

6/00

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

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

Département de métallurgie



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Projet de fin d'études



Thème

**CARACTERISATION MECANIQUE ET METALLOGRAPHIQUE DE LA
ZONE AFFECTEE THERMIQUEMENT DANS UNE SOUDURE**

Proposé et dirigé par :

Réalisé par :

Mr. B. BOUABDELAH
M^{me} K. REHOUMA

Mr. K. GUENDOUL

Année Universitaire 1999/2000



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail

*A mes chers parents
A mes frères et sœurs
A tous mes amis*

R e m e r c i e m e n t s

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 soins et d'intérêts.

Je tiens à remercier le président de juré M K. ABADLI pour avoir accepté de présider et d'évaluer cette recherche

Je tiens à remercier très sincèrement le membre de juré, KASSER, pour avoir voulu examiner cette thèse

Une grande partie de ce travail a été effectué au centre de recherche scientifique et technique en soudage de Chéraga CSC, je tiens à exprimer ma reconnaissance à, Mme K.Rehouma pour ces encouragements et valeureux conseils, aux dirigeants de ce laboratoire pour leur esprit de parfaite compréhension et pour leur autorisation spontanément accordée de faire état de ces recherches.

Je tiens aussi à remercier chaleureusement tous les enseignants du département du génie métallurgie de l'E N P, pour le riche savoir qu'ils m'ont transmis, ainsi pour l'ensemble du personnel de la bibliothèque et du centre de calcul pour leurs précieux services. Enfin, je remercie tous mes amis pour l'aide et le soutien moral qu'ils m'ont offerts.

SOMMAIRE



INTRODUCTION.....	1
-------------------	---

CHAPITRE I: PARTIE BIBLIOGRAPHIQUE

1 . Principes de la métallurgie de soudage :	2
1.1 Introduction :	2
1.2 Les différentes zones d'un assemblage soudé :	2
1.2.1 Le métal de base :	2
1.2.2 Zone fondue :	3
1.2.3 La zone thermiquement affectée :	3
1.2.4 la zone de liaison :	3
1.3 Cycle thermique de soudage :	5
1.3.1 Notion du cycle thermique :	5
1.3.2 notion d'état quasi - stationnaire :	6
1.3.3 distribution de la température au voisinage de la zone soudée :	7
1.3.4 Soudage en plusieurs passes :	9
1.3.5 Facteurs influents sur le cycle thermique et la répartition thermique :	10
1.4 Changements structuraux au cours du chauffage :	13
1.4.1 Recristallisation après écrouissage :	13
1.4.2 Changement de structure au cours du refroidissement :	15
1.5 Dommages susceptibles d'être créés au cours d'une opération de soudage:	16
1.5.1 Fissuration de la zone fondue :	17
1.5.2 Fissuration du métal de base :	17
2. Les procédés d'assemblage par soudage :	19
Energie électrothermique	19
Energie mécanique	19
Energie focalisée	19
3- Cas du soudage à l'arc électrique :	20
3.1- Principe :	20
3.2- Rôle de l'enrobage :	20
3.3- Différents types d'enrobage :	20
3.4 Matériel de soudage :	21
3.5 Identification d'un poste de soudage :	21
4.Soudabilité des aciers austénitiques au Nickel - Chrome :	22
Introduction :	22
4.2 Classification des aciers inoxydables austénitiques :	23
4.2.1 Rôle des différents éléments d'addition :	23
4.3 Phénomènes de fissuration à chaud :	26
4.4 Le diagramme de Schaeffler :	26

CHAPITRE II: TECHNIQUES EXPERIMENTALES

1. Identification du métal de base (MB):	29
1.1 Choix du métal de base :	29
1.2 Composition chimique du métal de base :	29
1.3 Propriétés physiques et mécaniques du métal de base :	29
2. Identification du métal d'apport (MA):	30
2.2 Composition chimique du métal d'apport:	30
2.3 Caractéristique mécanique du métal déposé:	30
3. Procédé de soudage :	31
4. Méthodes de caractérisation de la zone soudée :	32
4.1 Macrostructure :	32
4.1.1 Prélèvement des échantillons :	32
4.1.2 Polissage :	32
4.1.3 Attaque chimique :	32
5. Microstructure :	33
5.1 Polissage :	33
5.2 Attaque chimique :	33
6. Essai de dureté sous cordon :	33
6.1 Introduction :	33
7. Profil de microdureté :	33
7.1 Préparation des échantillons :	33
7.2 Type d'essai de charge :	34
7.3 Mode opératoire :	34

CHAPITRE III RESULTATS ET INTERPRETATIONS

1. Interprétation des macrostructures:	35
Echantillon 1.....	35
Echantillon 2.....	35
Echantillon 3.....	36
2. Interprétation des microstructures :	36
2.1 La zone fondue :	36
2.2 Calcul du taux de ferrite :	36
2.3 Interzone métal de base et ZAT :	38
3. Résultats de l'essai de dureté :	43
4. Résultats de l'essai de microduretés :	44
5. Interprétation des microduretés :	46
CONCLUSION.....	52
LISTE BIBLIOGRAPHIQUE.....	53

المدسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Introduction

Introduction

Parmi les phénomènes qui limitent la soudabilité des métaux et de leurs alliages, le plus important est incontestablement la sensibilité à la fissuration du métal de base au voisinage de la soudure.

Cette fissuration peut être provoquée par les transformations structurales de l'acier de base sous l'effet du cycle thermique de soudage.

Elle peut être liée aussi à l'apparition de nouvelles phases qui sont des facteurs de fragilisation, comme la précipitation des carbures et la formation de la phase σ dans le cas des aciers austénitiques.

La fissuration peut également se produire sous l'effet des tensions internes et l'absorption d'hydrogène.

Le but de ce travail est d'étudier les caractéristiques mécaniques et métallographiques d'un acier inoxydable austénitique soudé.

Cette étude se divise en cinq parties : l'introduction, le premier chapitre étude bibliographique, le deuxième chapitre techniques expérimentales, le troisième chapitre résultats et interprétations et finalement une conclusion.

Chapitre I
Partie bibliographique

1 . Principes de la métallurgie de soudage :

1.1 Introduction :

Au point de vue métallurgique, la soudure est une forme d'assemblage de deux parties d'une pièce métallique. 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.

- 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. 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.

- Opération thermomécanique : la localisation de la fusion entraîne une hétérogénéité thermique très marquée de la masse métallique. 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. [1].

1.2 Les différentes zones d'un assemblage soudé :

1.2.1 Le métal de base : métal des pièces à assembler, ces pièces peuvent être en métaux semblables ou de nature différente. Le métal de base est soumis à un traitement thermique variable suivant le point considéré ; de ce fait, il est le siège de transformations d'ordre physico-chimiques. L'importance des transformations en fonction, d'une part, du cycle thermique, d'autre part, de la nature même de l'alliage. Les aciers austénitiques par exemple sont sensibles aux changements de phases par précipitation..

1.2.2 Zone fondue : dans les soudures par fusion, le bain est formé du métal de base seul (lorsque la soudure est effectuée sans métal d'apport) ou du mélange de métal de base et du métal d'apport à l'état liquide. Le métal composant le bain de fusion prend, après solidification, le nom de métal fondu et le volume qu'il occupe est nommé zone fondue.

La zone fondue d'une soudure à l'arc présente pour les premières passes de fond et les passes centrales une structure fine, régulière, avec, soit formation de perlite aux joints des grains, soit précipitation de la cémentite.

Seulement la dernière couche présente une structure grossière, orientée et dendritique, appelée structure basaltique.

1.2.3 La zone thermiquement affectée : (ou zone affectée par la chaleur) : partie du métal de base qui n'a pas été fondue, mais dont les propriétés mécaniques ou la microstructure ont été modifiés à un degré quelconque par la chaleur du soudage.

Dans cette zone, on distingue, dans le cas des soudures exécutées sur des métaux ayant un point de transformation, une zone de transformation contiguë à la soudure et dans laquelle la température a été suffisante pour entraîner une transformation dite allotropique de la structure et, donc, une modification des propriétés physiques du métal, sans qu'il y ait eu changement de sa composition chimique.

Dans l'autre partie de la zone thermiquement affectée, il n'y a pas eu transformation allotropique, mais seulement modification, par exemple, de la grosseur et/ou de la forme des grains du métal. La zone thermiquement affectée comporte différentes parties, on distingue :

- zone de surchauffe ;
- zone austénitisée ;
- zone partiellement austénitisée.

1.2.4 zone de liaison : zone marquant la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement (ZAT) ; en quelque sorte, c'est la limite entre le métal qui a été fondu et s'est solidifié et le métal qui est resté à l'état solide au cours de l'opération de soudage. [1].

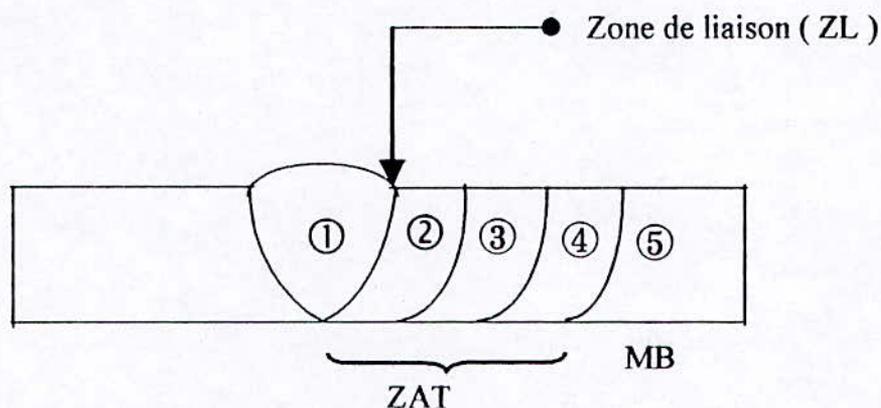


Fig. I.1 les différentes zones d'un assemblage soudé [2]

- ① Zone fondue ;
- ② Zone de surchauffe au voisinage de la zone de fusion ($\theta > 1100^{\circ}\text{C}$) où se produit un grossissement exagéré de la structure ;
- ③ Zone de recuit, température comprise entre 900°C et 1000°C , pour laquelle la structure reste affinée ;
- ④ Zone de transformation $A_1 - A_3$ (720°C à 910°C) pour les températures inférieures à la zone de recuit ;
- ⑤ Zone non affectée par la chaleur. [2].

1.3 Cycle thermique de soudage :

L'intérêt de la connaissance thermique de l'opération de soudage est de permettre l'interprétation - aussi quantitative que possible - des phénomènes métallurgiques que cette opération engendre, et par suite de prévoir ces phénomènes pour en tenir compte dans le choix des procédés et des modes opératoires. Cette prévision s'appuie éventuellement sur des données qui permettent une simulation analytique au moyen de programmes appropriés, eux mêmes fondés, soit sur la mémorisation d'un nombre suffisant de résultats expérimentaux, soit sur les expressions mathématiques de l'écoulement de chaleur.

En tout état de cause, la connaissance thermique du soudage n'a d'intérêt du point de vue métallurgique, que si on sait tenir compte de l'influence, vis-à-vis des phénomènes qu'on étudie, des facteurs dont elle fournit les variations.

1.3.1 Notion du cycle thermique :

L'interprétation métallurgique de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert comme condition nécessaire la connaissance de la température atteinte. A cette condition de température s'ajoutent une ou plusieurs conditions de temps. Pour interpréter les phénomènes qui prennent naissance durant l'opération de soudage en un point donné de l'assemblage, il faut donc connaître le cycle thermique de soudage, c'est-à-dire la variation de la température (θ) en fonction du temps (t). La courbe $\theta = f(t)$ tracée en un point A voisin d'une soudure. [8].

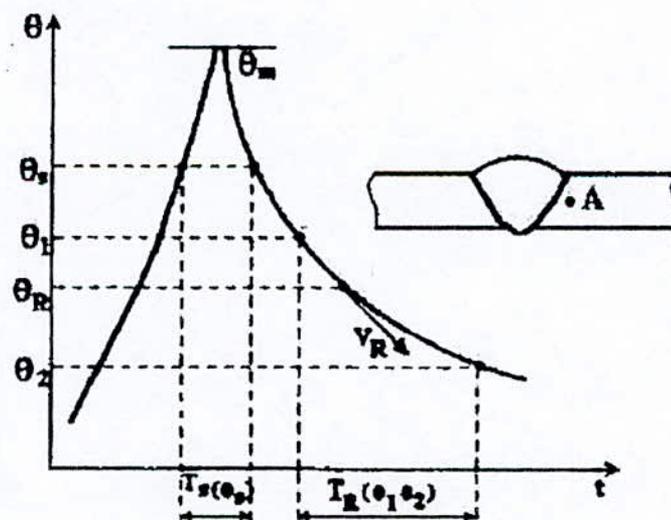


Fig. I.2 cycle thermique d'un point A d'une soudure.

