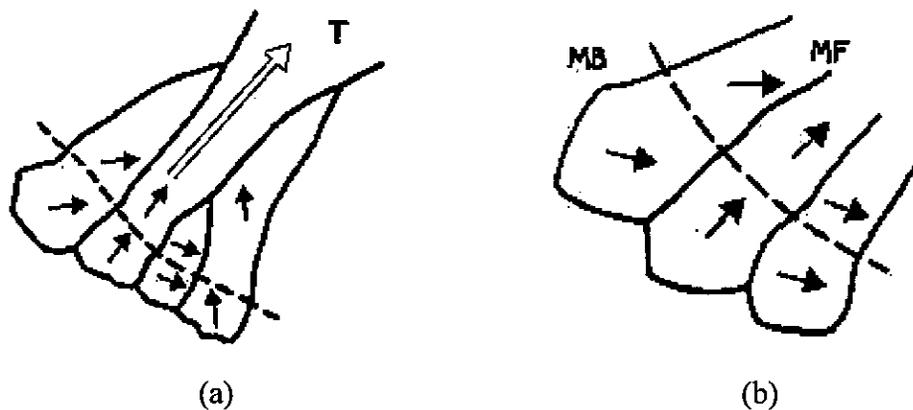


Fig.16 – Orientation cristalline à la zone de liaison – [8].

3.4.2. Rappel de quelques données quantitatives :

Différents moyens ont été proposés pour permettre d'évaluer ce que sera la structure du métal fondu après son retour à la température ambiante en fonction de sa composition chimique.

C'est le **diagramme de SHAEFFLER** qui, en fonction d'un équivalent chrome (alphagènes) et d'un équivalent nickel (gammagènes) décrit la structure du métal fondu après refroidissement complet. La figure (17) [11] reproduit ce diagramme et précise la définition des équivalents Cr et Ni. On peut compléter le calcul de ces équivalents en ajoutant :

- à l'équivalent Ni : 0.6 Cu
- à l'équivalent Cr : 0.5 W + 4 Ti

Les zones fondues des soudures épaisses et les parties restées solides des joints (Z.A.T.), quelle que soit leur épaisseur, peuvent être le lieu de phénomène structural autres que les ségrégations.

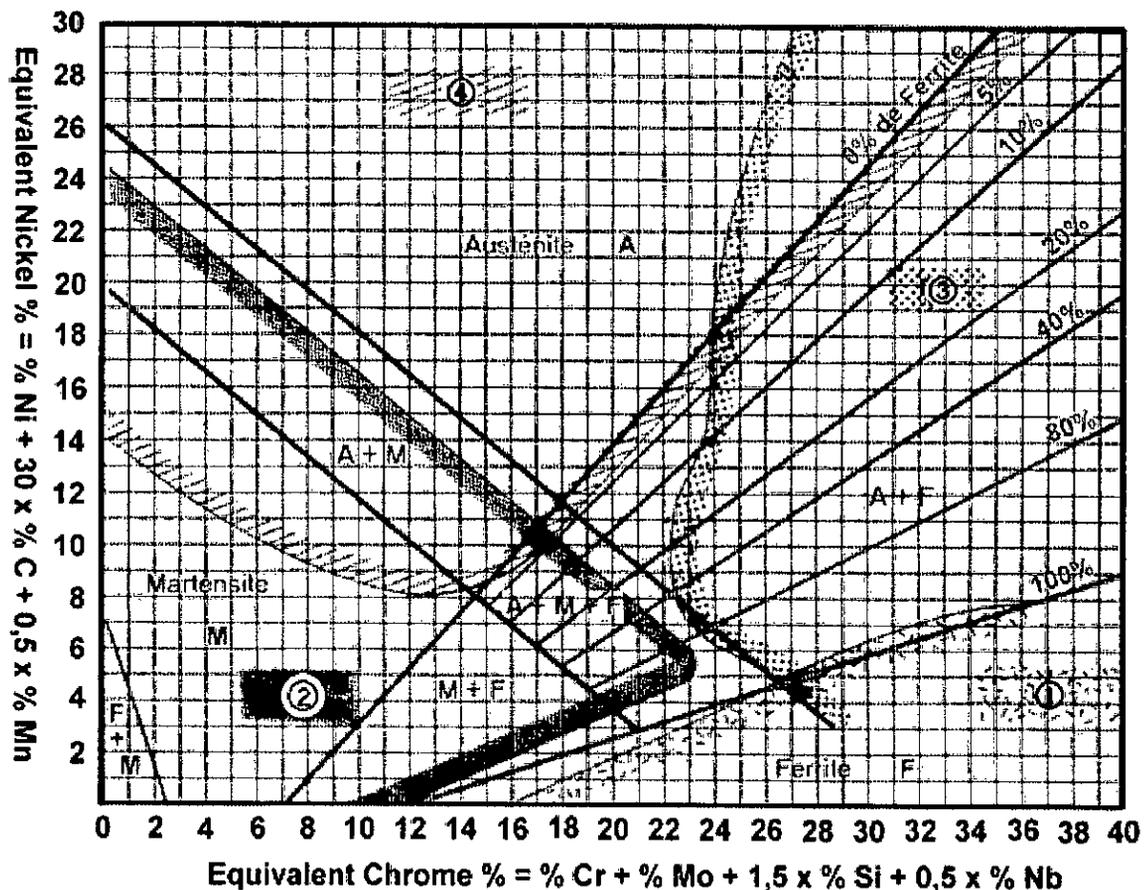


Fig.17 - Représentation graphique diagramme de SCHAEFFLER-

Nota : Pour les aciers à forte teneur en manganèse et pour les aciers contenant de l'azote, R.E. ESPY a proposé de modifier les équations définissant les équivalents chrome et nickel selon les formes suivantes (teneurs exprimées en %) :

- Equivalent chrome : $Cr + Mo + 1.5 Si + 0.5 Nb + 5 V + 3 Al$
- Equivalent nickel : $Ni + 30 C + 0.87 Mn + 0.33 Cu + \alpha (N - 0.045)$

$$\begin{aligned} \text{avec } \alpha &= 30 \text{ si } 0 \leq N \leq 0.20 \\ \alpha &= 22 \text{ si } 0.21 \leq N \leq 0.25 \\ \alpha &= 20 \text{ si } 0.26 \leq N \leq 0.35 \end{aligned}$$

Il s'agit :

- De l'apparition de la *ferrite delta* dans la structure d'aciers austénitiques (jusqu'à 14% de Ni environ) au moment de la solidification. Cette apparition est prévue par le diagramme de Shaeffler (fig.17).
- De la formation d'une *phase sigma* dans les aciers ferritique et austéno-ferritique notamment, non prévu par le diagramme de Shaeffler (fig. 18).

- De la précipitation intergranulaire de carbures de chrome dans les aciers inoxydables ferritiques et austénitiques.
- De la formation possible du constituant martensitique spécifique aux aciers semi-ferritiques et martensitiques. Cette formation est prévue par le diagramme Shaeffler.
- Du grossissement du grain par les Z.A.T. par la chaleur du soudage non concerné par le diagramme de Shaeffler.

Ce diagramme permet de traiter le problème du soudage hétérogène et en particulier :

- D'éviter la formation de la martensite ;
- De maintenir la tendance ferritique à un niveau convenable.

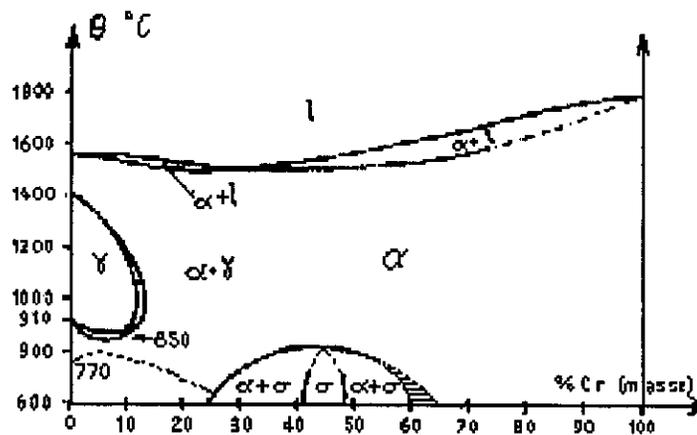


Fig. 18 – Diagramme d'équilibre Fer-Chrome – [5]

L'application de ce diagramme à l'étude des assemblages soudés a montré que la sensibilité à la fissuration de la soudure d'un acier austénitique décroît quand on passe de la phase austéno-ferritique.

Plusieurs formules ont été proposées pour calculer le pourcentage de ferrite dans les aciers austéno-ferritiques [3], sans savoir recours au diagramme.

En particulier, Thomas [10] définit la concentration maximum du nickel (Ni_{max}), en fonction des autres éléments de l'acier :

$$Ni_{max} = (Cr + 2Mo - 16)^2 / 12 - Mn / 2 + 30 (0.10 - C) + 12$$

La teneur en ferrite de l'acier serait alors :

$$F\% = (Ni_{max}) - Ni\%$$

qui représente la teneur en ferrite du métal fondu.

D'après cette formule, la teneur en ferrite ne s'accorde pas avec celle indiquée par le point figuratif de Schaeffler. Cette différence ne peut s'expliquer par la simplification du diagramme de Schaeffler, remplaçant les courbes qui limitent les domaines des phases, par des droites.

Le calcul du pourcentage de ferrite se fait par la définition de la limite des domaines austénitiques et austéno-ferritique, cette limite s'explique par la fonction linéaire la droite $\delta = 0\%$.

$$(Cr)_c = 0.93 (Ni) + 6.7$$

avec : $(Cr)_c$ représente le taux de chrome calculé.

- Si l'équivalent de chrome (Cr) est supérieur à $(Cr)_c$ calculé, on est alors dans la phase austéno-ferritique et dans ce cas :

$$\delta\% = 3[(Cr) - (Cr)_c]$$

- Si le (Cr) est inférieur à $(Cr)_c$, le point figuratif se trouve dans la zone austénitique. La plupart des études dans le domaine du soudage des aciers austénitiques, tendent à définir le pourcentage de ferrite nécessaire pour éviter les micro-fissures dans la zone fondue et éviter, par ailleurs, la formation de la phase σ .

3.5. Métallurgie du soudage des aciers inoxydables austénitiques

3.5.1. Généralités :

Les aciers inoxydables dits austénitiques conservent à température ambiante la structure austénitique (structure γ) des hautes températures.

Les aciers de la série AISI 300 sont les plus répandus. Ils contiennent 16 à 25 % de chrome pour le caractère inoxydable et 8 à 20 % de nickel qui est un élément gammagène garantissant la structure austénitique finale [12].

D'autres éléments d'alliage (N, Mn, Cu) sont ajoutés pour stabiliser l'austénite à haute température. La présence de titane ou de niobium qui ont plus d'affinités que le chrome pour le carbone, va limiter la formation des carbures du types $Cr_{23}C_6$ aux joints de grain qui peuvent induire la corrosion intergranulaire. Les autres solutions pour limiter les risques de corrosion intergranulaire sont de diminuer la teneur en carbone ou d'effectuer un traitement d'hypertrempe avec une montée en température supérieure à 900°C [3].

Les aciers AISI 316L sont préférentiellement utilisés car leur composition permet d'obtenir après solidification une teneur en ferrite δ résiduelle de quelques pourcents. La présence de ferrite permet la dissolution de certaines impuretés (S, P, Se, Sn...) et ainsi limite la formation de microségrégations (ségrégation interdendritique) qui sont des

composés à bas point de fusion et regroupant les impuretés. Ces ségrégations peuvent alors servir de points d'amorce de fissure sous l'effet de contraintes thermiques et de retrait (fissuration à chaud). Par contre, notamment sous l'effet de vieillissement thermique, la ferrite a tendance à fragiliser l'alliage [12].

La présence de molybdène dans ces alliages améliore quant à elle les propriétés mécaniques et permet une meilleure résistance à la corrosion par piqûres.

3.5.2. Solidification dans les soudures en acier austénitique

a) Structure de solidification :

Lors de la solidification d'un alliage, si les conditions d'équilibre sont maintenues, le soluté est rejeté à l'interface solide-liquide et diffuse vers le liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interface. La solidification est alors dite 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) [12].

Si le refroidissement est trop rapide, ce qui est généralement le cas pour les soudures en acier austénitique, la diffusion du soluté est limitée. Il y a donc un excédent de soluté au niveau de l'interface qui peut provoquer 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.

Ces instabilités entraînent une disparition de l'interface plane. La solidification est alors de type cellulaire ou dendritique (figure 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) [12].