La courbe correspondante $\theta = f(t)$ tracée en un point A voisin d'une soudure nous renseigne sur les grandeurs suivantes :

- La température maximale atteinte θ_M ;
- Le temps T_s de séjour au dessus d'une température θ_s ;
- La loi du refroidissement traduite par le temps de refroidissement $T(s)$ (θ_1, θ_2) entre deux température θ_1, θ_2 , ou par la vitesse de refroidissement V , à une température θ_r .

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, il nous faut donc connaître les courbes qui traduisent la répartition thermique en donnant la variation de la température maximale θ_M atteinte en chaque point en fonction de la distance X .

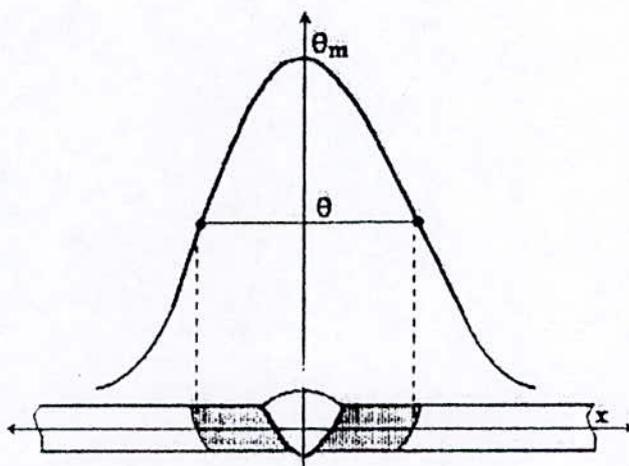


Fig. I.3 répartition thermique dans une soudure.

Chaque phénomène était caractérisé comme première condition par la température θ nécessaire, nous pouvons situer grâce à la courbe $\theta(m) = f(x)$ la limite extérieure de la zone où ce phénomène est susceptible de se produire. Ainsi se trouve définie d'une manière générale la zone affectée thermiquement (ZAT) où ce phénomène a lieu, pour les soudures sur l'acier, cette zone est réservée à la zone austénitisée par le cycle thermique, c'est-à-dire, celle qui est limitée par les isothermes au point de transformation A_3 (austénitisation complète) et A_1 (austénitisation partielle). [8]

1.3.2 notion d'état quasi - stationnaire :

Si nous relevons au moyen de thermocouples, les courbes $\theta = f(t)$ en des points A_1, A_2, \dots etc. Situé à la même distance d'un cordon de soudure à l'arc et à des distances croissantes de l'origine « O » de ce cordon, nous obtenons pour chaque parcours

expérimenté, par rapport à l'origine « O » du cordon, la disposition décrite par la figure () qui conduit aux remarques suivantes :

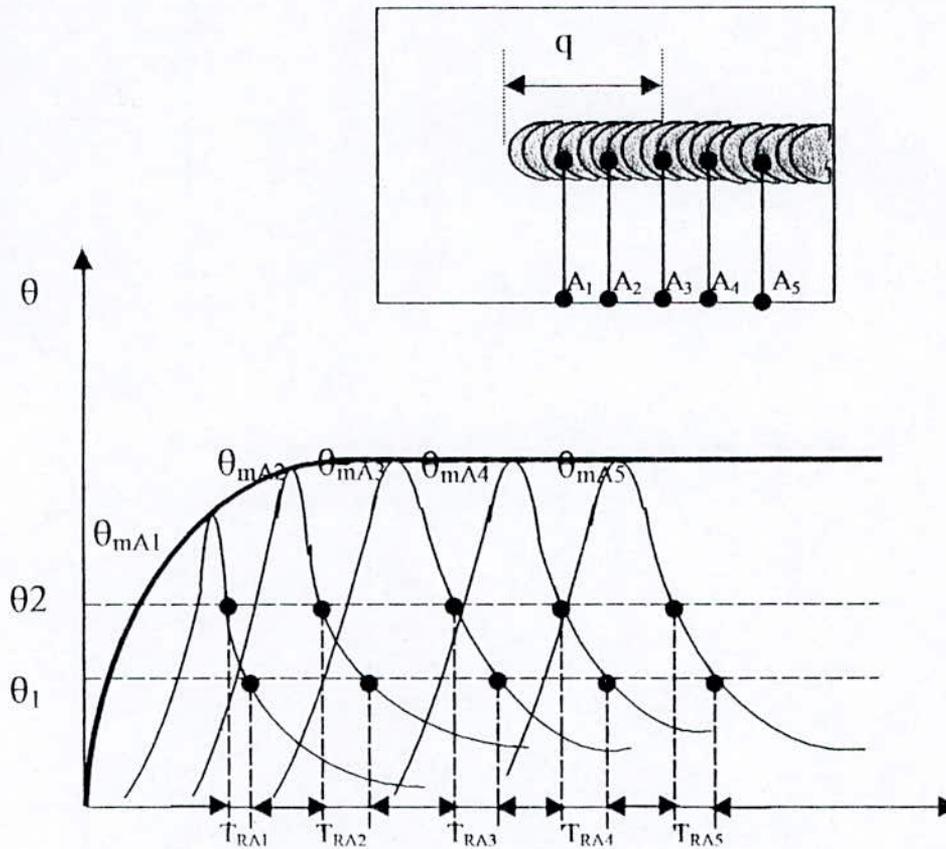


Fig.1.4 Cycles thermiques le long du cordon de soudure.

- La température maximale atteinte θ_m croît avec la distance parcourue à partir du début du cordon, puis se stabilise à une valeur qui devient constante, tant que la source de chaleur progresse à une vitesse uniforme (énergie uniforme).

- Les lois de refroidissement mesurées par le temps de refroidissement entre deux températures deviennent identiques (comme le sont les temps de séjour). Autrement dit, les courbes $\theta = f(t)$ deviennent superposables dès que la source de chaleur a franchi un certain parcours (p).

1.3.3 distribution de la température au voisinage de la zone soudée :

Grâce à l'existence de l'état quasi- stationnaire, nous pouvons limiter notre détermination des courbes températures- temps à des points A, B, C... répartis sur une droite XY perpendiculaire à la ligne de soudure, tracée à partir d'une position (S) de la source de chaleur quelle que soit cette position dans la zone d'état quasi- stationnaires. Les

résultats seront les mêmes, schématisés par la disposition de la figure précédente qui mène aux remarques suivantes :

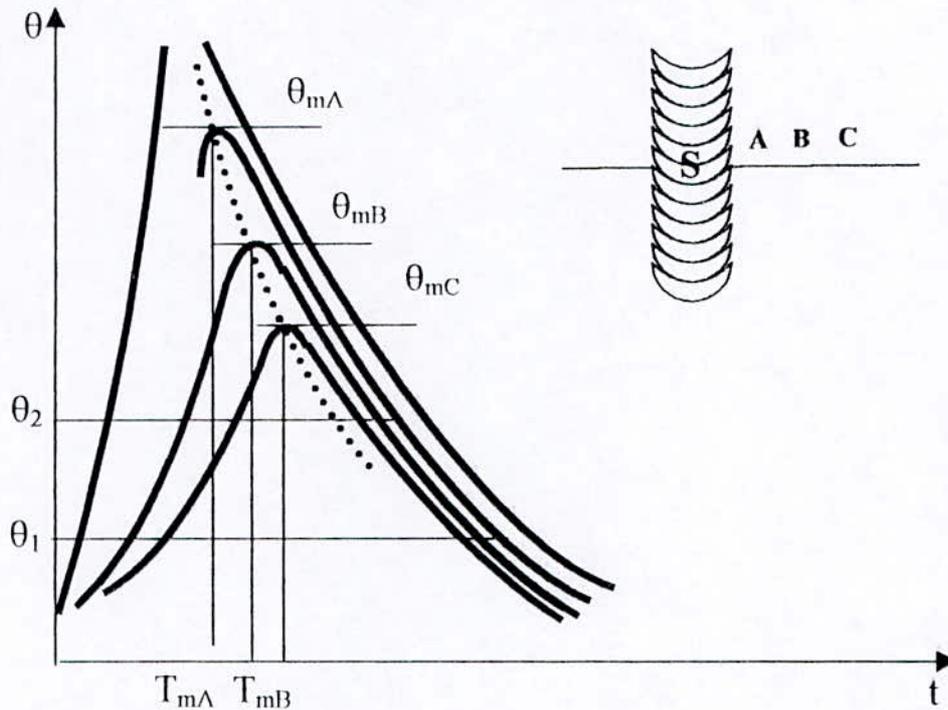


Fig. 1.5 courbes températures / temps.

- les courbes température - temps se situent les unes au-dessous des autres au fur et à mesure qu'on augmente la distance entre le point de mesure et la ligne de soudure.

En particulier, les températures maximales atteintes θ_{mA} , θ_{mB} , ... qui sont décroissantes à partir de la ligne de soudure, sont franchies pour des temps T_{mA} , T_{mB} , ... qui sont croissants ; ce décalage se traduit par la courbe $\theta_m = \varphi(t)$ qui sépare le domaine des températures croissantes des températures décroissantes, pratiquement, ceci exprime le fait qu'au voisinage de la source de chaleur, les points les plus rapprochés sont déjà entrainés de se refroidir à partir de la température maximale qu'ils ont atteinte, alors que les points les plus éloignés sont encore à la phase d'échauffement.

On conçoit tout l'intérêt de cette observation si on pense aux phénomènes qui sont commandés par une variation de températures (transformations d'une part, dilatation et retrait d'une autre part) et dont la chronologie est ainsi expliquée.

En particulier, lorsque nous examinons la coupe transversale d'une soudure, nous y voyons

des aspects métallographiques caractéristiques de ces phénomènes. Mais les structures que nous observons ne sont apparues au même moment.

Compte tenu de la disposition des courbes, la vitesse de refroidissement, comptée à partir de la température maximale, décroît lorsque la distance à la ligne de soudure croît. Mais les courbes de refroidissement constituent rapidement un faisceau assez serré et on observe par exemple aux points A et C des temps T_R pratiquement identiques entre les températures θ_1 et θ_2 situées dans ce faisceau. C'est ainsi qu'on peut parler d'une vitesse ou des temps de refroidissement associés à une condition de soudage, en particulier, pour étudier la transformation de l'acier au refroidissement entre 800°C et 500°C , intervalle de température particulièrement critique dans ce cas [8].

1.3.4 Soudage en plusieurs passes :

Les données sur l'aspect du soudage qui ont été indiquées jusqu'à présent ont concerné le soudage par fusion en une seule passe.

Examinons maintenant l'évolution de la température au cours des passes ultérieures.

Cette évolution dépend principalement de :

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

La figure (I.6) décrit les effets thermiques du soudage en plusieurs passes dans le cas d'une soudure sur bords chanfreinés en V ? exécutés en trois passes sans préchauffage d'un point A affecté dès la première passe .

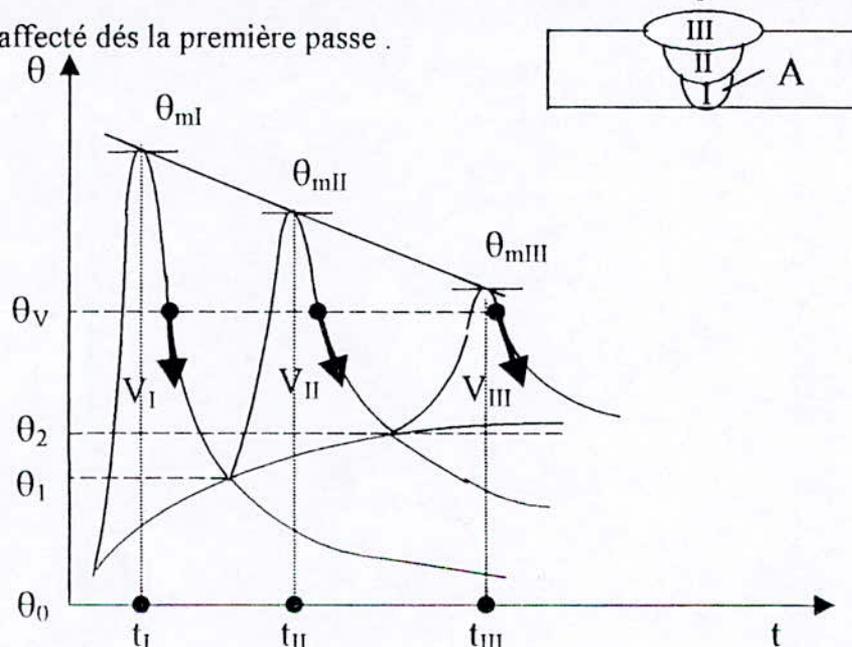


Fig. I.6 effets thermiques d'un soudage multipasses sur un point A d'une Soudure.

L'exécution de cette dernière passe se traduit par une première montée en température jusqu'à une valeur V_1 , au passage de la température θ_v , se poursuivra jusqu'à la température initiale θ_0 . Elle est encore à $\theta_1 > \theta_0$ lorsqu'un nouveau cycle thermique intervient du fait de cette deuxième passe.

L'étude d'une soudure en plusieurs passes conduit aux observations suivantes :

- C'est au voisinage de la première passe que l'on observe les cycles thermiques les plus sévères, quant à la température maximale et à la vitesse de refroidissement, les passes suivantes provoquent à cet endroit des cycles de plus en plus atténués, en raison de l'élévation progressive de la température initiale, qui augmente après chaque passe.
- Suivant la disposition des passes, une même température θ (par exemple le point A_3 dans le cas des aciers) peut être dépassée deux ou plusieurs fois en une région donnée au cours des passes successives. La structure finale observée en cette région est le résultat de succession des cycles correspondants.
- Le rôle important que joue l'intervalle de temps qui sépare des passes successives vis-à-vis de la température au moment de chaque passe explique la nécessité de préciser ce facteur lors de la spécification du mode opératoire. [8].

1.3.5 Facteurs influents sur le cycle thermique et la répartition thermique :

1.3.5.1 Le métal de base :

La nature du métal de base intervient par ces caractéristiques de conductibilité calorifique et de capacité calorifique, qui agissent dans le même sens ; à savoir que leur augmentation accroît le gradient de température et par conséquent réduit le temps de séjour à haute température et augmente la vitesse de refroidissement.

En d'autres termes, on définit la diffusité thermique par :

$$K = k / \rho V .$$

K : Diffusité thermique cm^2 / sec .

k : Conductibilité thermique $\text{cal} / \text{sec cm } ^\circ\text{C}$.

ρ : Masse volumique g / cm^3 .

C : Capacité calorifique $\text{cal} / \text{g } ^\circ\text{C}$.

Ainsi en est-il de l'acier inoxydable par rapport à l'acier ordinaire, ainsi s'explique la difficulté opératoire du soudage à l'arc du cuivre.

1.3.5.2 L'apport d'énergie :

Il est généralement exprimé en joule par centimètre de soudure comme suit :

$$E = U I 60 / V$$

E : Joule / centimètre ;

U : Volt ;

I : Ampère ;

V : Centimètre / minute.

L'augmentation de l'énergie mise en jeu étend la zone thermiquement affectée, augmente le temps de séjour à haute température et ralentit le temps de refroidissement (fig.1.7)

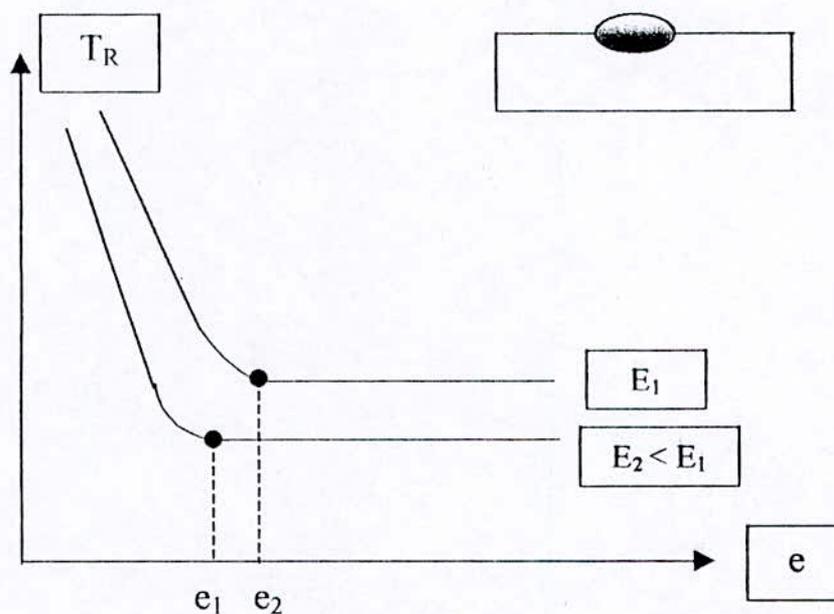


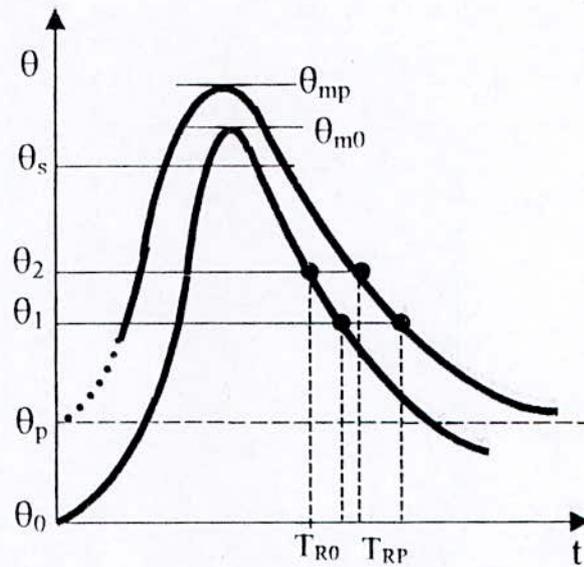
Fig. I.7 variation du temps de refroidissement en fonction de l'énergie et de l'épaisseur.

1.3.5.3 La température initiale de la pièce (température de préchauffage) :

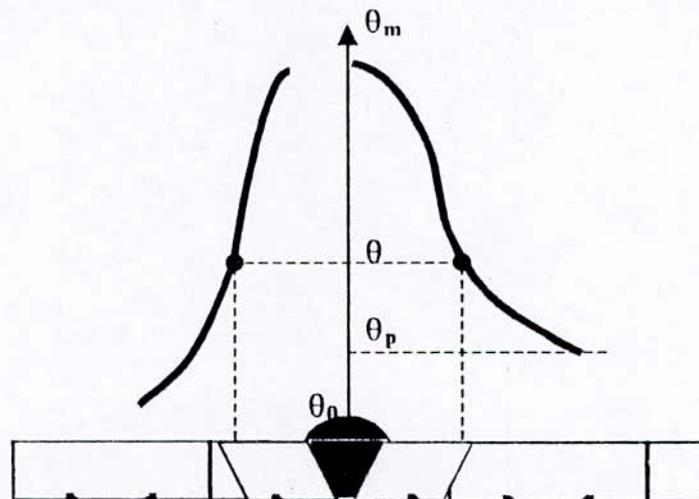
La température initiale du métal de base joue un rôle important vis – à - vis du cycle thermique en soudage puisque , le gradient de température en dépend directement. Si, toutes choses égales par ailleurs, on passe, pour la température initiale du métal de base θ_0 à θ_p , on obtient au voisinage d'une soudure bout à bout des courbes température temps

illustrées par la figure (I.8). On lit sur la courbe $\theta = f(t)$ que l'augmentation de la température initiale du métal de base de θ_0 à θ_p conduit à :

- L'augmentation de la température maximale ;
- L'augmentation du temps de séjour à haute température ;
- L'augmentation du temps de refroidissement.



(a) $\theta = f(t)$



(b) $\theta_m = f(x)$

Fig. I.8 influence de la température de préchauffage sur le cycle thermique et la répartition thermique.

1.4 Changements structuraux au cours du chauffage :

1.4.1 Recristallisation après écrouissage :

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

Si un métal à l'état écroui est soumis à un chauffage, on assiste au phénomène de « recristallisation » dans la figure (I.9), schématise les phases successives, à l'échelle de la structure micrographique, en relation avec la grosseur du grain et l'évolution des propriétés mécaniques. A partir de la structure d'écrouissage(schéma 1), on voit apparaître, au voisinage de la température de recristallisation θ_R , des germes (schéma 2) qui se développent en une structure equiaxe (schéma 3) dont les grains g sont d'autant plus fins que le degré d'écrouissage initial est plus élevé.

Cette structure, dite de recristallisation primaire, se stabilise avec un léger grossissement de grains jusqu'à la température θ_S , on commence la surchauffe (dite aussi recristallisation secondaire).

En même temps que la recristallisation progresse, les propriétés mécaniques évoluent en sens inverse des effets de l'écrouissage à savoir que le métal retrouve sa capacité d'allongement, cependant que la résistance que lui avait conféré l'écrouissage diminue.[8]

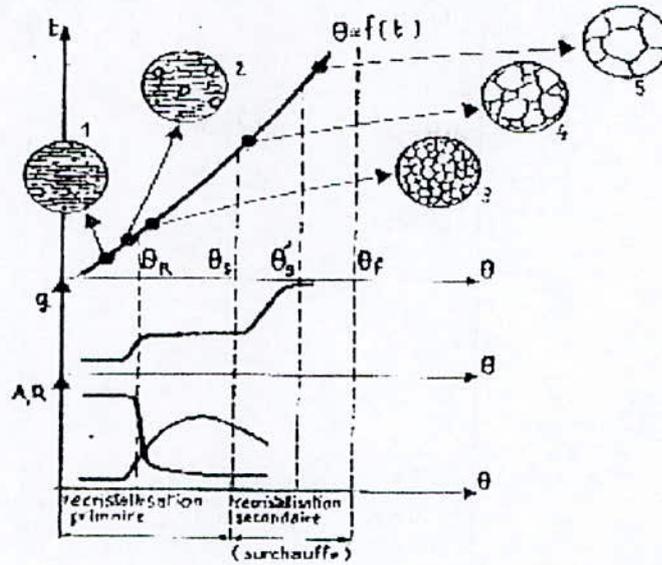


Fig. I.9 phénomène de recristallisation après écrouissage

Le phénomène de recristallisation après écrouissage trouve son application directe dans le cas du soudage sur produit écroui : toute opération de soudage entraîne, dans ce cas, un adoucissement du métal de base jusqu'au niveau de l'isotherme de la température de la recristallisation . Cet effet, apparent sur les filiations de duretés figure () se manifeste plus au moins vis- à - vis des caractéristiques de traction relevées sur la largeur de la zone affectée.

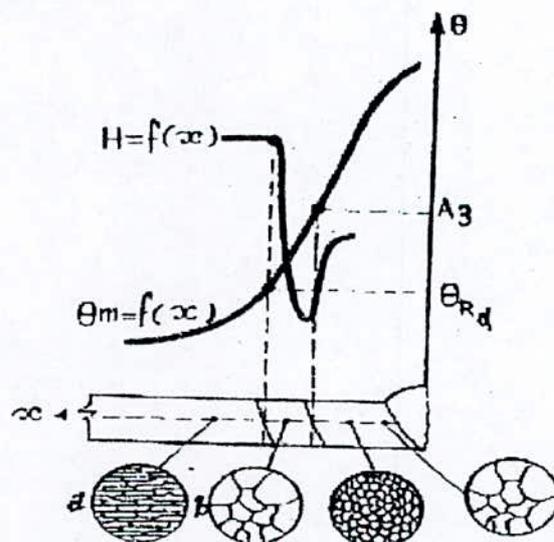


Fig. I.10 évolution de la structure d'un produit écroui au cours du chauffage.

Dans le cas d'une zone relativement large, la réduction de la dureté correspond à une diminution de la résistance à la traction, la rupture ayant effectivement lieu dans la zone adoucie. Si cette zone est étroite, la rupture ne s'y localise que pour une charge plus élevée, parce que la métal dur voisin raidit la zone adoucie, ou même ne s'y localise pas du tout, et l'effet de l'adoucissement ne se manifeste pas.

Ainsi se présente le phénomène de recristallisation engendré par le soudage dans le cas de produits exempts de transformations allotropiques tels que l'aluminium ou l'acier inoxydable austénitique.

1.4.2 Changement de structure au cours du refroidissement :

On a vu lors de l'étude des transformations à l'échauffement que le stade final de l'échauffement au cours du soudage d'un alliage biphasé constitué à l'ambiante et à l'état d'équilibre par une phase B soluble à chaud dans une phase A comporte une solution solide unique A, que l'on trouve dans la zone thermiquement affectée au voisinage immédiat de la zone fondue.

Si le refroidissement qui suit n'est pas trop rapide, le retour à l'état d'équilibre a normalement lieu, et on voit reparaître l'état biphasé A+B. Cette situation est la plus favorable si le métal de base est lui même ainsi constitué.

Dans le cas de l'acier austénitique au Cr - Ni, l'état trempé (on dit souvent « hypertrempé ») est l'état normal de mise en œuvre, soit naturellement, grâce à une faible teneur en carbone, soit par refroidissement rapide, pour une teneur en carbone plus élevée, et ce pour éviter la précipitation du carbure de chrome. Il se trouve que, pour l'ensemble des procédés de soudage et les teneurs en carbone actuellement en usage, la plus grande partie de la zone affectée du métal de base ainsi que le métal fondu demeurent austénitiques lors du refroidissement, si bien que, pour une soudure, dans un domaine limité de température atteinte la précipitation de carbures à l'échauffement.

Le phénomène peut néanmoins intervenir dans les zones hypertrempées par un premier cycle pour tout mode opératoire impliquant des cycles successifs, par exemple dans le cas du soudage en plusieurs passes, de reprise à l'endroit et à l'envers, ou encore de croisements de cordons de soudures.