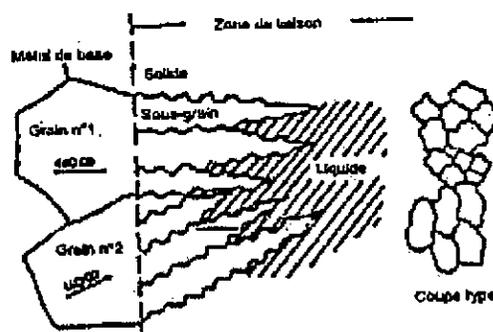


Fig.19- la croissance épitaxiale et sélective pour une trajectoire de solidification T donnée.

Cette structure dendritique est aussi observée à l'ambiante 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 n'apparaît pas dans les soudures d'aciers ferritique car, lors du refroidissement, une transformation solide-solide détruit la structure dendritique.

En générale, le degré de surfusion constitutionnelle est inversement proportionnel au rapport $D \cdot G / \sqrt{R}$ (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 obtenus en fonction de ces deux paramètres sont indiqués sur la figure (20). [12]

On montre en particulier que le rapport G / \sqrt{R} augmente avec l'énergie de soudage et diminue avec la vitesse de soudage.

Pour les plages de composition, de vitesse de refroidissement et d'énergie de soudage qui nous intéressent, la solidification va généralement engendrer une structure cellulaire dendritique 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. [13]

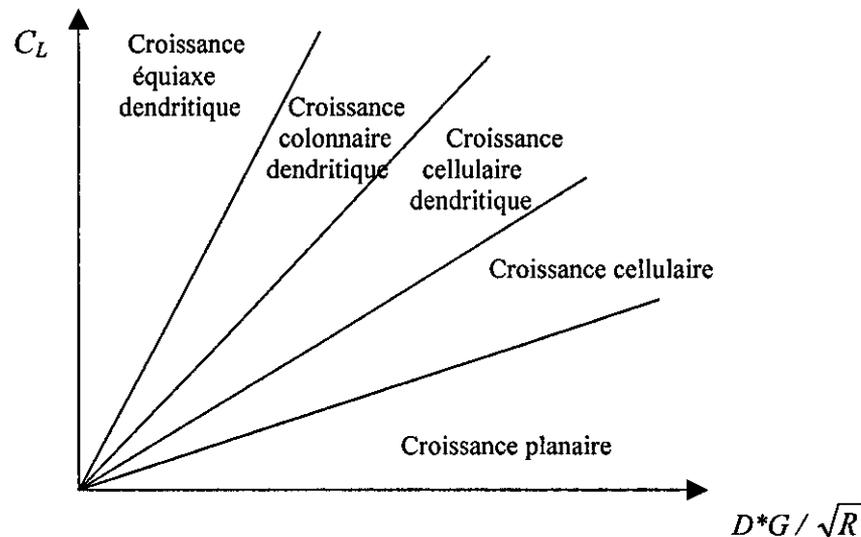


Fig.20 – Type de solidification en fonction des valeurs de C_L et de $D \cdot G / \sqrt{R}$.

b) Mode de solidification :

En fonction de la composition du métal d'apport, la solidification peut se produire selon différents modes (fig. 21) [12], [3] :

- Mode A : solidification en austénite primaire ;

S

- Mode AF : solidification en austénite primaire avec 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 cœurs des dendrites. Il apparaît alors dans ces zones de la ferrite résiduelle dite « squelettique » ou « vermiculaire » (5 à 10 %) ;

- Mode F : solidification en ferrite primaire avec possibilité de nucléation de grains d'austénite au sein de la ferrite (austénite dite de Widmanstätten).

Remarques :

- 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 toutefois 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 dendrites 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 $Cr_{\text{éq}}/Ni_{\text{éq}}$. les relations suivantes ont ainsi été établies :

$$Cr_{\text{éq}} = \% Cr + \% Mo + 1.5 \% Si + 0.5 \% Nb$$

$$Ni_{\text{éq}} = \% Ni + 30 \% C + 0.5 \% Mn$$

$$Cr_{\text{éq}}/Ni_{\text{éq}} < 1.25 \Rightarrow L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma \quad (\text{mode A})$$

$$1.25 < Cr_{\text{éq}}/Ni_{\text{éq}} < 1.48 \Rightarrow L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta \quad (\text{mode AF})$$

$$1.48 < Cr_{\text{éq}}/Ni_{\text{éq}} < 1.95 \Rightarrow L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \gamma + \delta \quad (\text{mode FA})$$

$$Cr_{\text{éq}}/Ni_{\text{éq}} > 1.95 \Rightarrow L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \gamma + \delta \quad (\text{mode F})$$

Il est important de déterminer si la solidification se produit en mode FA présentant la meilleure résistance à la fissuration à chaud ou en mode AF qui, tout comme le mode A, est plus sensible à ce type de fissuration.

c) Relation entre les textures de la ferrite et de l'austénite :

L'examen métallographique d'une soudure fait apparaître, dans la zone fondue, une structure résultant des effets superposés de la solidification initiale (ferrite δ ou austénite γ) et de la transformation ultérieure à l'état solide.

Différentes études montrent que, selon les modes de solidification et de transformation imposés par la composition chimique du métal d'apport et la vitesse de refroidissement, les textures morphologiques et cristallographiques des phases ferritiques et austénitique ne coïncident pas nécessairement bien qu'elles soient étroitement liées [12].

3.5.3. Corrosion intergranulaire des aciers inoxydables austénitiques

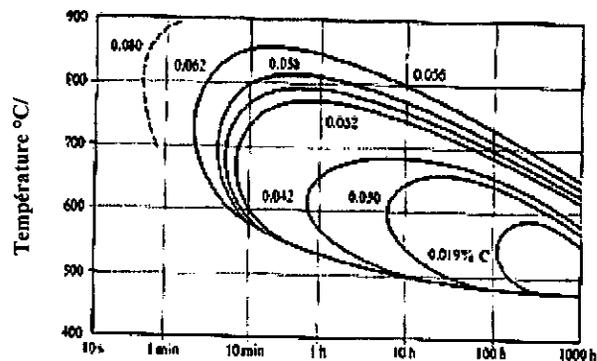
L'échauffement local d'une pièce près d'une soudure est équivalent à un traitement thermique non uniforme peut provoquer des modifications de la structure métallurgique de cette soudure tout en favorisant dans un endroit donné, des conditions de température et de temps correspondant au domaine de sensibilisation, ce lieu peut être le siège d'une corrosion intergranulaire.

La fig. (21) montre le diagramme de sensibilisation d'un acier inoxydable austénitique [6], les courbes indiquent la limite entre les états sensibilisés et non sensibilisés, et représentent le temps nécessaire pour sensibiliser l'alliage en fonction de la température.

Cette sensibilisation correspond à la précipitation de carbures de chrome aux joints de grains (leurs formules s'écrivent $(Cr,Fe)_{23}C_6$) en appauvrissant les zones proches des joints de grains en chrome).

Fig.21

- Diagramme de sensibilisation des aciers inoxydables austénitiques type 304 pour différentes teneur en carbone



Durée de traitement thermique

En tenant compte des courbes de sensibilisation et d'après la fig.(22) [6], au point A, la température limite est atteinte, mais la durée est insuffisante pour produire cette attaque, aux points C et D, l'alliage n'atteint pas les températures critiques. Par contre au point B l'alliage atteint la condition limite pendant suffisamment de temps pour créer une attaque par appauvrissement du chrome.

Fig. 22
Corrosion intergranulaire
d'une soudure en acier inoxydable

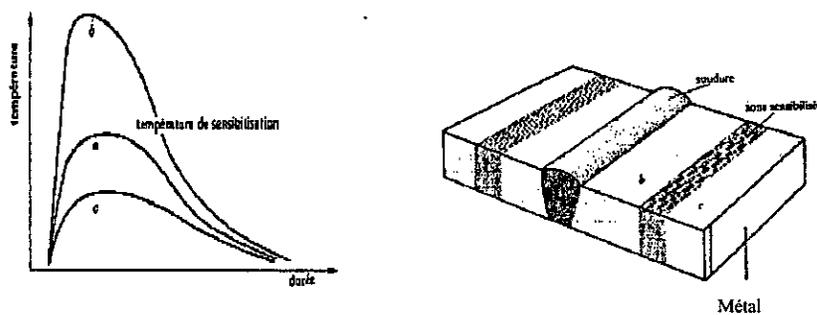
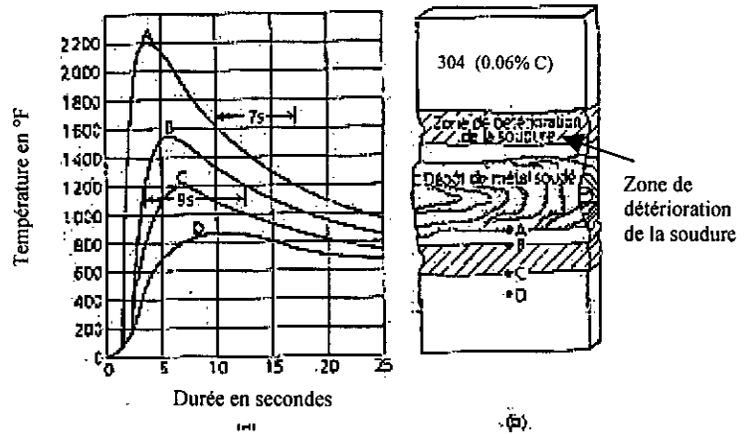
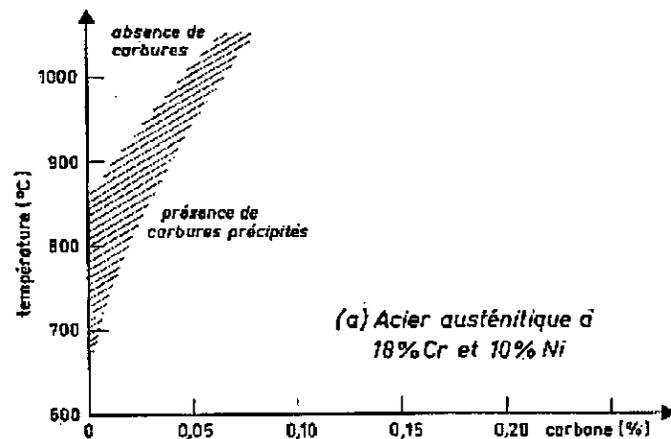


Fig. 23 - Corrosion intergranulaire près d'une soudure et variation de la température en fonction de la distance et du temps (schématique) -

D'après les figures 22 et 23 [6], on remarque bien que cet appauvrissement en chrome provienne des séjours dans les domaines de températures entre 500 et 850°C où les carbures de chrome sont insolubles et migrent aux limites des grains.

Au-dessus de 850°C le carbone redevient soluble, tandis qu'au-dessous de 500°C le taux de diffusion de carbone ne permet pas de former des carbures, et aussi de fait que le chrome diffuse plus lentement que le carbone en raison de ça plus grande taille (figure 24) [3].

Fig. 24
- Courbe de précipitation
des carbures de chrome pour
un acier austénitique à 18%Cr
et 10%Ni -



La cinétique globale du processus dépend de deux mécanismes :

- Le taux de germination augmente avec la sursaturation donc avec l'abaissement de la température.
- La vitesse de diffusion de carbone vers les joints de grains augmente avec la température.

3.5.4. La fissuration à chaud :

Une soudure d'acier austénitique peut être le siège d'une fissuration à haute température engendré par le retrait et se développant à haute température, la cause est l'existence d'un film liquide continu enrichi par le processus de solidification en certains éléments qui abaisse sa température de solidification et subsistant dans certains espaces inter-dendritiques et donc aux joints de la structure de solidification, la fissuration se développant par suite du manque de la cohésion dû à la présence du film liquide, ce qui engendre une fragilité à haute température, ce phénomène peut s'étendre dans les joints de grains de la ZAT.

Influence des éléments d'addition :

Cette fissuration est favorisée par la présence du soufre, silicium, niobium, et le phosphore, par contre le manganèse améliore sensiblement la résistance à la fissuration à haute température des soudures austénitiques.