1.4.2.1 Courbes TRC :

Pour rendre compte de la loi de refroidissement à partir de l'état austénitique obtenu à une température donnée, on trace pour les principales familles d'aciers des diagrammes dit TRC « transformation en refroidissement continu », ou on trouve pour un ensemble donné de lois de refroidissement à partir d'une même température d'austénitisation, les températures de début, d'arrêt éventuel de transformation ; ainsi que des indications sur la nature et la proportion des constituants qui apparaissent à chaque instant le long de la courbe de refroidissement

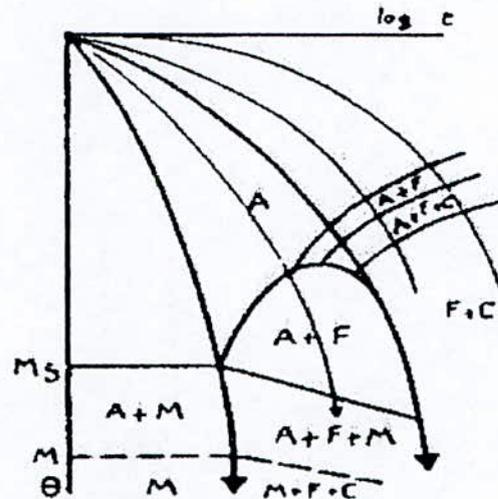


Fig. I.11 exemple d'une courbe TRC

1.4.2.2 Courbe TRC – soudage :

Lors du cycle thermique de soudage la durée d'austénitisation est très faible ; alors que les diagrammes TRC sont établis dans des conditions classiques de traitement thermique. (austénitisés de 5 à 30mn).

Le besoin est donc d'établir des diagrammes pour différents aciers en conditions de soudage (TRCS). Le diagramme TRCS permet, pour un acier, de relier la microstructure formée ; (élément essentiel à la métallurgie du soudage) au cycle thermique subit par la zone affectée par la chaleur et plus particulièrement à la durée de refroidissement.

Comme pour les diagrammes TRC classiques, les refroidissements les plus rapides conduisent à des structures martensitiques, puis à mesure que le refroidissement est plus lent, à des structures mixtes (martensite + bainite).

1.5 Dommages susceptibles d'être créés au cours d'une opération de soudage :

1.5.1 Fissuration de la zone fondue :

Les microfissures qui se transforment souvent en fissures dans la zone fondue de l'assemblage sous l'effet des tensions où le jeu des dilatations et retraits, se forment, en général, à haute température et souvent dans la période de solidification.

Les fissures dans la zone de fusion peuvent être attribuées soit à des causes banales, soit à des facteurs métallurgiques :

a- Causes banales :

- Mauvais choix du métal d'apport ou de l'électrode ;
- Mauvaises conditions d'exécution de la soudure ;
- Présence d'azote, facteur de fragilité des soudures ;
- Présence des défauts tels que les soufflures, les inclusions d'oxyde, les sulfures... etc.

b- Causes métallurgiques :

- Conditions de refroidissement à partir de l'état liquide ;
- Transformations structurales dans la zone fondue ;
- Propriétés à chaud des aciers.

1.5.2 Fissuration du métal de base :

Les fissures dans le métal de base prenant naissance dans la zone de transformation ou dans la zone de liaison peuvent présenter différents aspects :

Les fissures dans la zone de transformation, les fissures sous cordon, les fissures verticales et les fissures transversales.

Comme pour la zone fondue, les causes de fissuration dans le métal de base, peuvent être attribuées à des causes banales et à des causes métallurgiques :

a- Causes banales :

- La corrosion généralisée avec ou sans tensions ;
- La corrosion intercrystalline dans le cas des aciers inoxydables ;
- L'abrasion qui réduit dangereusement l'épaisseur de la pièce ;
- Défauts dans la tôle, inclusions importantes, manque de compacité ;
- Présence de tensions de laminage ou de formage ;
- Fatigues mécaniques... etc.

b- Causes métallurgiques :

- Composition chimique du métal de base ;
- Présence d'hydrogène ;
- Développement de tensions internes. [3].

2. Les procédés d'assemblage par soudage :

L'aspect métallurgique des procédés de soudage est lié, en premier lieu, au cycle thermique imposé au métal de base qui dépend essentiellement du procédé de soudage adopté, c'est – à – dire de la nature et de la formes des calories apportées.

Selon la nature de l'énergie mise en œuvre, les procédés de soudage peuvent être classés comme suit :

Energie thermo-chimique	<ul style="list-style-type: none"> • soudage aux gaz (la flamme oxyacétylénique) • soudage aluminothermique
Energie électrothermique	<ul style="list-style-type: none"> • arc électrique <ul style="list-style-type: none"> ❖ soudage manuel à l'arc avec électrodes enrobées. ❖ Soudage à l'arc sous protection gazeuse (avec réfractaire TIG, avec électrode fusible MIG et MAG) ❖ Soudage à l'arc sous flux. ❖ Autres procédés <ul style="list-style-type: none"> - Soudage au plasma d'arc - Soudage à l'hydrogène atomique - Soudage vertical en moule sous gaz - Soudage à l'arc tournant • Résistance électrique
Energie mécanique	<ul style="list-style-type: none"> • Soudage par friction • soudage par explosion • soudage aux ultrasons • soudage à froid.
Energie focalisée	<ul style="list-style-type: none"> • Bombardement électronique, laser

Tableau I.1 Classification générale des procédés de soudage.[6].

3- Cas du soudage à l'arc électrique :

3.1- Principe :

Un générateur de courant électrique, alternatif ou continu, permet de produire un arc électrique libre entre l'électrode métallique fusible et la pièce. La chaleur dégagée par cet arc fait fondre localement les pièces à souder, créant un bain de fusion et simultanément l'électrode métallique qui fournit le métal d'apport. l'atmosphère gazeuse de l'arc est portée à très haute température et fortement ionisée. La fig. (I.12) représente la pièce, l'arc électrique et le transfert du métal d'apport dans le bain de fusion.

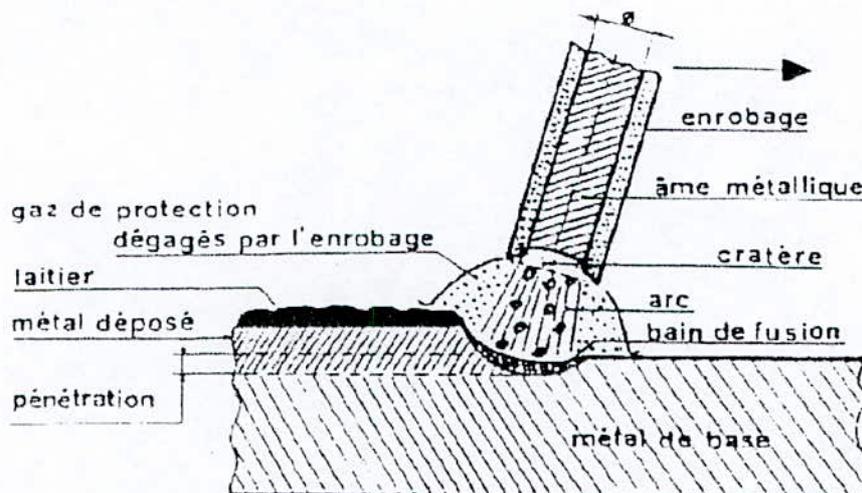


Fig. I.12 Schéma représentant le principe du soudage à l'arc avec électrode enrobée.

3.2- Rôle de l'enrobage :

L'enrobage d'une électrode doit remplir plusieurs fonctions : il doit stabiliser l'arc, produire une couche de gaz et de flux pour protéger l'arc et le métal de la contamination atmosphérique, contrôler les réactions entre la soudure et le métal et introduire éventuellement des éléments d'addition dans la soudure.

3.3- Différents types d'enrobage :

Parmi les enrobages les plus utilisés, on distingue les enrobages suivants :

- Enrobage de type basique : enrobage à base de carbonate de calcium, la teneur en hydrogène dans le métal déposé est inférieure à 5 cm / 100g. Cet enrobage permet d'obtenir d'excellentes caractéristiques mécaniques.
- Enrobage cellulosique : enrobage à base de cellulose dont la combustion dégage de l'hydrogène et de l'oxyde de carbone. Cet enrobage donne un arc puissant,

- facilement contrôlable assurant une pénétration régulière, il convient pour le soudage divers et à forte pénétration.
- Enrobage de type rutile : enrobage à base de l'oxyde de titane. Cet enrobage permet le soudage en toute position. Il ne convient pas pour des pièces soumises à des contraintes élevées.
 - Enrobage oxydant : enrobage à base d'oxyde de fer donnant de faibles caractéristiques mécaniques, mais un excellent état de surface.
 - Enrobage de type acide : enrobage à base d'oxyde de fer et de ferro-alliages. Cet enrobage permet de réaliser une grande vitesse de fusion et convient particulièrement pour les soudures d'angles.
 - Enrobage à haut rendement : enrobage très épais (3mm) comportant un fort pourcentage de poudre métallique. IL permet d'obtenir un rendement élevé (150%) et de caractéristiques mécaniques adaptés.[5].

3.4 Matériel de soudage :

La structure générale d'un poste de soudage électrique à l'arc comprend :

- La source de courant ;
- Les organes de commande ;
- L'outillage de soudage ;
- Eventuellement la source de gaz ou de flux.

3.5 Identification d'un poste de soudage :

Tout poste de soudage comprend une plaque signalétique sur laquelle sont mentionnés les données relatives à l'exploitation avec la norme N.F. A.85 – 011.[]
Parmi les caractéristiques du poste de soudage , nous retiendrons :

◆ Le facteur de marche :

C'est – à – dire le temps pendant lequel le poste peut débiter une intensité donnée sans échauffement excessif. Quand on dit qu'un poste débite 200A à 70% multi – horaire, cela signifie qu'il peut fonctionner normalement 3.5 minutes toutes les 5 minutes.

◆ La tension :

- à vide , celle qu'on mesure du poste de soudage en circuit ouvert.

- en charge, celle qu'on mesure entre l'électrode et la pièce en régime de fonctionnement.

♦ **L'intensité :**

- de soudage, celle fournie par le poste en régime de fonctionnement normal.
- De court – circuit, celle mesurée lorsque le circuit est fermé sans qu'il y ait toutefois production d'arc.

Caractéristique de la source de courant :

La tension diminue lorsque l'intensité croît, une telle caractéristique est dite plongeante. L'intersection avec l'axe des ordonnées donne la tension à vide U_0 et avec l'axe des abscisses l'intensité de court – circuit.

Caractéristique de l'arc :

L'allure de la caractéristique de l'arc varie avec l'atmosphère dans laquelle l'arc jaillit celui – ci.

Point de fonctionnement :

Au cours du soudage , l'intensité de l'arc est donnée par le point F, intersection des caractéristiques relatives de la source (1) avec celle de l'arc (2). F est appelé point de fonctionnement.

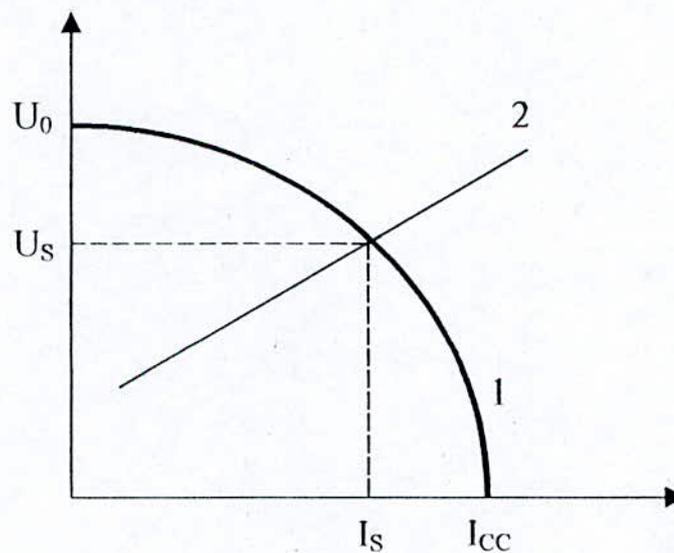


Fig. I.13 point de fonctionnement.

4. Soudabilité des aciers austénitiques au Nickel- Chrome :

4.1 Introduction :

La soudabilité des aciers austénitiques au nickel - chrome est conditionnée par trois phénomènes principaux :

- La sensibilité à la fissuration de la zone fondue ou du métal de base, phénomène en liaison avec la structure ;
- La précipitation des carbures de chrome, cause de la corrosion intergranulaire ;
- La formation d'une phase intermétallique σ , pour des concentrations en chrome et des températures définies, cause de fragilisation de l'acier.

4.2 Classification des aciers inoxydables austénitiques :

Les aciers inoxydables austénitiques au nickel – chrome utilisés dans l'industrie de soudage peuvent être classés en différentes catégories :

- Les aciers austénitiques du type 18 Cr – 8Ni (18% Cr, 8% Ni) avec une ou sans addition d'autres éléments spéciaux, tels que le molybdène, le titane, le columbium, ... etc.
- Les austénites du type 20Cr – 10Ni (20% Cr, 10%Ni) avec ou sans addition d'autre éléments.
- Les austénites de la nuance 16Cr – 13Ni, avec ou sans éléments d'addition.
- Les austénitiques réfractaires, résistants aux hautes températures, dont les plus employés dans le domaine envisagé sont les austénites 24Cr – 12Ni et 25Cr – 20Ni avec ou sans addition de manganèse, molybdène, columbium, ... etc.

4.2 Rôle des différents éléments d'addition :

Le chrome est l'élément fondamental qui caractérise les aciers inoxydables et réfractaires ; il améliore la résistance à la corrosion à 5% de chrome. L'acier présente déjà une plus grande résistance à l'attaque chimique mais il faut atteindre 12 à 13% pour que celui ci possède de réelles qualités d'inoxidabilités. Cette propriété de résistance à l'attaque chimique est due à la formation d'une pellicule superficielle d'oxyde de chrome qui protège l'alliage d'une oxydation ultérieure.

Le diagramme d'équilibre fer – chrome est représenté par la fig. (I.13).

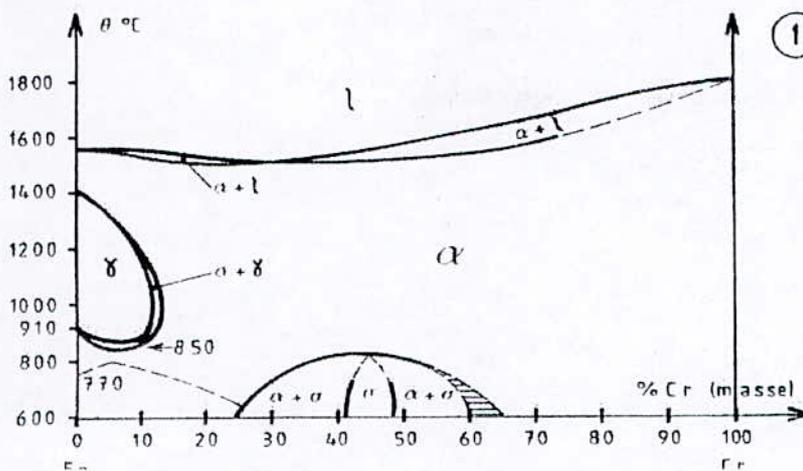


Fig. I.14 Diagramme d'équilibre fer – chrome.[7].

Le chrome, élément « alphagène », c'est-à-dire stabilisateur de la phase α , réduit le domaine γ qui s'étale entre 1400°C et 910°C. Le point A_3 décroît d'abord de 910°C à 850°C quand la teneur en chrome varie de 0 à 8% puis croît à 100°C pour une concentration de 12 à 13% de chrome. Le point de transformation A_4 (transformation $\gamma \rightarrow \delta$), situé à 1400°C pour le fer pur, décroît régulièrement pour rejoindre à 100°C le A_5 pour la concentration de 12% de chrome. Pour des teneurs plus élevées en chrome, une nouvelle phase σ apparaît aux environs

de 45% de chrome, donnant une solution solide entre 42 et 48% ou des phases mixtes $\alpha + \sigma$ en deçà et au delà de ces valeurs. Cette partie du diagramme est très importante par l'apparition de la phase σ , qui entraîne la fragilisation de l'alliage fer – chrome.

En résumé, dans le système fer – chrome, jusqu'à 12% de chrome, l'alliage est ferritique aux températures inférieures à A_3 , puis devient austénitique dans la boucle

$A_3 - A_4$. Dans l'intervalle 12 – 13% de chrome, l'alliage est biphasé et susceptible de transformation, sa structure est martensitique très fine. Au delà de 13%, l'alliage est à phase unique ferritique sans point de transformation.

❖ Le nickel est un élément « gammagène », c'est-à-dire stabilisateur de la phase austénitique, qui tend à accroître le pouvoir trempant de l'acier en abaissant la vitesse critique de tremp. L'addition de nickel au diagramme fer – chrome à 18% de chrome, élargit le domaine γ et fait disparaître progressivement le domaine α et $\alpha + \text{carbone}$, et l'eutectoïde S se déplace vers le bas (fig. I.14).

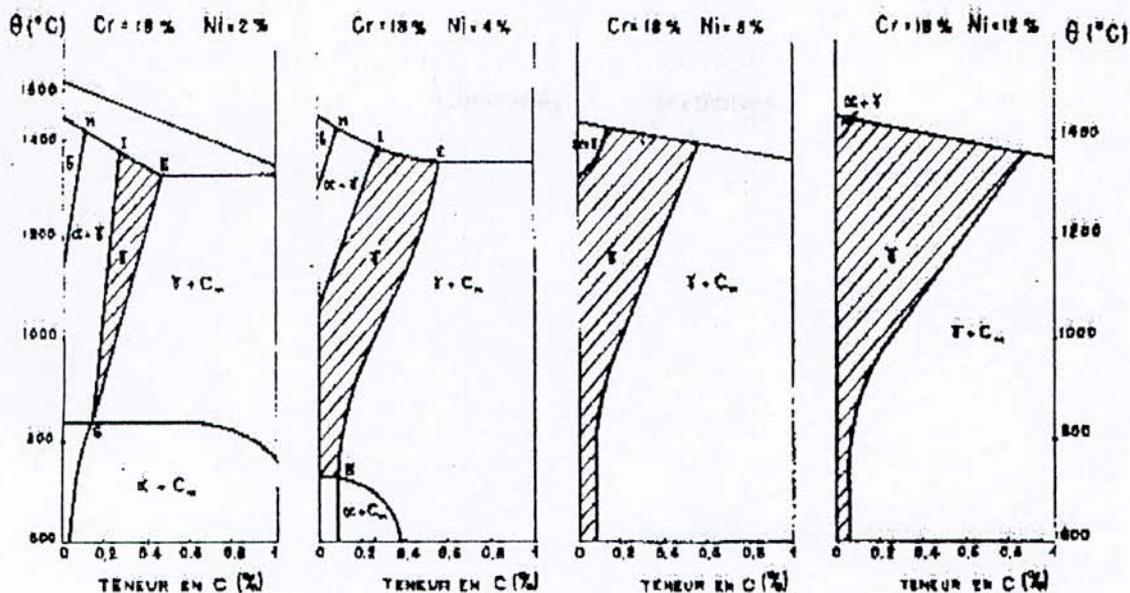


Fig. I.15 Influence du nickel sur le développement du domaine γ de l'acier à 18% de chrome. [7].

En résumé, le nickel stabilise la phase austénitique donnant l'acier classique type 10 Cr – 18 Ni. Ces austénites ne présentent pas de point de transformation et seraient donc sensibles au grossissement des grains par surchauffe. L'action affinante du nickel réduit notablement cette tendance au grossissement des grains, comme cela pourrait se produire lors de la soudure.

Le carbone, élément « gammagène », élargit, d'une part, le domaine γ des alliages fer - chrome et donne, d'autre part, avec les composés fer - chrome plusieurs carbures complexes. La cémentite au chrome $(Fe, Cr)_3$, est obtenue pour les alliages à faible teneur en chrome ($Cr \leq 10\%$), pour des concentrations plus élevées, des carbures riches en chrome $(Cr, Fe)_7 C_3$, $(Cr, Fe)_4 C_4$.

- ❖ Le molybdène et le silicium ajoutés pour des raisons de corrosion sont des éléments alphagènes et vont donc modifier l'équilibre des nuances.
- ❖ Le cuivre, jusqu'à 2 à 3 %, est lui aussi utilisé pour améliorer la résistance à la corrosion ; il est gammagène, mais son action est faible ; en général son influence est négligée, tout au moins en première approximation.
- ❖ Le manganèse, formant des sulfures $Mn S$ plus stables, permet d'éviter la présence de sulfure de chrome à basse température de fusion ($1150^\circ C / 1250^\circ C$) responsables de décohésion lors des opérations de formage à chaud (forgeage, laminage, ...).

Le manganèse a une action gammagène, il est utilisé soit pour augmenter la solubilité de l'azote, soit pour remplacer une partie du nickel.

- ❖ L'azote, soit à l'état d'impureté incontrôlée, soit à l'état d'addition volontaire à une action gammagène puissante. Il est en solution solide interstitielle à haute température. Il peut-être maintenu en solution métastable par trempé ou précipité sous forme de nitrure de chrome Cr N.
- ❖ Les éléments carburigènes titane et niobium ont la propriété de former des carbures Ti C ou Nb C plus stables que le carbure de chrome $M_{23} C_6$. ils sont donc utilisés pour éviter la formation de carbure de chrome. Les éléments ont une action alphagène importante dont il faut tenir compte.

4.3 Phénomènes de fissuration à chaud :

Le type de fissuration se produit à haute température ($> 1100^{\circ}\text{C} - 1200^{\circ}\text{C}$) au cours du refroidissement les fissures sont interdendritiques et suivent les joints de solidification dans le cordon de soudure.

Le phénomène est dû à des ségrégations au cours de la solidification conduisant à un enrichissement des joints en structures à bas point de fusion avec élargissement de l'intervalle de solidification. Les éléments néfastes sont : P , S , Nb , Si , B , ... etc.

En effet ces éléments forment souvent des eutectiques à bas point de fusion entraînant la décohésion des grains sous l'influence des contraintes de retrait.

4.4 Le diagramme de Schaeffler :

Le diagramme a une importance capitale dans le soudage des aciers au nickel – chrome pour délimiter les conditions de réalisation des assemblages homogènes et hétérogènes avec des électrodes austénitiques.

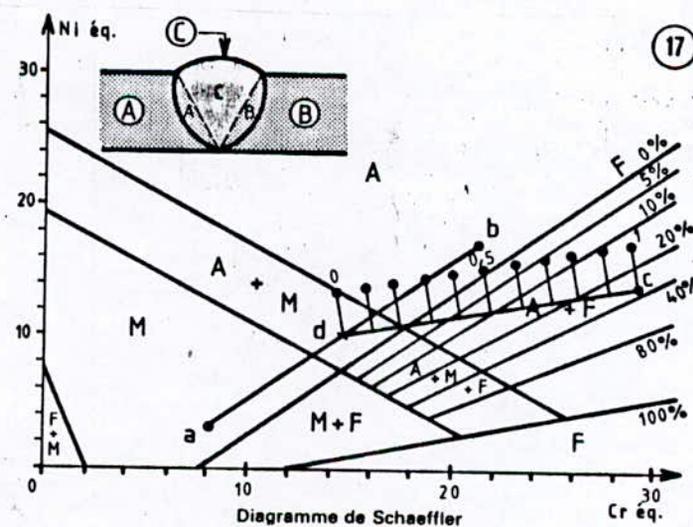


Fig. I.16 Diagramme de Schaeffler.[3].

Il donne la constitution des joints soudés des alliages Ni – Cr en fonction de Ni équivalent (effet pondéré des γ - gènes) et de Cr équivalent (effet pondéré des α - gènes).

$$(Ni)_{eq} = \%Ni + 30 (\%C + \%N) + 0.5 (\%Mn).$$

$$(Cr)_{eq} = \%Cr + 2 (\%Mo) + 1.5 (\%Si) + 0.5 (\%Nb).$$

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.

La représentation classique du diagramme de Schaeffler est donnée par la figure (I.16) qui délimite les domaines des diverses phases par des droites. 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 austénitique pure au domaine austéno – ferritique.

Plusieurs formules ont été proposées pour calculer le pourcentage de ferrite dans les aciers austéno – ferritiques, sans avoir recours au diagramme.

En particulier, Thomas [3] 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 :

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

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 austénoferritiques, cette limite s'exprime par la fonction linéaire qui représente la droite $\delta = 0\%$.

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

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

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

Représente la teneur en ferrite du métal fondu.

- ❖ Si le (Cr) est inférieur à $(Cr)_c$, le point figuratif se trouve dans la zone austénitique. La plupart des études faites dans le domaine du soudage des aciers austénitiques, tendent à définir le pourcentage de ferrite nécessaire pour éviter les microfissures dans la zone fondue et éviter, par ailleurs, la formation de la phase σ . [3].

Chapitre II

Techniques expérimentales

1. Identification du métal de base (MB):**1.1 Choix du métal de base :**

Le métal de base est un acier inoxydable austénitique de nuance Z 7 CND19.10.

1.2 Composition chimique du métal de base :

L'analyse chimique de l'acier Z 7 CND 19.10 a donné la composition chimique suivante :

Eléments	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P / S
(%)	0.07	0.5	0.2	19	10	-	-

Tableau III.1 Composition chimique du métal de base.

1.3 Propriétés physiques et mécaniques du métal de base :

1 / Propriétés physiques :

- La température de fusion $T_f = 1430^\circ\text{C}$;
- La densité moyenne $d_m = 7.93$;
- Le coefficient de dilatation $\alpha = 16.9 \cdot 10^{-6}$;

2 / Propriétés mécaniques :

- Charge à la rupture $R = 55 \text{ Kg} / \text{mm}^2$;
- Limite élastique $E = 22 \text{ Kg} / \text{mm}^2$;
- L'allongement $A(\text{ sur } 5d) = 48\%$.