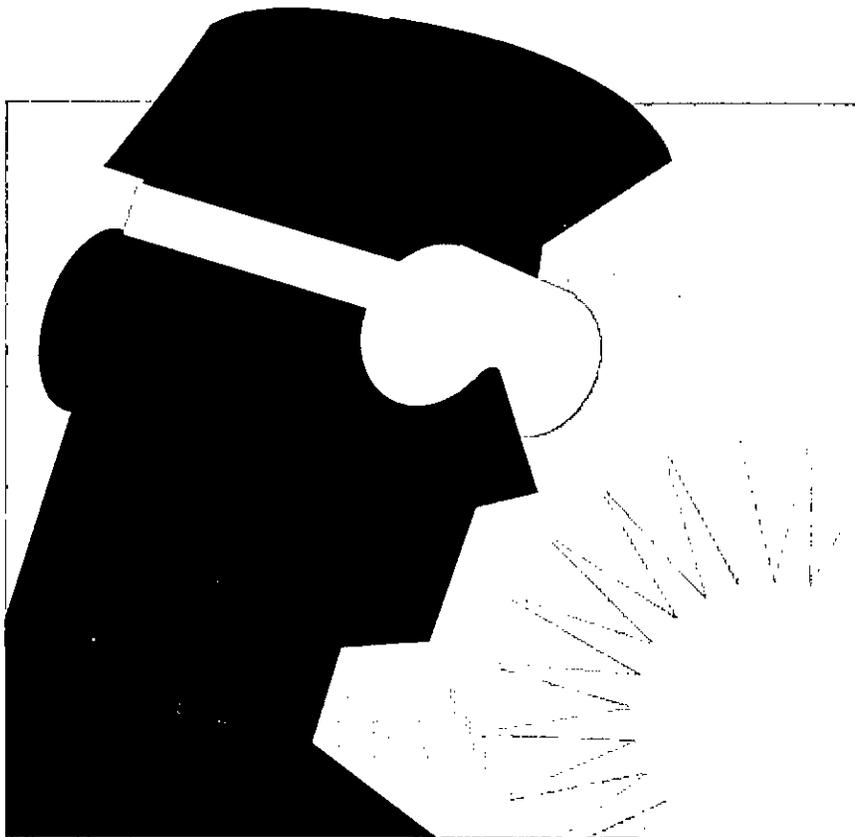
Remèdes :

Le remède le plus efficace est que le métal fondu doit contenir une certaine proportion de ferrite car [6] :

- cette ferrite capterait les éléments qui formeraient le film liquide subsistant entre les grains au dernier stade de la solidification (ces éléments sont plus solubles dans la ferrite que dans l'austénite)
- la ferrite limiterait le niveau des contraintes de retrait car ça tenue mécanique à chaud est plus faible que celle de l'austénite.
- Le risque de fissuration augmente avec le mouillage.

Les joints de grains austénite-ferrite ne seraient pas mouillés par le liquide résiduel subsistant entre les grains au dernier stade de la solidification, à l'inverse des joints austénite-austénite.

PARTIE EXPERIMENTALE



PREMIER CHAPITRE

1. Identification du métal de base :

1.1. Choix du métal de base :

Le choix du métal de base en l'occurrence le 304L (Z 2 CN 18-10) 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,

1.2. Caractérisation du métal de base :

1.2.1. Analyse chimique :

Nous avons découpé un échantillon d'un tube (diamètre $D = 50.8$ mm et d'épaisseur 4 mm), et il a subi une analyse par fluorescence au laboratoire de métallurgie de la B.C.L. de BLIDA. Cette analyse a donné le résultat suivant :

éléments	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu
%	0.034	1.61	0.023	0.007	0.44	9.8	18.30	0.03	0.08

Tab. 9 - Composition chimique réelle.

Les résultats du tableau ci-dessus confirment ceux indiqués par les normes NF A 35-574, 35-575, 35-577 et 35-580

éléments	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
%	≤ 0.03	2.0	0.04	0.03	1.0	9.0/11.0	17.0/18.0	-

Tab. 10 - Composition chimique selon la norme.

Quelques propriétés mécaniques du métal de base (Tab.11) :

Acier	$R_{p0.02}$ (min) (MPa)	R_m (MPa)	Allongement (%) (50% dans 50mm)	Conductivité thermique $W.m^{-1}.K^{-1}$
304L	248	530	50	14.6

1.2.2. Soudage du tube :

Nous avons utilisé un tube de 2 pouces de diamètre, 4 mm d'épaisseur et 30 cm de longueur et on l'a découpé au milieu à l'aide d'une tronçonneuse. Et pour le souder, il faut préparer un bon chanfrein. Pour ce tube, le chanfrein est choisi principalement en fonction de l'épaisseur du tube [3]. Nous avons réalisé un chanfrein en V avec une ouverture de 70° (voir F.T.S.).

Avant d'exécuter le soudage, les pièces doivent être **nettoyées** à l'aide d'une brosse , d'une lime ou d'un solvant et c'est pour éviter toute contamination du bain fondue au cours du soudage, ce nettoyage est effectué sur les bords des joints à souder.

- 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 [13]. De nombreux procédés de soudage par fusion peuvent être employés de 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.

Dans notre cas, nous avons choisi le soudage TIG manuel. Ce dernier a l'avantage de la réalisation des cordons lisses, d'un bel aspect, exempts de défaut de surface et possédant une bonne compacité, plus il est conseillé pour le soudage des épaisseurs minces. Les propriétés mécaniques du joint sont donc excellentes.

Le positionnement du tube à souder est assuré à l'aide d'un montage d'axe horizontale pour un soudage vertical montant.

Le métal d'apport (baguette de fil dressé est de \varnothing 1,6 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 5 à 25 litres/minute) de protection argon.

- Choix du métal d'apport :

Le procédé de soudage est appliqué avec métal d'apport. Cependant, les métaux d'apport utilisables pour le soudage des aciers inoxydables austénitiques ne sont pas définis par une norme spécifique, mais la composition des baguettes d'apport doit s'apparenter le plus possible à celle du métal de base de façon que le mélange soit homogène, donc, on a soudé avec le 308L.

Le métal d'apport ainsi que le métal de base se mélangent durant le soudage, et leur composition a une influence directe sur la qualité de la soudure. Aussi, il est nécessaire de bien nettoyer les baguettes et le métal de base afin qu'il n'y ait aucune contamination.

La composition du métal d'apport d'après l'analyse du SNVI (Tab. 12) :

éléments	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
%	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 :

éléments	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
%	0.03	2.0	1.0	19 - 21	10 - 12	0.045	0.03

Les caractéristiques mécaniques du métal d'apport sont dans le tableau (13) :

R_e (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	KV (J/mm^2)
400	560	42	$T = 20^\circ C \rightarrow 80 J/mm^2$ $T = -196^\circ C \rightarrow 25 J/mm^2$

1.2.3. Élaboration 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 (voir ci-joint la F.T.S.).

Chaque opération de soudage comprend les phases suivantes :

- alignement et pointage des pièces à souder,
- réglage et pointage des pièces à souder,
- soudage,

En parallèle, un certain nombre de mesures ont été prises telles que I_S , U_S et t_S :

I_S : l'intensité de soudage.

U_S : tension de soudage.

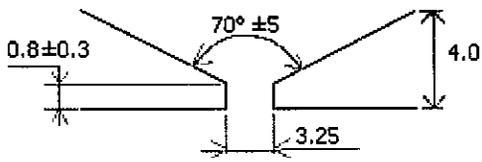
t_S : temps de soudage.

FICHE TECHNIQUE DE SOUDAGE

PROCEDE DE SOUDAGE : T.I.G.

ATELIER : Soudage
G.T.P. de REGHAIA.

POSTE DE SOUDAGE : S.A.F.

<p>METAL DE BASE</p> <p>Nuance : 304L (selon AISI)</p> <p>Fournisseur : Raffinerie de SKIKDA</p>	<p>METAL D'APPORT</p> <p>Nuance : 308L (Z 2 CN 19-10)</p> <p>Baguette : en acier inoxydables</p>
<p>JOINT</p>  <p style="text-align: center;">en mm</p>	<p>POSITION : Tube fixe, axe horizontal, soudage vertical montant.</p> <p>1^{er} passe : soudage en position. 2^{ème} passe : réalisée en position.</p> <p>Soudage en courant continu, avec une polarisation positive.</p>

Chanfrein : en V à $70^\circ \pm 5^\circ$.

Dimension des tubes à assembler : nous avons deux tubes de même dimension : diamètre $\varnothing = 2$ ", épaisseur $e = 4$ mm et de longueur $l = 150$ mm.

Traitement avant soudage

Préchauffage (métal de base) : sans.

Température d'utilisation (métal d'apport) : entre 90°C et 150°C .

Paramètre de soudage

Procédé	Passe	Intensité (A)	Tension (V)	Temps de soudage (mn)	Diamètre de la baguette (mm)	Protection
T.I.G.	N° 1	52	11	6'	1.6	L'Argon avec protection à l'envers (écoulement de gaz à l'intérieur du tube) P=10bar
	N° 2	71	11	4' 50"	1.6	

Remarques :

- Nous avons utilisé des thermocouples pour savoir la variation de la températures en fonction du temps (cycle thermique), et pour fixer ces thermocouples, on utilise une patte isolante céramique pour la bonne fixation de ces derniers ;
- Le thermocouple utilisé est de type **K** (le plus précis) ;
- Nous avons utilisé aussi un thermochrome 120 °C (crayon) après la première passe ;
- Le temps de meulage $t_{me} = 50$ s (temps dissipé pour casser les petites tiges de fixation des deux tubes à assembler).

1.2.4. Quelques remarques concernant la préparation des bords à souder et le déroulement des opérations de soudage :

a) Pour qu'une soudure soit régulière et de structure compacte (plus particulièrement pour le TIG), il est nécessaire que les bords soient préparés avec soin. Pour cette raison :

- 1) Nous avons procédé au chanfreinage des bords au tour parallèle ;
- 2) Nous avons frotté mécaniquement les bords des tubes à l'aide du savon afin d'éliminer toutes traces d'oxyde (à l'intérieur et à l'extérieur des tubes) ;
- 3) Enfin, nous avons rincé soigneusement pendant longtemps ces zones à l'acétone afin d'éliminer les graisses des lubrifiants de l'usinage.

b) Pour effectuer une reprise il fallait commencer légèrement en arrière de l'extrémité du cordon, jusqu'à fusion complète du caractère formé afin d'éviter les risques de fissuration lors du refroidissement ;

c) La baguette d'apport doit-être coupée de façon à éliminer la partie qui a été chauffée et refroidie en dehors de la protection ;

d) Lorsqu'on soude en courant continu (soudure TIG), l'électrode est affûté par meulage ce qui facilite l'amorçage et le maintien de l'arc ;

e) A la fin d'un cordon de soudure, dans le cas de l'arc, on ne doit pas cesser la protection immédiatement après l'extinction de l'arc afin de permettre au métal de refroidir sous Argon.

1.2.5. Calcul de l'énergie nominale de soudage (E_n) :

C'est l'énergie fournie au niveau de l'arc pour exécuter une soudure, elle est fonction de la tension d'arc entre les deux électrodes (U), de l'intensité du courant de soudage (I) et de la vitesse de soudage (V), vitesse à la quelle s'effectue le cordon de soudure.

$$\text{Énergie linéaire} = \frac{\text{puissance}}{\text{vitesse}}$$

$$\text{Énergie linéaire (J)} = \frac{\text{courant (A)} \times \text{tension (V)}}{\text{vitesse (mm/s)}}$$

d'où :

$$E_n = \frac{U \cdot I}{V} \quad (*)$$

Avec :

E_n : [Joule/cm].

U : [V], I : [A] et V : en cm/s.

Dans un cordon de soudure effectué en plusieurs passes, c'est pour notre cas (deux passes), l'énergie totale est exprimée par la relation suivante :

$$E_n = \sum_1^n E_i \quad (**)$$

Tel que n est le nombre de passe, donc $n = 2$ pour notre cas.