2. Identification du métal d'apport (MA)

2.1 Choix du métal d'apport:

le métal d'apport est une électrode de type rutile OK 61.30 fournie par le S.N.S.

Elle est la plus adaptée pour le soudage des aciers inoxydables austénitiques.

Principales applications:

- * Donne des résultats acceptables pour les aciers austénitiques stabilisés au niobium ou au titane;
- * Convient également pour les aciers à 13% de chrome à condition qu'il n'y ait pas de risque d'attaque par le soufre à haute température;
- * Convient pour toutes positions jusqu'au diamètre 3.25 à plat pour diamètre 4 mm;
- * Cette électrode présente une excellente résistance à l'oxydation;
- * Dépose des cordons de très bel aspect avec un laitier auto détachable.

2.2 Composition chimique du métal d'apport:

la composition du métal d'apport est:

éléments	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P/S
%	0.03	0.7	0.7	19	10	-	-

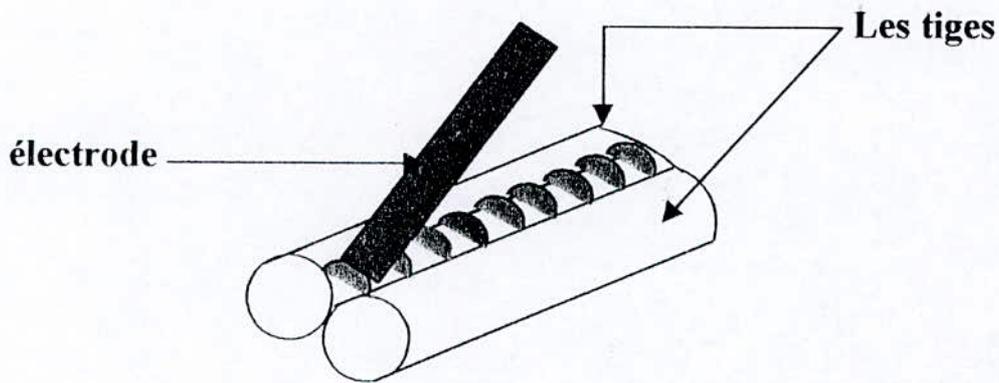
Tableau II. 2 Composition du métal déposé.

2.3 Caractéristique mécanique du métal déposé:

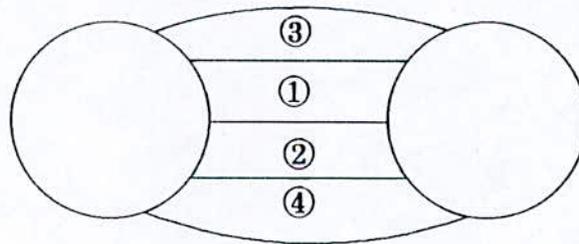
- * Allongement rémanent 0.2% = 420 N / mm².
- * Allongement rémanent 1% = 440 N / mm².
- * Charge à la rupture = 560 N / mm².
- * Allongement 5 x D = 45%.
- * Résilience Charpy = + 20°C, 80 J; -196°C, 35 J.

3. Procédé de soudage :

Notre choix s'est porté sur le soudage à l'arc car ce dernier est largement utilisé dans la concentration des assemblages. Nous avons adopté le procédé du soudage manuel avec une électrode enrobée de type rutile. La figure (II.1.a) montre la manière dont les deux tiges ont été soudées. L'exécution de la soudure s'est faite en quatre passes, deux passes d'en haut et deux passes du bas (figure II.1.b). La soudure a été réalisée au C.S.C (centre de soudage de Chéraga)



- a -



- b -

Fig.II.1 échantillon après soudage.

4. Méthodes de caractérisation de la zone soudée :

4.1 Macrostructure :

L'attaque chimique d'un échantillon pour relever la structure macrographique fait apparaître entre autre les zones constitutives de la soudure qui se manifeste par des intensités d'attaque ou de coloration différentes les unes des autres. Ces différences traduisent les variations de constitution et de structure engendrées par l'opération de soudage.

De plus, l'examen macrographique fournit des informations sur les anomalies géométriques ou physique des soudures et d'autre part , sur leurs conditions d'exécutions[]

Compte tenu des renseignements qu'il fournit, l'examen macrographique des soudures est utilisé pour diverses raisons.

Tout d'abord, il précède et guide l'examen micrographique quel que soit l'objet de ce dernier (recherche, expertise, contrôle ou renseignement).

De même, la macrographie est indispensable pour situer les éprouvettes d'essais de dureté sous cordon et des divers essais mécaniques.[]

4.1.1 Prélèvement des échantillons :

Des deux bâtonnets soudés, on a prélevé, à l'aide d'une tronçonneuse manuelle, trois coupe transversale de l'échantillon soudé. Ceci afin d'étudier les propriétés métallographiques et mécaniques du cordon de soudure.

4.1.2 Polissage :

On a procédé à un polissage grossier des échantillons avec du papier abrasif de granulométrie croissante 80 puis 120 et enfin 180.

4.1.3 Attaque chimique :

Il est bien connu que les aciers inoxydables sont difficile a attaquer chimiquement. Pour cette raison, nous avons testé différents réactifs usuels mais sans succès apparent. Nous avons finalement opté pour un solution d'acide chlorhydrique relativement concentrée (1.19 N). Les meilleurs résultats ont été obtenus en trempant l'échantillon poli dans le bain d'acide préchauffé à une température de 70° pendant 30 mn. Ainsi, il est possible de distinguer les différentes zones de la partie soudée. En particulier, les différentes passes.

5. Microstructure :

L'examen de la microstructure à pour but principal la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions non métalliques lors de l'observation au microscope optique.

5.1 Polissage :

On a procédé à un polissage des échantillons avec du papier abrasif de granulométrie croissante 120, 180, 320, 400, 600, 1000 et enfin 1200. La finition a été réalisée à l'aide de la patte diamantée.

5.2 Attaque chimique :

La solution d'attaque utilisée est un réactif spécifique, appelé réactif de LORY. la durée d'attaque est de 10 à 15 mn.

6. Essai de dureté :

6.1 Introduction :

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

Une augmentation de la dureté est généralement associé à une moindre ténacité, aussi, l'accroissement de la dureté, observée dans les zones thermiquement affectées par le soudage, peut être l'indice d'un risque de fissuration à froid sous cordon ou de corrosion sous tension, d'où l'intérêt de la détermination de cette dureté.

On a utilisé un duromètre à affichage digital et on a pris trois mesure pour chaque zone pour les trois échantillons. Les mesures de dureté HRB sont effectuées sous une charge de 100Kgf.

7. 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.

7.1 Préparation des échantillons :

La préparation de l'échantillon s'est effectuée de la même manière que pour l'examen micrographique à savoir : polissage avec du papier abrasif de granulométrie 320, 400, 600, 800, 1000 suivie d'un polissage de finition à la patte diamantée.

7.2 Type d'essai de charge :

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

7.3 Mode opératoire :

On a effectuée un balayage de la microdureté le long de l'échantillon, comme montré sur la figure ci - dessous, avec un pas de 1 mm.

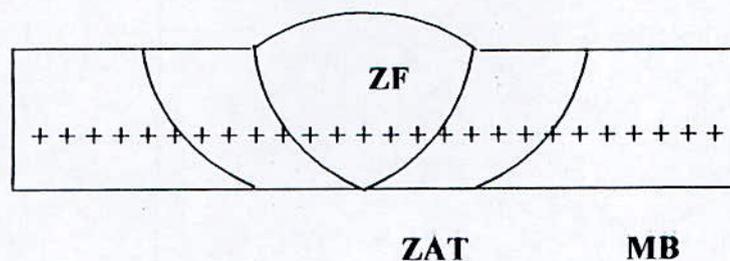


Fig. (II.2) profil de microdureté.

Chapitre III
Résultats et interprétations

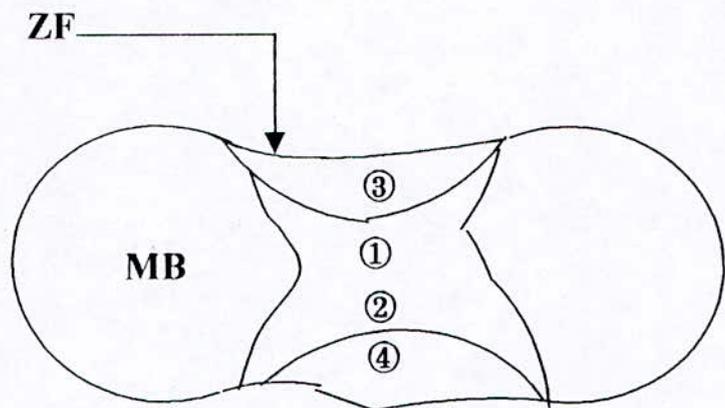
1. Interprétation des macrostructures:

Après l'attaque chimique, l'observation à l'œil nu de la zone soudée montre que les zones fondues présentent une coloration plus accentuée que celle du métal de base. On peut alors mettre en évidence :

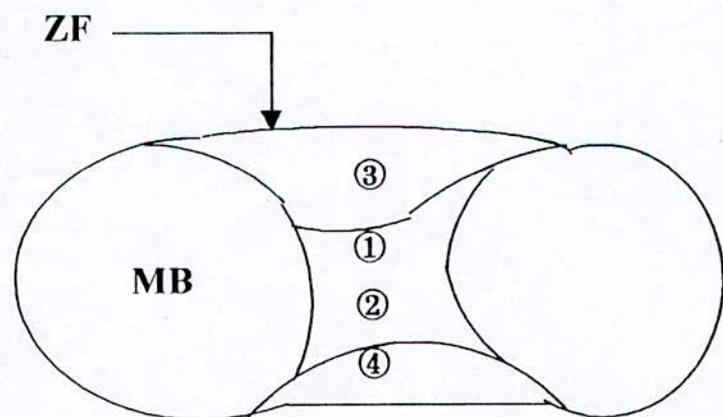
Les lignes séparant la zone fondue de la zone du métal de base.

Les lignes qui séparent les zones des différentes passes. Ici il faut remarquer que la première passe se confond avec la deuxième. Cette structure montre également que plus l'écartement entre les deux tiges est élevé plus la zone groupant les deux premières passes est plus grande. Ceci s'explique par le fait que l'opérateur agit pour placer une quantité de métal d'apport plus importante pour réaliser la jonction entre les deux tiges.

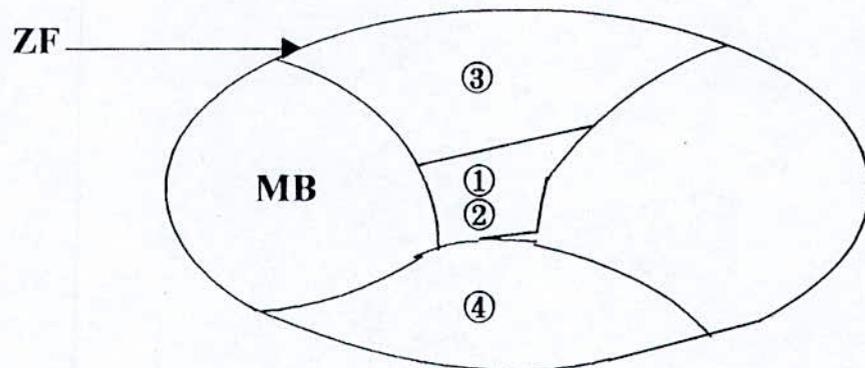
Echantillon 1



Echantillon 2



Echantillon3



2. Interprétation des microstructures :

Les microstructures font apparaître deux zones distinctes à savoir :

- La zone fondue ;
- le métal de base.

2.1 La zone fondue :

La zone fondue se caractérise par des zones distinctes où l'on observe des grains d'austénite orientés au hasard à cause du refroidissement rapide, ensuite apparaît nettement une zone où les grains sont orientés et de plus en plus allongés vers le centre du cordon.

Les grains d'austénite se forment sous la base de la phase ferritique qui germe préférentiellement aux joints de grains de la phase austénitique.

2.2 Calcul du taux de ferrite :

D'après la définition de Thomas [], on a:

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

On trouve $(Ni)_{\max} = 13.4$.

La teneur en ferrite serait alors:

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

On calcule l'équivalent chrome et l'équivalent nickel:

$$(Ni) = \%Ni + 30 (\%C + \%N) + 0.5 Mn\%$$

$$(Cr) = \%Cr + 2 (\%Mo) + 1.5 (\%Si) + 0.5 (\%Nb)$$

On trouve alors:

$$(Ni) = 12.1$$

$$(Cr) = 19.3$$

D'où le taux de ferrite:

$$F\% = 13.4 - 10 = 3.4$$

$$(Cr)_c = 0.93 (Ni) + 6.7 = 0.93 \cdot 12.1 + 6.7$$

$$\Rightarrow (Cr)_c = 17.953$$

on remarque que (Cr) est supérieur à $(Cr)_c$.

$$(Cr) = 19.3 \quad \text{et} \quad (Cr)_c = 17.953$$

donc on est dans la phase austéno – ferritique et on a dans ce cas le taux de ferrite

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

$$= 3[19.3 - 17.953]$$

On trouve $\delta\% = 4.041$.