En appliquant les formules (*) et (**) on trouve les énergies correspondantes pour notre cas (Tableau 14) :

Les données	Numéro de passe	Intensité (A)	Tension (V)	Vitesse (cm/s)	Energie (J/cm)
Echantillon	1 ^{ère}	52	11	0.044	12909.37
	2 ^{ème}	71	11	0.055	14191.70
	L'énergie totale				27101.07

DEUXIEME CHAPITRE

2. LES ESSAIS MECANQUES

2.1. Prélèvement des échantillons :

Le tube a été découpé en plusieurs éprouvettes selon la norme NF EN 10002-1, Le prélèvement des éprouvettes des essais se fait comme le montre le schéma suivant :

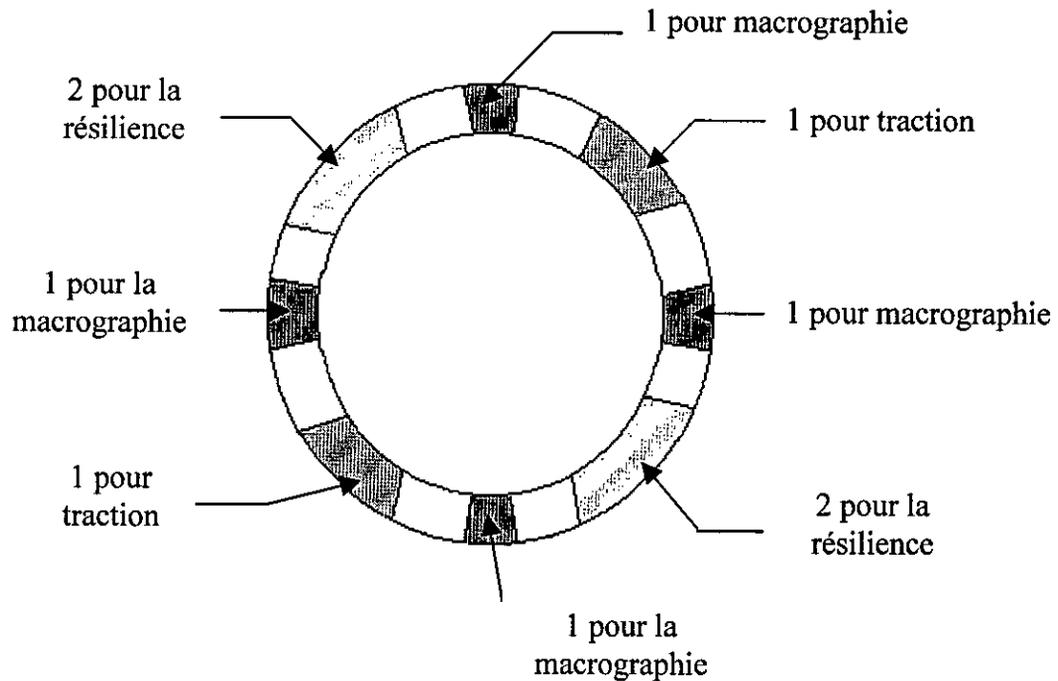


Fig.25 – Prélèvement des éprouvettes -

2.2. L'essai de traction : NF EN 10002-1

2.2.1. Principe de l'essai mécanique :

L'essai de traction consiste à soumettre une éprouvette de section cylindrique ou prismatique à un effort progressif et croissant jusqu'à la rupture de la pièce d'essai. Cet essai est réalisé sur une machine spéciale qui enregistre les efforts et les allongements.

L'essai permet de caractériser les propriétés mécaniques d'un matériau ductile. La norme de référence est la NF EN 10002-1 Octobre 1990.

2.2.2. Localisation des éprouvettes de traction dans un joint soudé :

- les deux éprouvettes sont prélevées transversalement du tube au joint de telle façon qu'après usinage, l'axe de la soudure demeure à mi-longueur de la partie calibrée de l'éprouvette.

- Chaque éprouvette est marquée de telle manière qu'après son prélèvement il est possible de repérer sa position exacte par rapport au joint soudé initial.

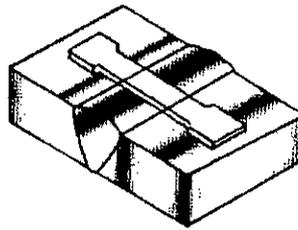


Fig. 26 - Eprouvette de traction dans un joint soudé - [11]

2.2.3. Les dimensions des éprouvettes de traction :

Les éprouvettes sont usinées en utilisant des moyens mécaniques appropriés en prenant les précautions nécessaires pour éviter l'écrouissage ou l'échauffement excessif du matériau, les dimensions des éprouvettes fixées par la norme NF EN10002-1 sont schématisées par la figure 27 :

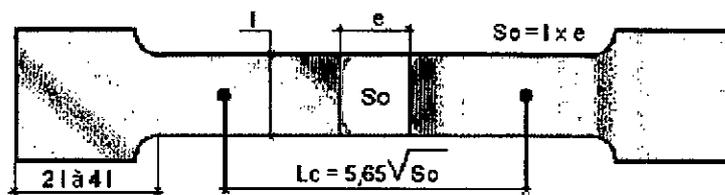


Fig. 27 - L'éprouvette de traction normalisée - [11]

avec : $e = 4 \text{ mm}$, $l = 19.43 \text{ mm}$ et $S_0 = 58.29 \text{ mm}^2$
 alors $L_0 = 43.14 \text{ mm}$.

Où :

e : est l'épaisseur de paroi du tube ;

l : est la largeur moyenne de la bande longitudinale prélevée dans un tube ;

L_c : est la longueur initiale entre repères.

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

Tab.15 – Les caractéristiques mécaniques de la traction -

2.2.4. Réalisation des éprouvettes de traction :

Les éprouvettes ont été réalisées à l'aide d'une scie électrique et d'une fraiseuse au G.T.P. de REGHAIA, selon la norme NF EN 10002.1.

2.2.5. Condition d'exécution de l'essai :

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

2.3. L'essai de résilience : NF EN 10045-1

2.3.1. Principe de l'essai mécanique :

L'essai de flexion par choc (essai de résilience ou essai de rupture fragile) consiste à mesurer le travail nécessaire pour rompre, à l'aide d'une masse pendulaire, un barreau usiné de forme carré de 1 cm^2 de section, entaillé en son milieu par une encoche et reposant sur deux appuis.

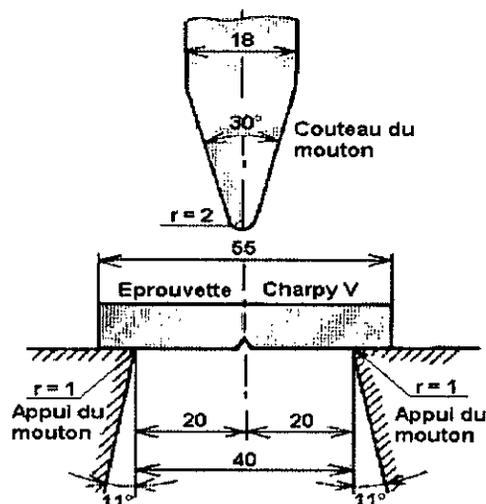


Fig. 28 - L'essai de résilience – [11]

Cet essai est réalisé sur une machine spéciale appelée mouton pendule rotatif qui enregistre l'énergie absorbée par la rupture. L'essai permet de caractériser les propriétés de résistance d'un matériau aux chocs. La norme de référence est la NF EN 10045-1 Octobre 1990.

2.3.2. Prélèvement des éprouvettes :

a) Repérage des éprouvettes :

Les éprouvettes sont marquées de telle manière qu'après leur prélèvement il est possible de repérer leur position exacte par rapport au joint soudé initial. Aucun traitement thermique n'est appliqué aux éprouvettes usinées.

b) Les types et dimensions des éprouvettes de résilience :

Les éprouvettes de résiliences (à entaille en V) sont ceux définies par la norme NF A 875 schématisée par la figure suivante :

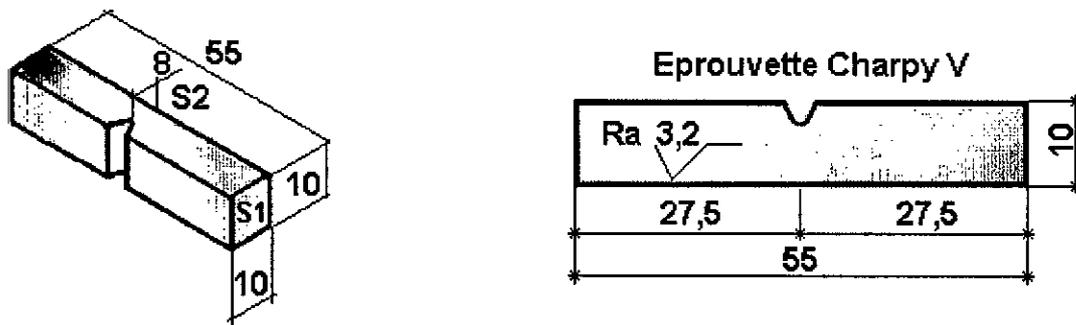


Fig. 29 -Epreuve de résilience conforme à la norme NF EN 875 – [11]

Cependant, pour les assemblages plans ou tubulaires d'épaisseur inférieure à 10 mm, il est admis de relever des éprouvettes dites « à section réduite » de (10 mm × 7.5 mm) ou de (10 mm × 5 mm) schématisées par la figure 30 :

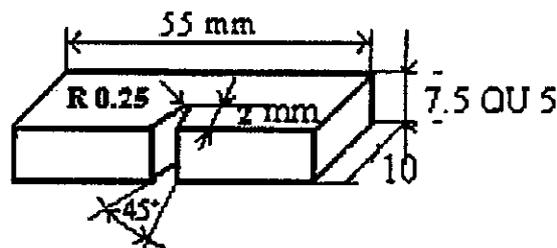


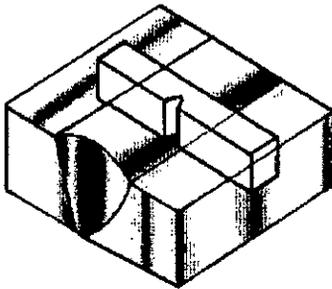
Fig. 30 - Epreuve de résilience à section réduite – [14]

c) Localisation des éprouvettes de résilience dans un joint soudé :

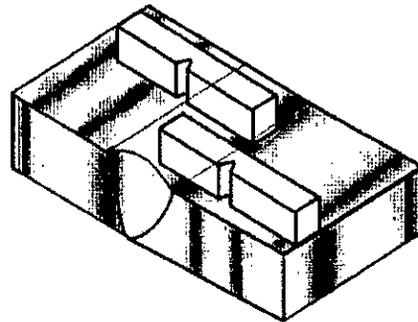
Les éprouvettes sont prélevées perpendiculairement à l'axe de la soudure et parallèlement à la surface de l'assemblage.

La position et l'orientation de l'entaille sont régies par les conditions suivants :

- la génératrice de fond de l'entaille est perpendiculaire à la surface de l'assemblage,
- prélèvement près d'une peau de laminage,
- l'entaille en zone affectée thermiquement à 2 mm au plus de la zone de liaison



Entaille sur la zone fondue



Entaille sur la ZAT

Fig. 31- Différentes positions d'éprouvettes de résilience – [11]

d) Usinages des éprouvettes :

Les éprouvettes sont usinées par des moyens mécaniques appropriés en prenant les précautions nécessaires pour éviter l'écrasement ou l'échauffement excessif du matériau. Les tolérances d'usinages sont celles de la norme NF EN 875.

e) Réalisation des éprouvettes de résiliences :

Les éprouvettes ont été réalisées à l'aide d'une scie électrique et d'une fraiseuse au laboratoire de métallographie et contrôle du G.T.P. de REGHAIA en respectant la norme NF EN 10045-1 Octobre 1990.

TROISIEME CHAPITRE

3. METHODES DE CARACTERISATION METALLOGRAPHIQUE :

3.1. Essai de microdureté et dureté sous cordon :

3.1.1. Essai de microdureté :

La **microdureté** est la technique idéale pour caractériser les cinétiques de durcissement structural car elle est à la fois rapide et peu coûteuse en matériau [11]. Elle permettra par la suite de limiter le nombre d'éprouvettes de traction nécessaires à une caractérisation complète des propriétés plastiques des différents états de structure.

La mesure de la dureté est d'un emploi général pour caractériser le matériau, qu'il s'agisse de résistance mécanique ou de vérifier l'absence de différents traitements mécaniques ou thermiques qu'il a pu subir.

a) Essai Vickers – HV :

Le pénétrateur est une pyramide droite à base carrée et d'angle au sommet de 136° sous une charge F. On mesure les diagonales "d" de l'empreinte.

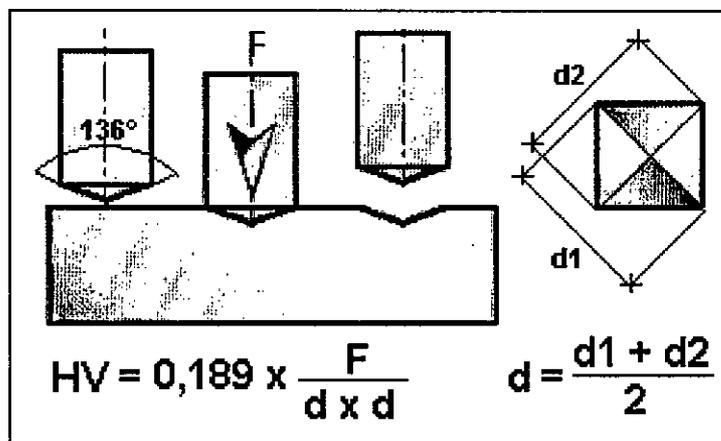


Fig. 32 - Dureté Vickers – [11].

b) Profil de microdureté :

L'établissement du profil de microdureté à pour but de confirmer et de compléter l'examen micrographique et le profil de taille moyenne des grains.

c) Préparation des échantillons :

La préparation des échantillons s'est effectuée de la même manière que 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 la pate diamantée.



Fig. 33 - l'échantillon de métal de base -

d) Type d'essai de charge :

Le profil de microdureté s'est effectué avec une charge de 0.3 kgf avec un microduromètre de marque (ZEISS) ayant une charge maximale de 1 kgf.

3.1.2. Essai de dureté sous cordon :

a) Définition :

L'essai est réalisé à température ambiante. L'essai de dureté Vickers est réalisé sur un échantillon préalablement poli et prélevé perpendiculairement à l'axe du cordon de soudure (l'axe XY). La soudure, la zone de liaison, les zones thermiquement affectées et le métal de base sont révélées par une attaque chimique à l'aide du réactif utilisé pour les micrographies.

C'est la moyenne des trois valeurs les plus élevées obtenues lors des mesures de microdureté Vickers effectuées sous une charge de 0.3 kgf (c'est avec un balayage en trois axes parallèle, donc trois valeurs pour chacune). Le temps de maintien de la charge est de 10 à 15 secondes.

b) Type d'éprouvette :

Section droite du joint contenant le cordon de soudure obtenue par usinage (NF A 81.460).

c) Position de l'empreinte :

On a effectué un balayage de la microdureté le long de l'échantillon, comme montré sur la figure ci-dessous avec un pas de 0.5 mm.

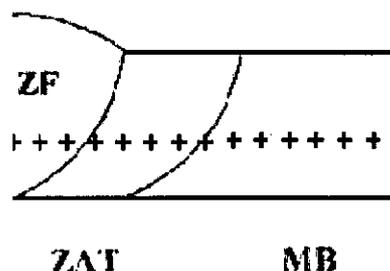


Fig. 34 – Profil de microdureté -

3.2. Macrographie

3.2.1. Introduction :

L'examen macroscopique (examen à l'œil nu) ou macrographique (examen avec une optique comme une binoculaire) permet de révéler la structure métallographique homogène ou hétérogène d'une coupe transversale d'une éprouvette soudée. Le réactif chimique appliqué sur la surface polie de l'éprouvette révèle, par dissolution à vitesse inégale, les hétérogénéités physiques et chimiques de la surface métallique examinée.

▪ Préparation de l'éprouvette d'examen :

Les éprouvettes sont prises à partir du tube soudé, la coupe est réalisée, généralement dans le sens travers de la soudure, avec une meule sous eau pour éviter les échauffements. 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.

▪ Polissage de l'éprouvette d'examen :

Le pré-polissage de la surface à examiner est réalisé avec un tour et sous eau et des disques abrasifs de granulométrie d'environ P80 – P180 – P400 – P600. La vitesse de rotation est comprise 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.

▪ Attaque chimique de l'éprouvette d'examen :

Il est bien connu que les aciers inoxydables sont difficiles à attaquer chimiquement, et surtout si le cas était de l'inox austénitique. Pour cette raison, nous avons testé différents réactifs usuels. Nous avons finalement opté pour la solution de l'eau régale de: 10 ml d'acide nitrique HNO_3 dans 30 ml d'acide chlorhydrique HCl , d'une durée d'attaque de 10 mn à 15 mn.

L'éprouvette est immergée dans le bain d'attaque à l'aide d'une pince de manipulation en inox ou bien le réactif est déposé sur la surface de l'éprouvette avec une

tige avec un embout en coton. L'opérateur averti doit surveiller l'évolution de l'attaque chimique et l'arrêter par neutralisation (exp. : l'eau distillée) lorsqu'elle lui semble satisfaisante. Il ne doit pas respirer les vapeurs et éviter le contact des réactifs sur la peau et dans les yeux. Ainsi, il est très difficile de distinguer les différentes zones de la partie soudée (l'interzone entre la ZAT et le métal de base), par contre, il est possible de distinguer les deux passes, l'inter zone ZAT/ zone fondue.

3.2.2. Réalisation des macrographies

Grâce à un appareil métallographique (marque ZEISS) du laboratoire de Métallurgie du C.S.C, nous avons pris les macrographies avec un grossissement de 50, suivant l'axe (XY).

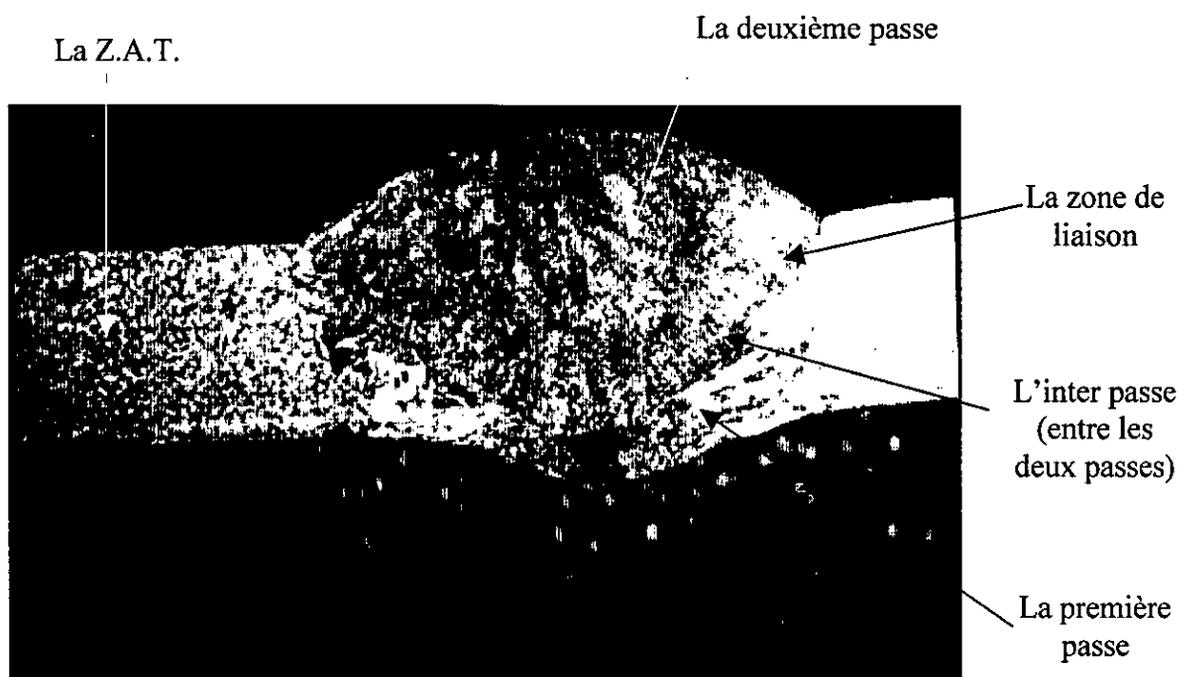


Fig.35– Macrographie d'une éprouvette prélevée -

3.3. Micrographie

3.3.1. Introduction :

Cet examen a pour but de mettre en évidence la structure de l'échantillon (les changements structuraux dues à l'échauffement dans le cas des assemblages soudés) lors de l'observation au microscope optique.

- **Préparation des échantillons d'examen :**

La surface à examiner est d'abord la surface naturelle de la pièce, c'est-à-dire sa périphérie et les cassures éventuelles. L'examen interne visuel exige des *coupes* ou des *cassures* en laboratoire : ce sont des surfaces préparées.



Fig. 36 -L'éprouvette du tube soudé -

Les échantillons à utilisés sont prélevés du tube soudé et selon l'axe XY et ZX.

- **Polissage des échantillons d'examen :**

La manipulation des échantillons prélevés nécessite leur enrobage dans des montages mécaniques ou en matières plastiques durcissant à froid (résines époxydes) ou à chaud, afin de faciliter le polissage manuel de petits échantillons.

La microgéométrie souhaitée peut être obtenue par enlèvement mécanique de microcopeaux avec des outils très fins : les *abrasifs*.

Pour des raisons de rendement (vitesse de polissage), on a utilisé d'abord des abrasifs gros, puis des abrasifs de plus en plus fins de granulométrie étagée (80, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 et 1200) puis on a utilisé la pâte diamantée entre 9 μm et 1 μm sur un velours.

- **Attaque chimique :**

De la même façon que les macrographies, les aciers inoxydables austénitiques sont très difficiles à révéler la structure et surtout les joints de grain. La solution qu'on a opté pour les micrographies est la solution de : 20 ml du méthanol + 45 ml d'acide chlorhydrique HCl +15 ml d'acide nitrique pour un temps de maintient de 10 secondes.

Les meilleurs résultats ont été obtenus en trempant l'éprouvette découpée du tube soudé, et les autres échantillons (de métal de base) sont immergés dans une assiette en verre pour assurer l'homogénéité de l'attaque.

3.3.2. Réalisation des micrographies

A l'aide d'un microscope optique de marque (ZEISS), au laboratoire des essais destructifs (salle de la Métallographie et Contrôle) du G.T.P. de REGHAIA, nous avons pris les microstructures des différentes régions d'un joint de soudure de nos échantillons avec un grossissement de 200. La figure (37) schématise les différentes microstructures du joint de soudure.

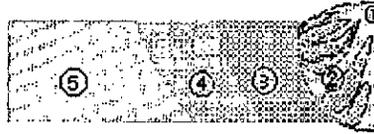


Fig. 37 - microstructure du joint soudé -

ZONE FONDUE (ZF)

- 1) Zone basaltique : structure dendritique fine,
- 2) Zone initialement basaltique affecté par la deuxième passe : structure dendritique grossière.

ZONE AFFECTEE THERMIQUEMENT (ZAT)

- 3) Zone de surchauffe : structure grossière,
- 4) Zone d'hypertrempe,

METAL DE BASE (MB)

- 5) Zone non affectée par la chaleur.

ZONE DE LIAISON (ZL)

- 6) Interface ZF / ZAT.

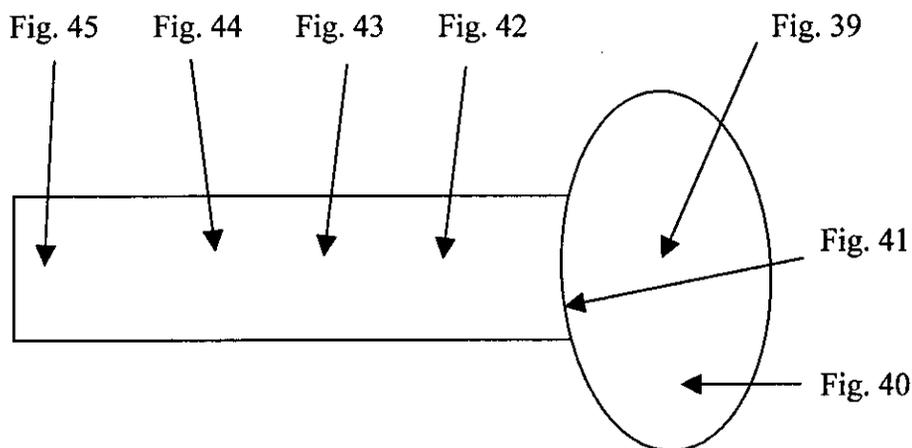


Fig. 38 – Les différentes prises de photo sur l'éprouvette soudé suivant l'axe (XY) -

Les photos ci-dessous montrent bien ces microstructures :