Le pourcentage de ferrite donnée par le diagramme de Schaeffler est $\delta\% = 4.2$.

2.3 Interzone métal de base et ZAT :

La ZAT est difficile à mettre en évidence pour ce type d'aciers. ceci en raison du fait que l'attaque chimique ne parvient pas à mettre clairement en évidence les joints des grains, particulièrement dans le métal de base qui est essentiellement austénitique, donc très résistant à la corrosion.

Cependant, on observe une séparation nette entre la zone fondue et la zone du métal de base affecté ou non.

Sur les planches micrographiques (fig.III), la ferrite, fortement attaquée apparaît avec une coloration sombre donnant l'impression de simples joints de grains.

Cependant, dans certaines zones où la phase ferritique est plus prépondérante, elle apparaît au microscope métallographique avec une coloration grisâtre caractéristique (fig.III).

Du fait que les joints austénite / austénite ne sont pas révélés, il est difficile de résoudre la taille moyenne des grains, que ce soit dans la zone fondue ou dans l'interzone (métal de base / ZAT).

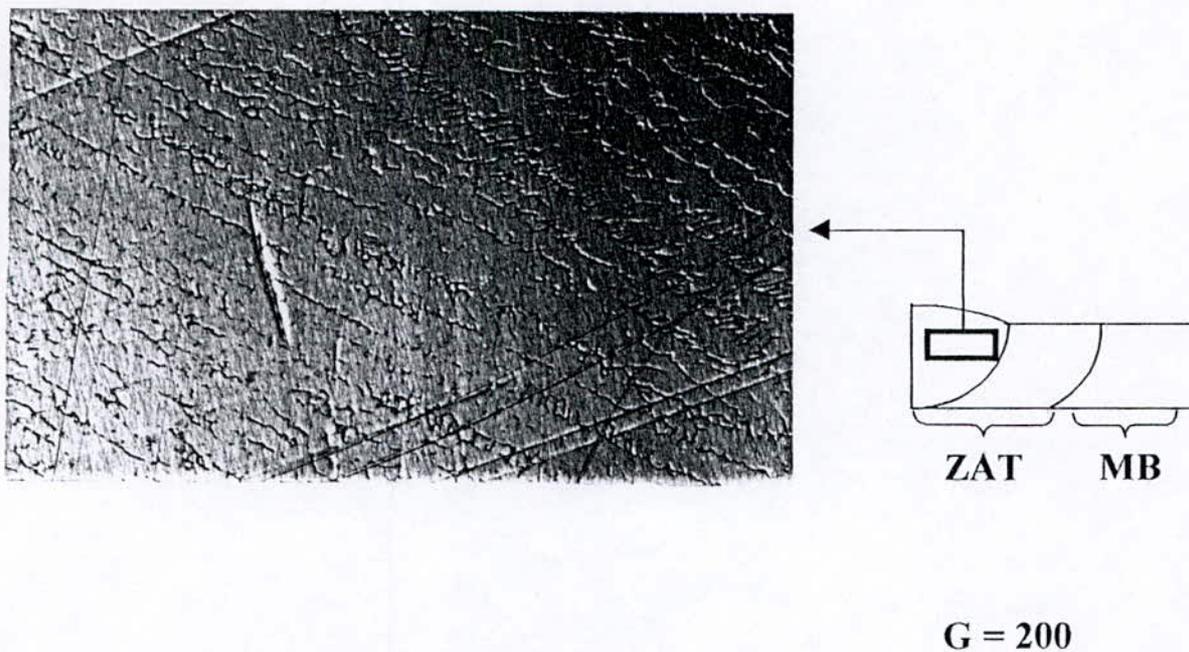


Fig. III.1 microstructure de la zone fondue.

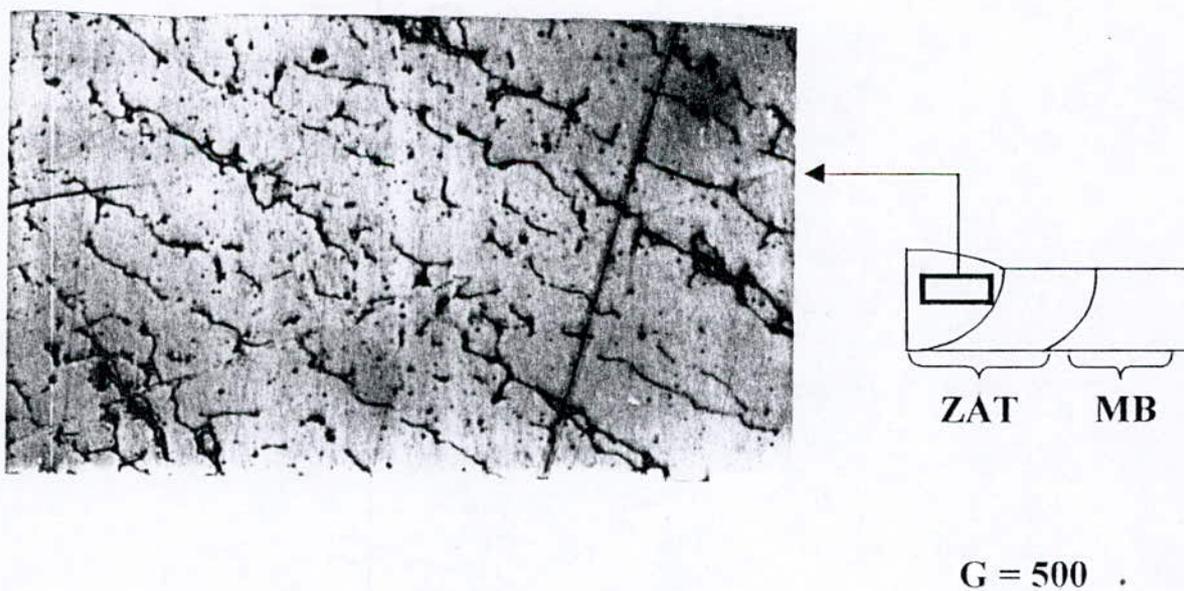
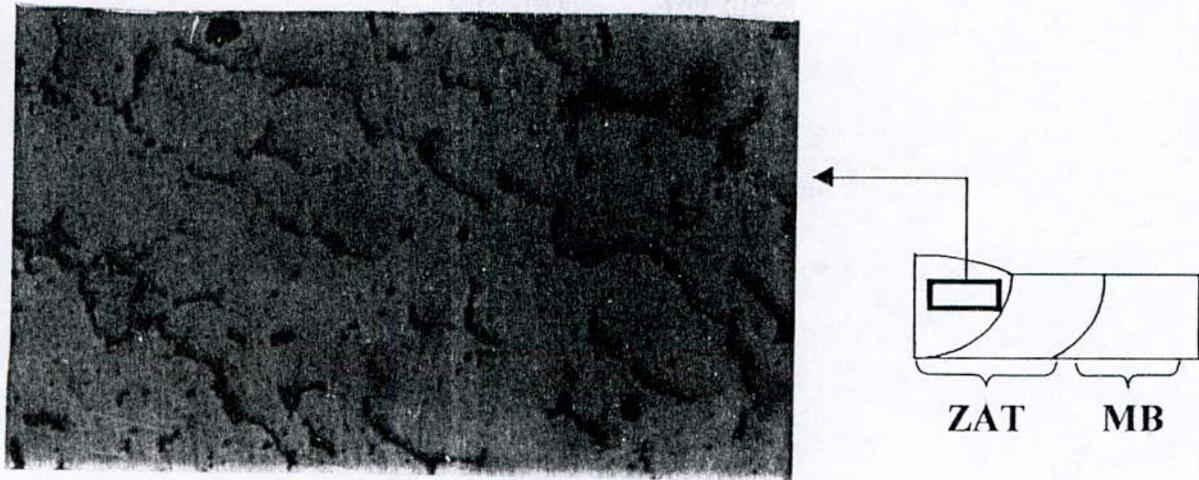
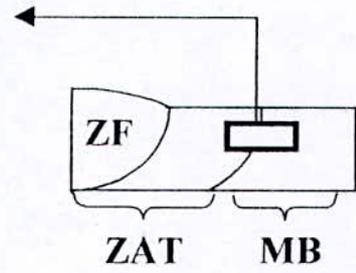


Fig.III.2 microstructure de la zone fondue.



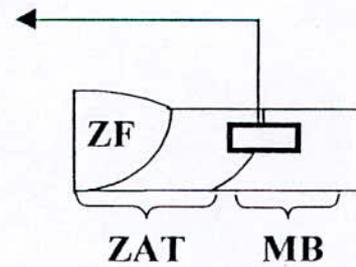
G = 1000

Fig.III.3 microstructure de la zone fondue.



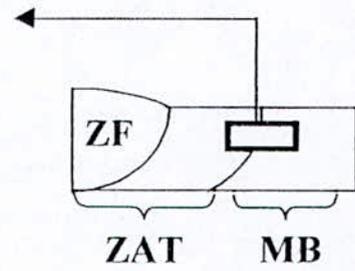
G = 200

Fig.III.4 microstructure de l'interzone MB / ZAT.



G = 500

Fig.III.5 microstructure de l'interzone MB / ZAT.



G = 1000

Fig.III.6 microstructure de l'interzone MB / ZAT.

3. Résultats de l'essai de dureté :

Les résultats obtenus sont présentés sur les tableaux suivants :

Eprouvette	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZAT	ZF	ZF	ZF
Dureté HRB	70.4	71.6	72.9	75.3	74.8	76.0	78.5	78.8	78.6

Tableau III.1 Dureté sous cordon – échantillon 1.

Eprouvette	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZAT	ZF	ZF	ZF
Dureté HRB	71.3	71.9	70.7	73.4	76.5	75.8	77.8	79.4	79.6

Tableau III.2 Dureté sous cordon – échantillon 2.

Eprouvette	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZAT	ZF	ZF	ZF
Dureté HRB	69.8	70.4	71.6	73.7	72.8	76.8	78.8	79.6	77.1

Tableau III.3 Dureté sous cordon – échantillon 3.

Les mesures de dureté nous ont permis de constater une évolution progressive depuis le métal de base. On observe en effet trois Zones de dureté :

- le métal de base : la dureté moyenne = 71HRB ;
- la zone affectée thermiquement : la dureté moyenne = 75 HRB ;
- la zone fondue : la dureté moyenne = 78 HRB.

Ces valeurs sont proches de celles obtenues sur un acier de la même famille de type 18 – 8.

4. Résultats de l'essai de microduretés :

Les résultats obtenus pour la première filiation sont présentés sur les tableaux ci-dessous, pour les trois échantillons.

Eprouvette	MB	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZF	ZF
(HV)	166.8	167.6	168.2	169.7	172.5	174.2	178.3	175.4
Eprouvette	ZF	ZF	ZAT	ZAT	MB	MB	MB	MB
(HV)	171.9	169.9	169.2	168.8	168.2	167.5	167.1	166.8

Tableau III.4 Profil de microdureté – échantillon 1.

Eprouvette	MB	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZF	ZF
(HV)	185.2	186.3	185.9	186.1	189.4	191.1	195.2	197.6
Eprouvette	ZF	ZF	ZAT	ZAT	MB	MB	MB	MB
(HV)	196.5	188.8	189.4	187.3	186	186.1	186.2	185.7

Tableau III.5 Profil de microdureté – échantillon 2.

Eprouvette	MB	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZF	ZF
(HV)	168.2	170.1	169.6	170.5	172.3	177.3	180.7	176
Eprouvette	ZF	ZF	ZAT	ZAT	MB	MB	MB	MB
(HV)	174.4	174.8	170.8	171.2	168.7	169.1	168.4	167.9

Tableau III.6 Profil de microdureté – échantillon 3.

Les résultats obtenus pour la deuxième filiation sont présentés sur les tableaux ci – dessous , pour les trois échantillons.

Eprouvette	MB	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZF	ZF
(HV)	166.9	168.7	166.3	169.9	173.2	174.5	179.8	181.2
Eprouvette	ZF	ZF	ZAT	ZAT	MB	MB	MB	MB
(HV)	183.7	180.9	178.6	173.6	167.8	168.2	165.7	165.2

Tableau III.7 Profil de microdureté – échantillon 1.

Eprouvette	MB	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZF	ZF
(HV)	167.9	176.8	178.5	178.9	179.9	181.2	183.4	185.2
Eprouvette	ZF	ZF	ZAT	ZAT	MB	MB	MB	MB
(HV)	184.3	180.9	178.3	178.3	176.7	171.8	169.9	168.5

Tableau III.8 Profil de microdureté – échantillon 2.