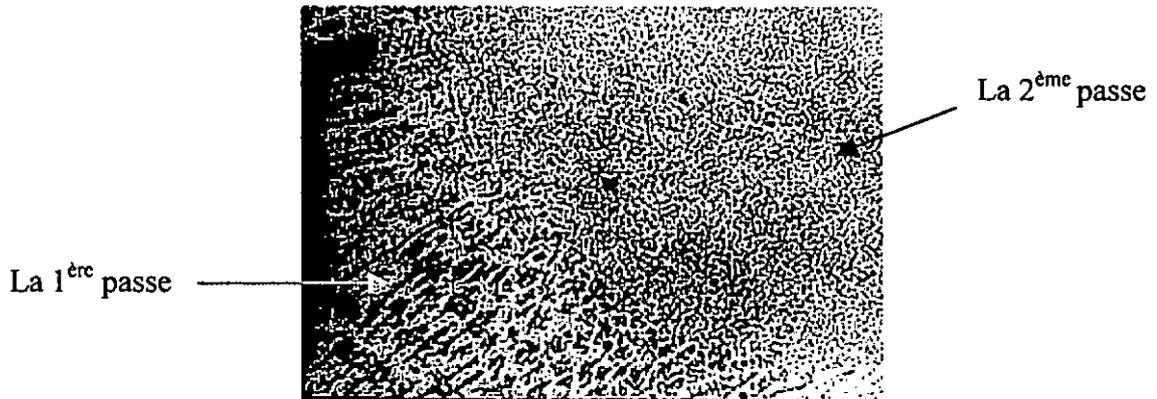


Fig. 39 - $G \times 130$ - Zone fondue (les deux passes) -

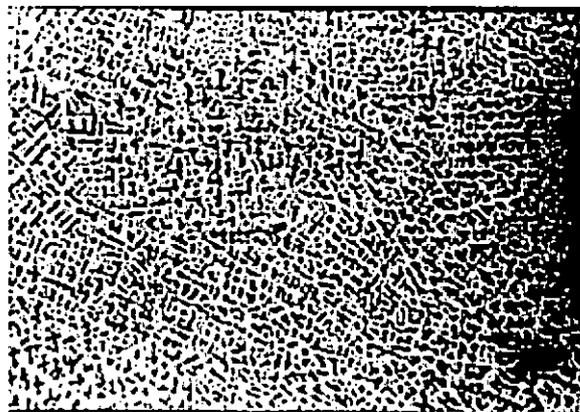


Fig. 40 - $G \times 130$ - Zone fondue (la 2ème passe) -

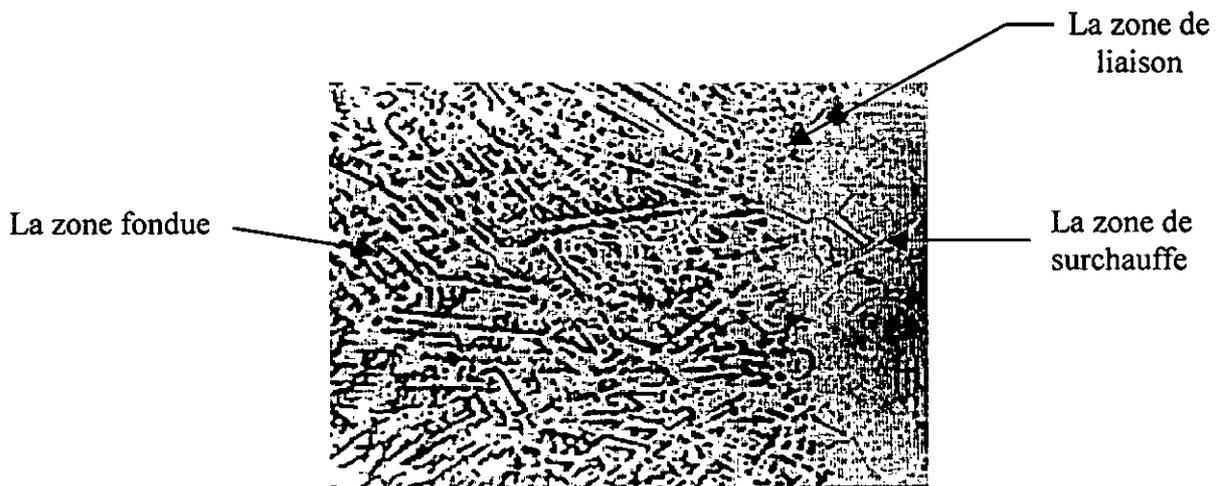


Fig.41 - $G \times 130$ - A l'interface ZF/ZAT -

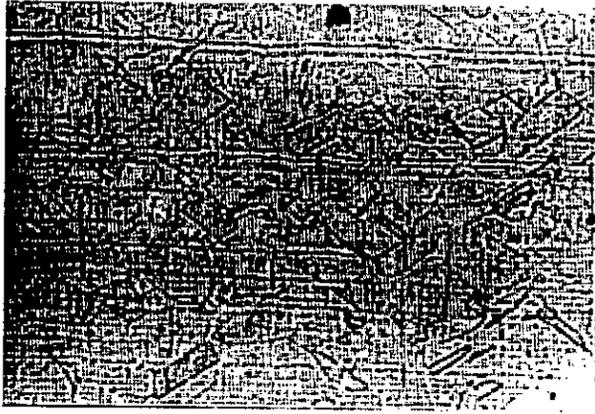


Fig. 42 - $G \times 130$ - Zone de surchauffe -

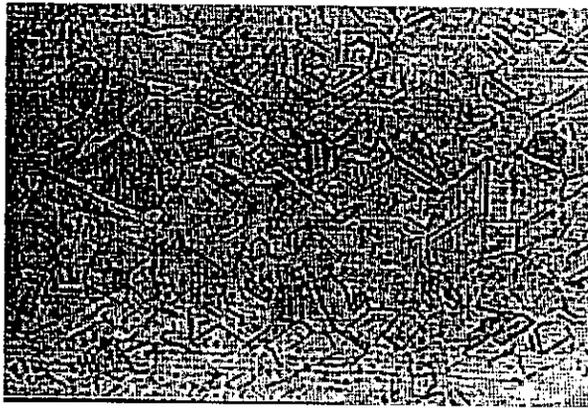


Fig. 43 - $G \times 130$ - Zone de recuit (d'hypertrempe) -

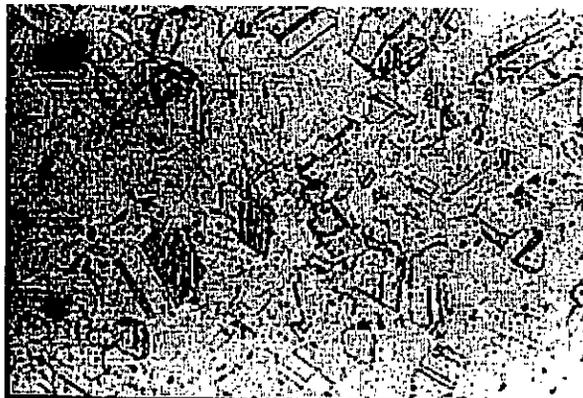


Fig. 44 - $G \times 130$ - Zone de transformation -

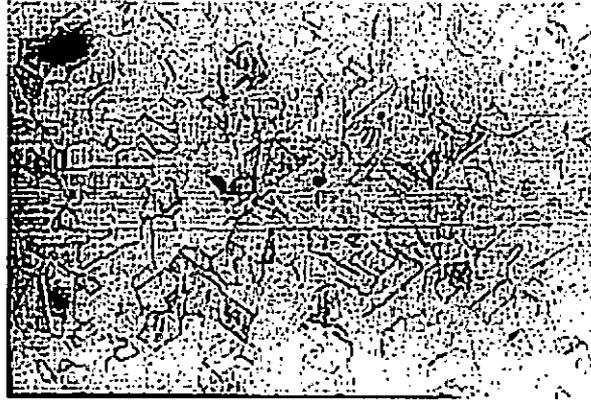


Fig. 45 - $G \times 130$ - Métal non affecté -

Et suivant l'axe ZX, on a :

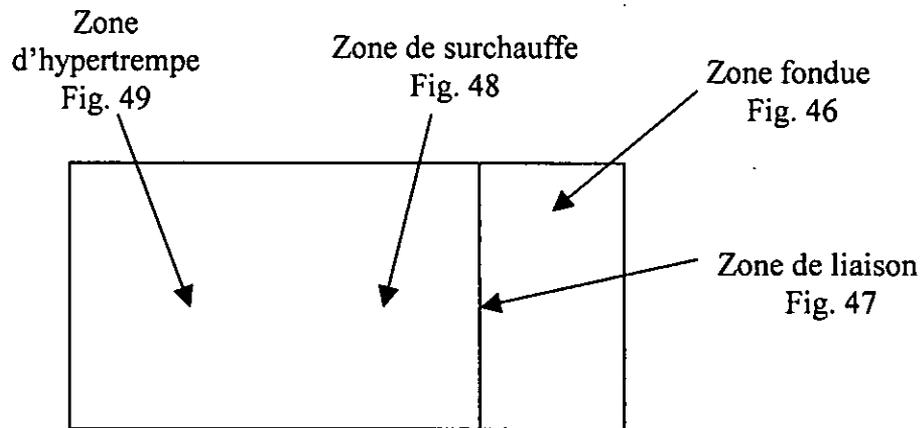


Fig. 46 - Les différentes prises de photo sur l'éprouvette soudé suivant l'axe (ZX) -

Les figures des micrographies suivant l'axe ZX sont les suivantes :

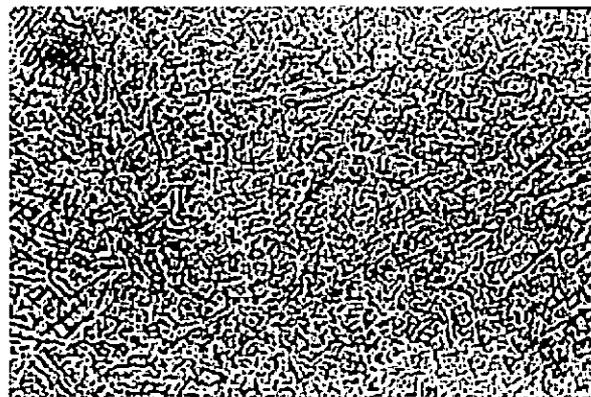


Fig. 47 - $G \times 130$ - Zone fondue -

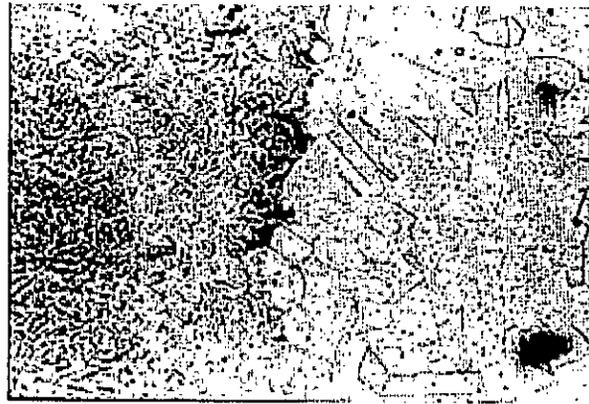


Fig. 48 - G × 130 – L'interface ZF/ZAT -



Fig. 49 - G × 130 – Zone affecté par la chaleur -

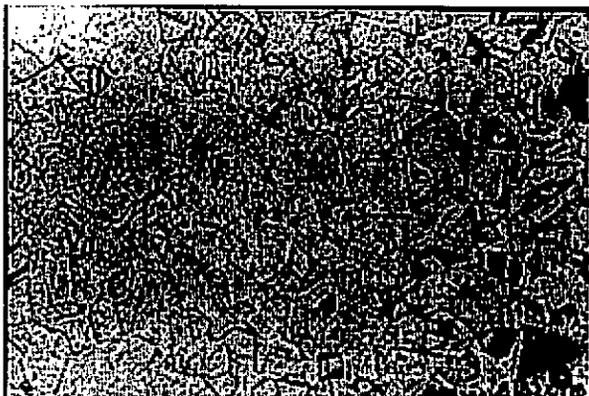


Fig. 50 - G × 130 – L'interface ZAT/ métal non affecté -

Pour l'échantillon de métal de base, sa microstructure est la suivante :



Fig. 51 - $G \times 130$

3.4. Méthodes d'examens métallographiques :

La connaissance des propriétés des matériaux passe par la détermination des phases qui le 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.

3.4.1. Détermination de la taille du grain :

La taille du grain d'un matériau métallique, peut être caractérisée par différentes grandeurs conventionnelles déduites de l'observation d'une coupe plane du matériau préparé, et c'est pour faire apparaître les contours des sections des cristaux par le plan de coupe.

Les méthodes de détermination, de ces grandeurs sont purement géométriques et indépendantes du métal considéré. Ces grandeurs sont :

- nombre des grains par unité d'aire de la surface de l'éprouvette (m),
- diamètre moyen du grain,
- Indice conventionnel de grosseur de grain (G).

le grain est mis en évidence par attaque métallographique et projection sur le verre d'un microscope optique, le calcul de la taille des grains se fait selon la norme A04-102 grâce à plusieurs méthodes parmi lesquelles on peut utiliser :

- Méthode par comptage.
- Méthode par intersection.

- Méthode par comparaison avec des images types.

Dans notre travail, nous avons utilisé *la méthode par intersection*.

➤ Méthode par intersection :

Le principe de cette méthode consiste à compter sur le verre dépoli du microscope le nombre de grains traversés par la ligne de mesure qui peut être linéaire ou circulaire. On peut alors distinguer deux méthodes :

- Méthode du segment linéaire,
- Méthode de segment circulaire.

D'après ces deux méthodes, on a choisi la méthode des segments linéaire.

La ligne de mesure est constituée de 4 portions de droite de longueur totale 50 mm. Le grossissement choisi devra donner au moins 50 intersections par mesure.

Lorsque la ligne de mesure se termine à l'intérieur d'un grain, le segment correspondant est compté comme $\frac{1}{2}$. Dans le cas où on dénombre les intersections, on compte $\frac{1}{2}$ lorsque l'extrémité de la ligne touche exactement un joint de grain, et $\frac{3}{2}$ lorsqu'une ligne coupe une jonction de trois grains.

A l'aide d'un calculateur (programme), qu'il permet de donner : le nombre de grain par mm^2 , l'indice de grain et le diamètre moyen du grain.

Nous avons calculé le diamètre moyen du grain depuis la zone de liaison vers le métal de base (éprouvette soudée).

3.4.2. Calcul du taux de ferrite :

Le calcul du taux de chrome calculé est nécessaire pour le calcul du taux de ferrite, donc :

$$(Cr)_c = 0.93 (Ni) + 6.7$$

Avec $Ni = 9.8 \%$, ce qui donne :

$$(Cr)_c = 15.814 \%$$

Par comparaison avec le (Cr) , nous trouvons que $(Cr) > (Cr)_c$, donc le taux de ferrite dans notre acier est :

$$\delta = 6.558 \%$$

et on est dans le domaine austéno-ferritique, d'après le diagramme de SCHAEFFLER (fig. 17).

RESULTATS ET INTERPRETATIONS



PREMIER CHAPITRE

1. INVESTIGATIONS MECANIQUES

1.1. L'essai de traction

1.1.1. Résultats :

La résistance à la traction R_m est définie comme étant le rapport de la charge maximale supportée par éprouvette pendant l'essai sur la section initiale de la partie calibrée de l'éprouvette, exprimée en MPa.

Après la rupture de l'éprouvette, on note la position de la cassure et on examine les surface qui peuvent relever l'existence des défauts éventuels, en indiquant le type et la qualité. L'emplacement de la cassure est rapporter dans le compte rendu de l'essai.

1.1.2. Réalisation des essais de traction :

Les essais de traction ont été réalisés au nouveau laboratoire des essais destructif de l'entreprise G.T.P. de REGHAIA, avec la nouvelle machine de traction d'une puissance de 1000 daN/mm². Après la rupture, on peut donner les différentes caractéristiques de l'essai de traction:

Caractéristiques de traction	Résultats après rupture
Résistance à la rupture - R_m	565.84 MPa
Allongement en % - A %	11.11 %
La vitesse de l'essai - V	10 mm/mn
La force maximale - F_m	32971.02 N

Tab.16 – Résultats de l'essai -

Avec :

V (mm/mn) est la vitesse de l'essai,

Z.L. est la zone de liaison,

l_0 : la longueur initiale de l'éprouvette ($l_0 = 72$ mm),

e : l'épaisseur de l'éprouvette ($e = 4$ mm),

b : la largeur de l'éprouvette ($b = 19.43$ mm),

S : la section initiale de l'éprouvette ($S = b \times e = 77.72$ mm²).

l : la longueur après rupture ($l = 80$ mm).

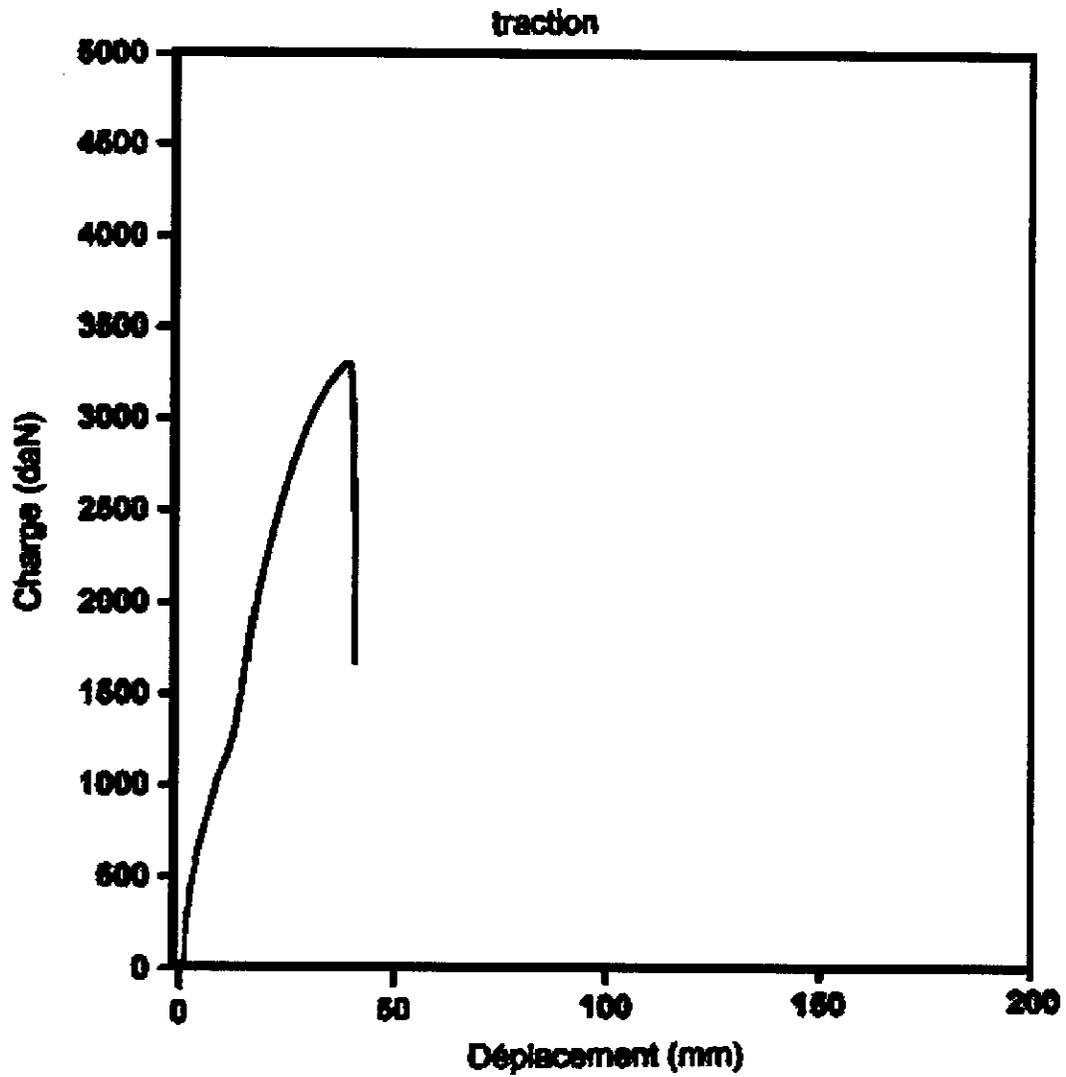


Fig. 52 – Courbe de traction charge/déplacement -

La rupture s'est produite au niveau de la zone de liaison, car cette zone est une zone de séparation entre la Z.F. et la Z.A.T. (structure fine et autre grossière), en plus elle a une grande concentration des contraintes.

1.2. L'essai de résilience

1.2.1. Résultats :

Les résultats de résilience sont exprimés en joule par centimètre carré (symbole KCV), tenant compte que nos éprouvettes sont à section réduites (largueur $b = 4$ mm).

1.2.2. Réalisation des essais de résiliences

Nous avons quatre éprouvettes à réaliser, deux avec une entaille sur le cordon de soudure (sur la zone fondue ZF), et deux autres avec une entaille sur la ZAT.

Les essais de résiliences ont été réalisés sur la nouvelle machine (CHARPY 300 Joule), dans l'entreprise G.T.P. de REGHAIA. Le compte rendu de cet essai est donné dans le tableau (17) suivant :

Eprouvette	Section (mm ²)	Energie (J)	Résilience (J/mm ²)	Moyenne des résiliences
ZF1	40	56	1.4	1.4
ZF2	40	56	1.4	
ZAT1	40	59	1.475	1.338
ZAT2	40	48	1.2	

La théorie nous renseigne que plus l'échauffement est grand (soudage) plus la résistance augmente, car à haute température d'échauffement on a des structures ductile (la zone fondue) alors qu'à basse température et tout en s'éloignant du cordon de soudure la résilience diminue.

1.3. Dureté sous cordon

1.3.1. Résultats des duretés sous cordon :

Les résultats obtenus suivant XY sont présentés sur le tableau (18) suivant :

La zone	MB ₁	MB ₂	ZAT ₁	ZAT ₂	ZAT ₃	ZAT ₄	ZAT ₅	ZAT ₆	ZAT ₇
Dureté Hv	174.6	175.2	176.1	179.8	179.1	178.6	180	179.3	175.1

La zone	ZAT ₈	ZAT ₉	ZAT ₁₀	ZL	ZF ₁	ZF ₂	ZF ₃	ZF ₄	ZF ₅
Dureté Hv	173.7	172.6	174	187.3	187.9	187.5	188	186.5	187

Tab.18 – Profil de microdureté -

1.3.2. Profil de microdureté :

Le graphe ci-dessous nous permet d’observer l’évaluation de la microdureté le long de l’éprouvette (suivant XY).

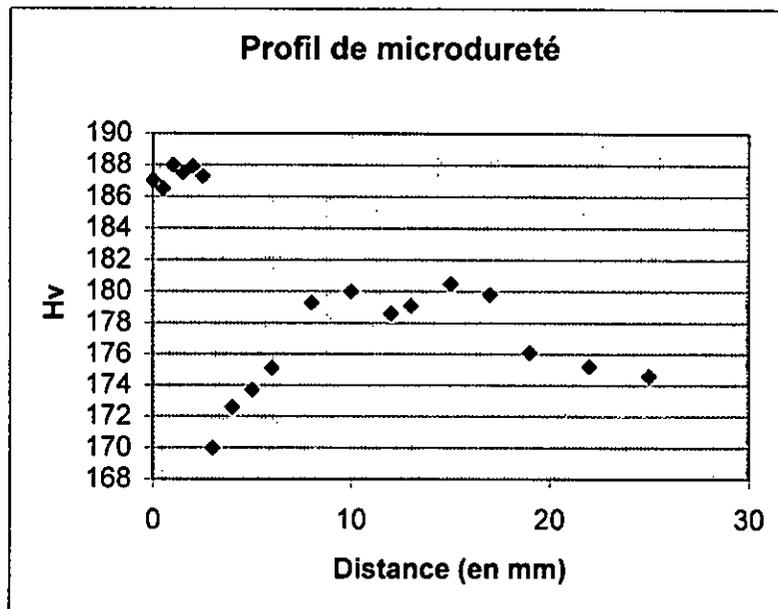


Fig. 53-a – Courbe des microdureté en fonction de la distance -

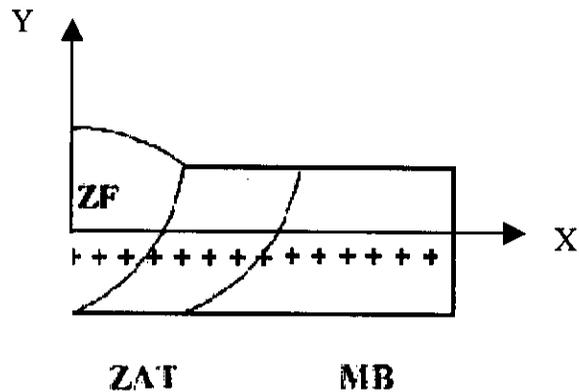


Fig. 53-b – Profil des microdureté en fonction de la distance -

Une diminution de la dureté en allant de la zone fondue jusqu'au métal de base qui a une dureté Hv de 167.6 (d'après l'échantillon de métal de base), ceci est confirmé par la théorie qui nous renseigne que la dureté croît en fonction de la température maximale atteinte. En plus on voit bien que la dureté soit localisée dans l'inter zone Z.F/Z.A.T., d'où la fragilité de cette zone de liaison.

Et donc sur cette courbe nous constatons :

- une petite stabilité de dureté qui est due à l'état non affecté (de structure a gros grains) qui correspond au métal de base.
- Une légère augmentation de la dureté s'étalant sur une distance très restreintes correspond à la zone affinée (d'hypertrempe).
- Une chute de dureté qui passe par un minimum formant un creux, ceci correspond à la zone de surchauffe.
- Une nette augmentation de la dureté qui atteint sa valeur maximale de (188 HV). Ces valeurs de dureté se situent au niveau de la zone fondue ZF , cela est du au fait que cette zone a une structure brute de solidification.
- Les mêmes constatations peuvent être prélevées sur la deuxième partie de la pièce (au delà du cordon de soudure).

A partir du test de microdureté, on peut estimer l'étendue de la Z.A.T., qui est au moyen de l'ordre de 15 mm.

Nous concluons qu'après le balayage effectué sur les échantillons (du métal de base vers la ZF) , que la dureté est améliorée par l'augmentation de la densité de grains.

❖ la micro-dureté au niveau des deux passes :

Les résultats sont dans le tableau (19) suivant :

	1^{ER} PASSE	2^{ème} PASSE
Dureté $H_{V, moy}$	184.3	187.7

Ces résultats montrent que la deuxième passe (passe du fond) est plus dure que la première. Cette constatation confirme l'influence des passes les unes sur les autres en provoquant l'adoucissement de la structure.

DEUXIEME CHAPITRE

2. INVESTIGATIONS STRUCTURALES

2. Macrographie

2.1.1. Observations :

La macrographie relève l'existence de 4 zones (fig. 54), à savoir : cet examen nous a révélé les zones suivantes :

- ZF : zone fondue : c'est le cordon de soudure situé au centre de la pièce en claire.
- ZAT : elle est située aux bords immédiats de joint de soudure en couleur sombre
- MB : plus loin du cordon de soudure en couleur moins sombre que celle de la ZAT.
- La zone de liaison : Z.L.

D'autre part, les macrographies montrent l'existence de deux passes.

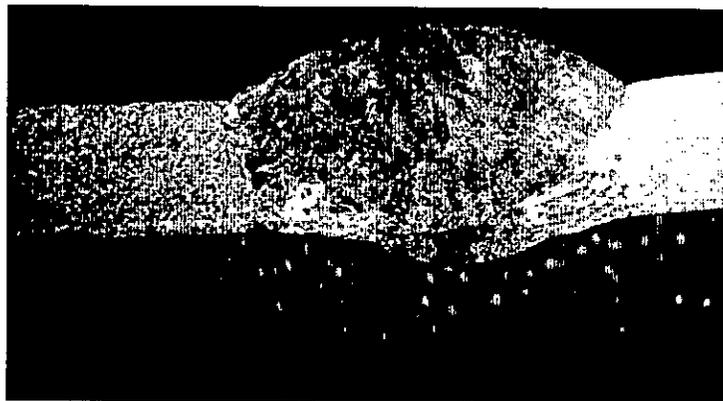


Fig. 54 – Macrographie d'une éprouvette prélevée -

Nous constatons que:

- D'une manière générale, les grains du métal rapetissent à mesure que la température diminue, puis leurs dimensions se stabilisent lorsque l'effet de la chaleur ne se fait plus sentir. Puisque le métal demeure plus longtemps à l'état liquide, la chaleur a le temps de se diffuser plus lentement. En raison, du refroidissement rapide, le soudage à l'arc électrique risque davantage de provoquer une hypertrempe (un inter zone dans la Z.A.T.) ;

- Chaque passe a pour effet de maintenir la chaleur de la précédente, ralentissant ainsi le refroidissement. Ces passes successives modifient la zone de surchauffe. Elles permettent de rendre la structure plus homogène;

2.1.2. Morphologie des joints soudés

On observe des joints très lisse dû au procédé utilisé (T.I.G.).

2.1.3. Nombre de passes

La macrographie laisse apparaître clairement le nombre de passe (2 passes).

2.2. Micrographie

Par l'observation des micrographies, on peut donner les remarques suivantes :

➤ Métal de base : MB

Une structure austénitique non affectée par la chaleur du soudage situé dans la partie droite (ou gauche) de la figure (35). On observe la structure austénitique dont laquelle les grains ont une forme polygénique avec des joints de grains peu décelables.

Des détails très importants ont été observés, ce sont des défauts distribués à travers la structure du métal de base et orientés différemment. Ces derniers se présentent sous forme de macles qui sont des défauts accompagnant le processus d'élaboration de ces aciers.

➤ Zone affectée thermiquement : Z.A.T.

Elle est constituée de deux zones plus au moins restreintes :

- Zone de surchauffe qui est la partie de la Z.A.T. voisine du métal fondu, les températures (dépassent 1000 °C) atteintes sont telles que les grains vont pouvoir grossir et atteindre parfois des dimensions importantes (indice AFNOR voisin de 1). Dans cette partie le métal a subi plus ou moins partiellement *austénite* \rightleftharpoons *ferrite* (δ) (la quantité de ferrite restant néanmoins toujours faible). La rapidité de refroidissement peut faire que subsiste dans cette zone une certaine proportion de ferrite (δ). Il faut noter que l'existence d'une structure biphasée à haute température limite très sensiblement le grossissement des grains, Ce grossissement des grains austénitiques s'observe sur la figure (41, 42) ;
- 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 (figure 43).

Pour ce qu'il concerne la précipitation intergranulaire de carbure de chrome dans la Z.A.T., dans notre acier austénitique le maintient dans la zone des températures comprises entre 400 et 800 °C est extrêmement rapide, puisque son temps minimal d'apparition, dans les aciers austénitiques, est de l'ordre de 30 secondes à plusieurs minutes selon la teneur en carbone et la présence ou l'absence de molybdène.

➤ **Zone fondue : Z.F.**

La structure de la ZF est très fine par rapport à la structure du métal de base. Elle a un aspect brut de solidification (structure dendritique orientée). On peut l'observer sur la figure (39, 40).

2.3. Méthodes d'examens métallographiques

La connaissance des propriétés des matériaux passe par la détermination des phases qui le 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.

- **Détermination de la taille du grain :**

La taille du grain d'un matériau métallique, peut être caractériser par différentes grandeurs conventionnelles déduites de l'observation d'une coupe plane du matériau préparé, et c'est pour faire apparaître les contours des sections des cristaux par le plan de coupe.

Les méthodes de détermination, de ces grandeurs sont purement géométriques et indépendantes du métal considéré. Ces grandeurs sont :

- nombre des grains par unité d'aire de la surface de l'éprouvette (m),
- diamètre moyen du grain,
- Indice conventionnel de grosseur de grain (G).

le grain est mis en évidence par attaque métallographique et projection sur le verre d'un microscope optique, le calcul de la taille des grains se fait selon la norme A04-102 grâce à plusieurs méthodes parmi lesquelles on peut utiliser :

- Méthode par comptage.
- Méthode par intersection.
- Méthode par comparaison avec des images types.

Dans notre travail, nous avons utilisé *la méthode par intersection*.

➤ **Méthode par intersection :**

Le principe de cette méthode consiste à compter sur le verre dépoli du microscope le nombre de grains traversés par la ligne de mesure qui peut être linéaire ou circulaire. On peut alors distinguer deux méthodes :

- a) Méthode du segment linéaire,
- b) Méthode de segment circulaire.

D'après ces deux méthodes, on a choisi la méthode des segments linéaire.

La ligne de mesure est constituée de 4 portions de droite de longueur totale 50 mm. Le grossissement choisi devra donner au moins 50 intersections par mesure. Lorsque la ligne de mesure se termine à l'intérieur d'un grain, le segment correspondant est compté comme $\frac{1}{2}$. Dans le cas où on dénombre les intersections, on compte $\frac{1}{2}$ lorsque l'extrémité de la ligne touche exactement un joint de grain, et $\frac{3}{2}$ lorsqu'une ligne coupe une jonction de trois grains.

A l'aide d'un calculateur (programme), qu'il permet de donner : le nombre de grain par mm^2 , l'indice de grain et le diamètre moyen du grain.

Nous avons calculé le diamètre moyen du grain depuis la zone de liaison vers le métal de base, tableau (20) :

Les figures	42	43	44	45	Métal de base (51)
La taille moyenne du grain (μm)	39.68	32.89	31.25	27.27	22.93

Le profil de taille moyenne des grains dans le joint soudé est montré dans le graphe suivant :

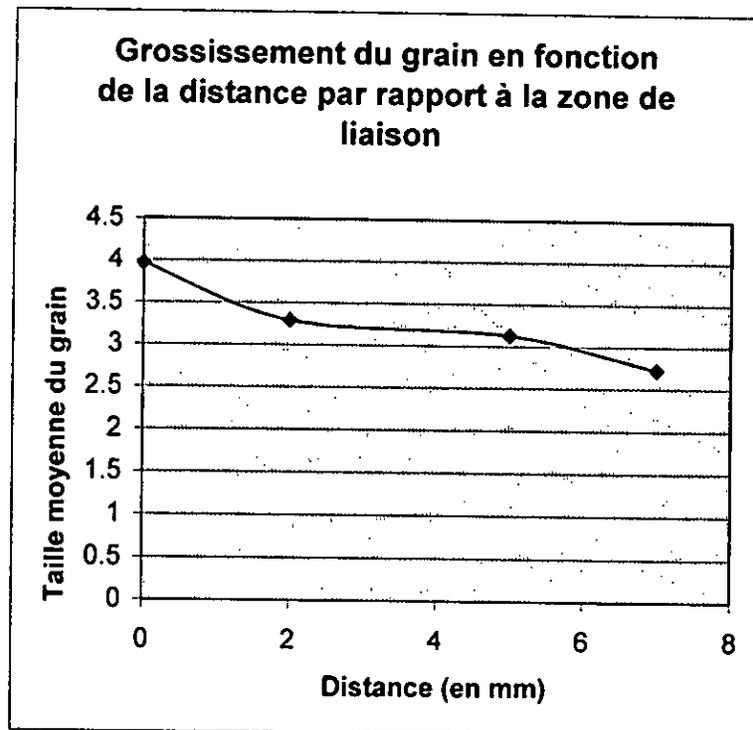


Fig. 55 – la taille moyenne des grains en fonction de la distance par rapport à Zone de Liaison -

- On voit bien l'influence de la température sur le grossissement des grains ;
- La taille moyenne des grains confirme bien les observations métallographiques car la taille du grain austénitique diminue en allant de la zone de surchauffe vers le métal de base ;
- Pour le métal de base, la mesure de la taille moyenne des grains fait apparaître l'effet du temps de maintien sur le grossissement des grains.

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

Dans ce travail, on s'est intéressé à l'étude des caractéristiques mécaniques (traction, résilience et dureté) et structurales (micrographie et macrographie) d'un tube d'acier inoxydable 304L soudé.

Cette étude nous a permis de relever :

- ❖ Des micrographies en conformité avec la théorie ;
- ❖ Un profil de taille moyenne des grains et un profil de dureté conforme aux microstructures
- ❖ Une très large ZAT ; environ 15 mm.

Et nous avons constaté deux conséquences principales :

➤ *Conséquence structurales et physico-chimiques*

Il se forme des cristaux orientés perpendiculairement (structure basaltique) aux courbes isothermes tracées pour illustrer la répartition des échauffements.

La cristallisation du métal fondu a lieu sous forme de « dendrite » constituées par la solidification immédiate d'un véritable squelette autour des branches duquel vient se solidifier une certaine masse de métal dont le point de fusion s'abaisse progressivement jusqu'à atteindre la température de « complète solidification » .

La croissance de la dendrite est nécessairement limitée par celle des dendrites voisines, ce qui permet d'avoir des dendrites grossières et autres fines.

La précipitation intergranulaire de carbure de chrome dans les aciers austénitiques est un phénomène bien connu, lorsque il est maintenu dans une zone de température comprises entre 400 et 800 °C. C'est une précipitation extrêmement rapide puisque son temps minimale d'apparition, dans les aciers austénitiques, est de l'ordre de 30 secondes à plusieurs minutes selon la teneur en carbone et la présence ou l'absence de molybdène. Et pour notre cas, il n'est pas possible d'avoir une précipitation car nous avons une épaisseur mince (4mm), avec une teneur en carbone très basse (0.03%) et une opération de soudage très rapide.

➤ *Conséquence chimiques*

Le grossissement du grain n'a pas de conséquence directe sur la résistance à la corrosion ; par contre il aggrave les conditions de résistance chimique lorsqu'il s'accompagne d'une précipitation intergranulaire de carbure de chrome. Ce phénomène d'expansion granulaire correspond en effet à une diminution progressive de la longueur des joints de grain.

Des difficultés survenues au cours de cette étude (la disponibilité des réactifs, la prise de photo,...).

Il est souhaitable que cette étude soit compléter par d'autres, à fin de mettre en évidence le grossissement sur les différentes plans (ZX et YZ), et le phénomène de fissuration qui reste un grand problème dans les assemblages soudés.

Bibliographie

- [1] ATS – OTUA " Conseils pour le soudage des aciers inoxydables "; 1992.
- [2] Techniques de l'ingénieur, traité matériaux métalliques, M 4.
- [3] G. DAVID " Conseils sur le soudage des aciers inoxydables " ; collection PRM 1987.
- [4] C. CHAUSSIN, G. HILLY. " Métallurgie : 1- Alliages métalliques, 10^{ème} édition ; Lunod 1976.
- [5] J. BARRALIS ; " Précis de métallurgie ", 5^{ème} édition ; NATHAN, 1990.
- [6] Collection de l'Ecole Polytechnique de Montréal, " Corrosion ", Dunod, 1991.
- [7] R. LE GOUIC, " Précis de soudage et brasage et techniques connexes ", 2^{ème} édition, Eyrolles, 1978.
- [8] H. GRANJON, " Bases métallurgiques du soudage ", 5^{ème} édition ; Eyrolles, 1989.
- [9] Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, A 780.
- [10] SEFERIAN ; " Métallurgie de la soudure ", FUNOT 1982.
- [11] Site internet : www.soudage.org, <http://tspeed.free.fr>.
- [12] ROBERT E. REED – HILL; " *Physical Metallurgy Principles* ", 2^{ème} édition, 1973.
- [13] Techniques de l'ingénieur, Traité matériaux métalliques, BL4.