Eprouvette	MB	MB	MB	MB	ZAT	ZAT	ZF	ZF
(HV)	168.9	168.6	168.3	169.3	171.5	173.4	179.9	180.7
Eprouvette	ZF	ZF	ZAT	ZAT	MB	MB	MB	MB
(HV)	180.6	178.9	175.2	172.3	169.2	168.4	167.3	167.4

Tableau III.9 Profil de microdureté – échantillon 3.

5. Interprétation des microduretés :

Les courbes de microdureté ont la forme d'une cloche.

- la base représente le métal de base non affecté.
- La zone affectée correspondrait à la plage qui s'étend jusqu'au point d'inflexion de la courbe de microdureté.
- La partie centrale représente la zone fondue.

Les courbes ci – dessous décrivent le profil de microdureté des échantillons soudés. On remarque bien que la microdureté augmente en allant du métal de base jusqu'à la zone fondue, ceci est confirmé par la théorie qui nous renseigne que la dureté croit en fonction de la température maximale atteinte.

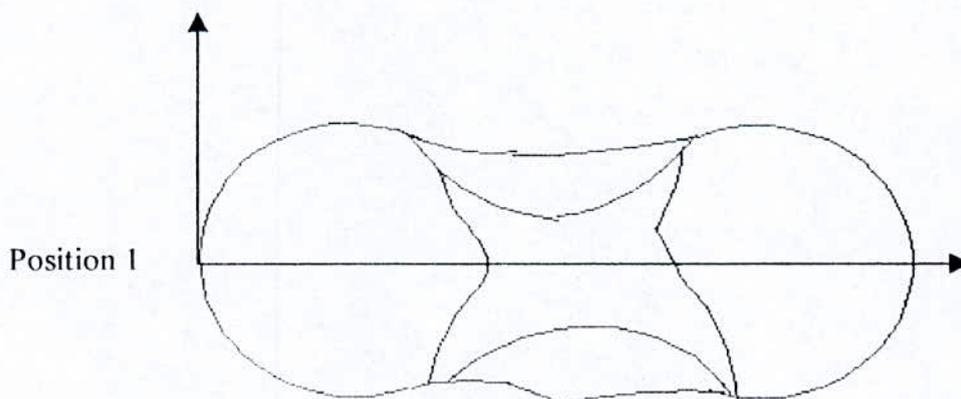
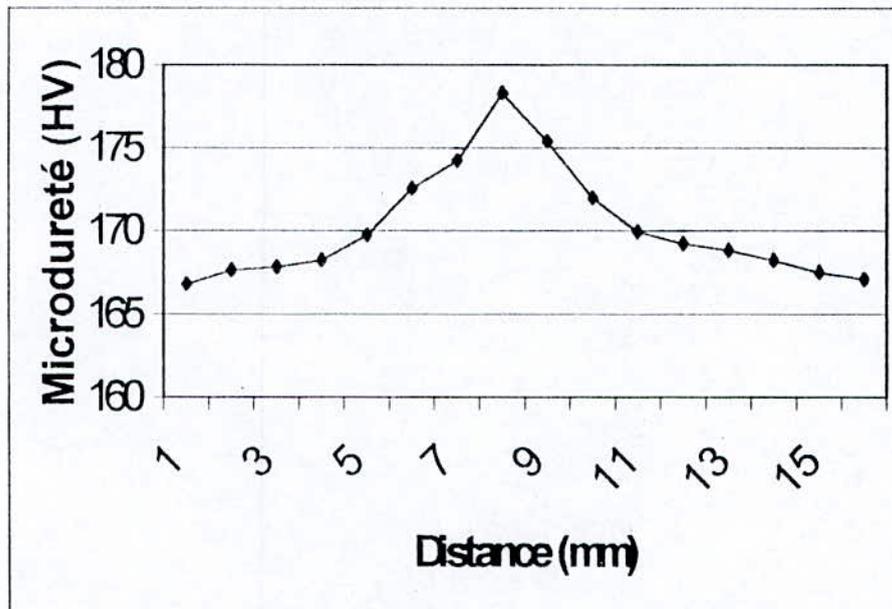


Fig. III. Profil de microdureté échantillon 1

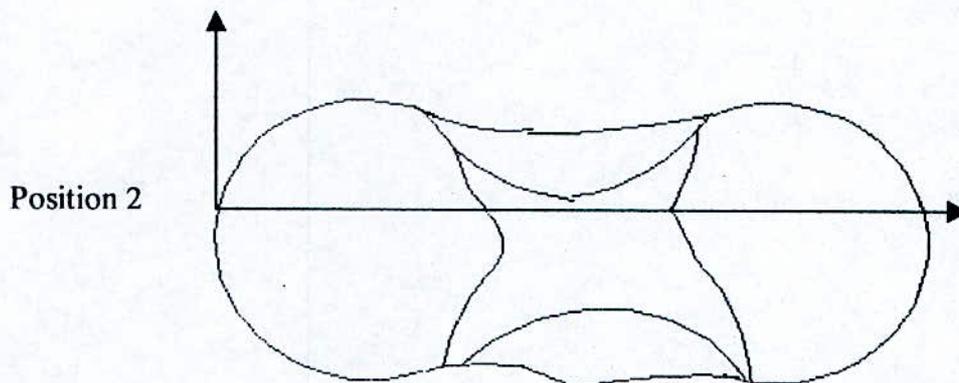
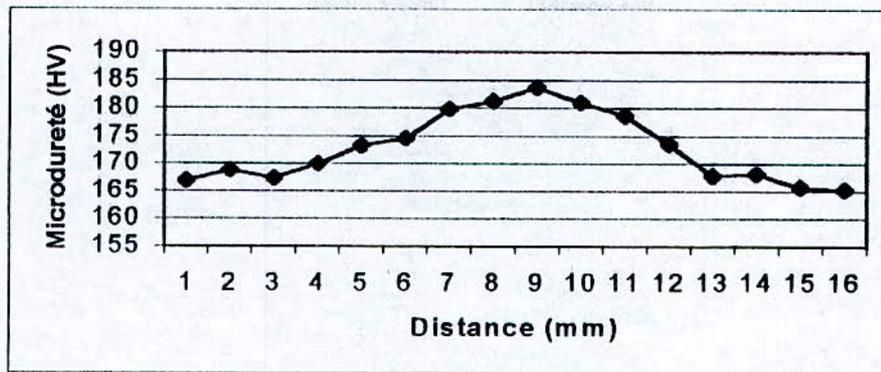


Fig. III. Profil de microdureté échantillon 1

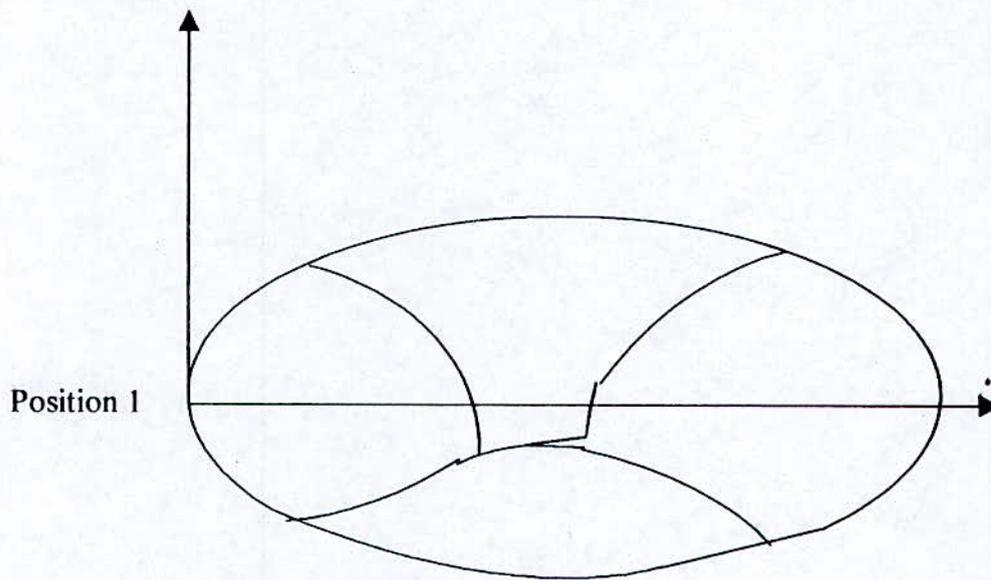
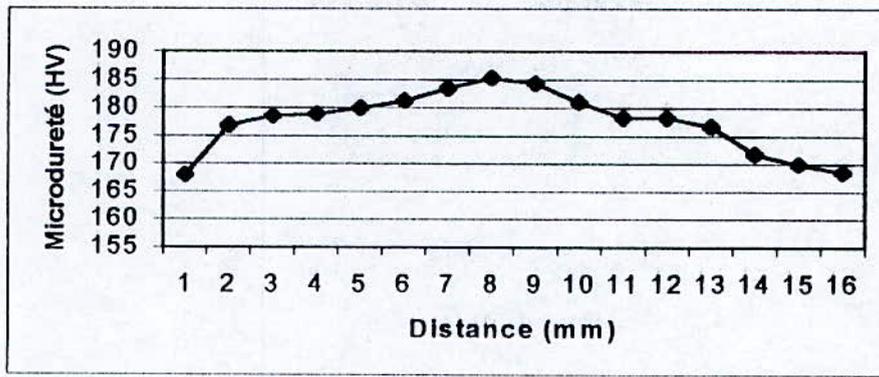


Fig. III. Profil de microdureté échantillon 3

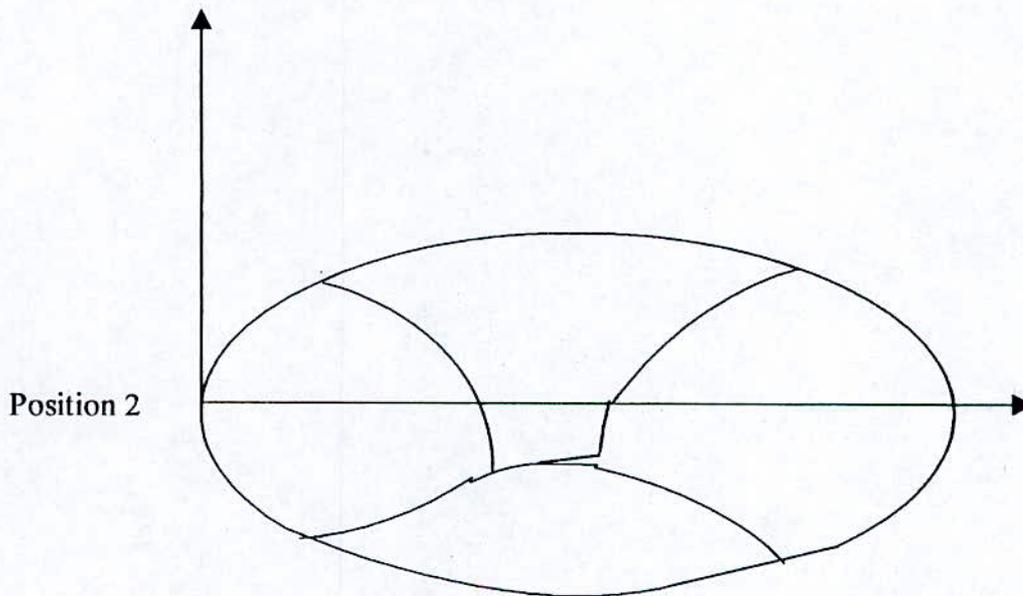
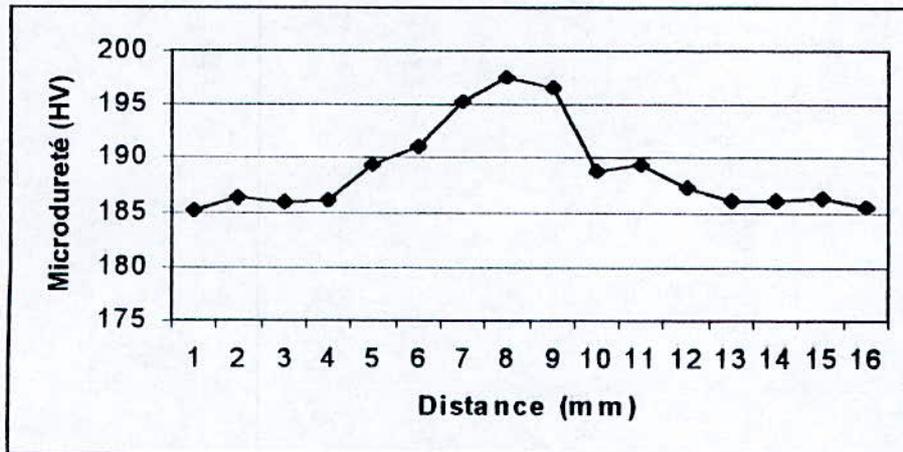


Fig.III. profil de microdureté échantillon 3

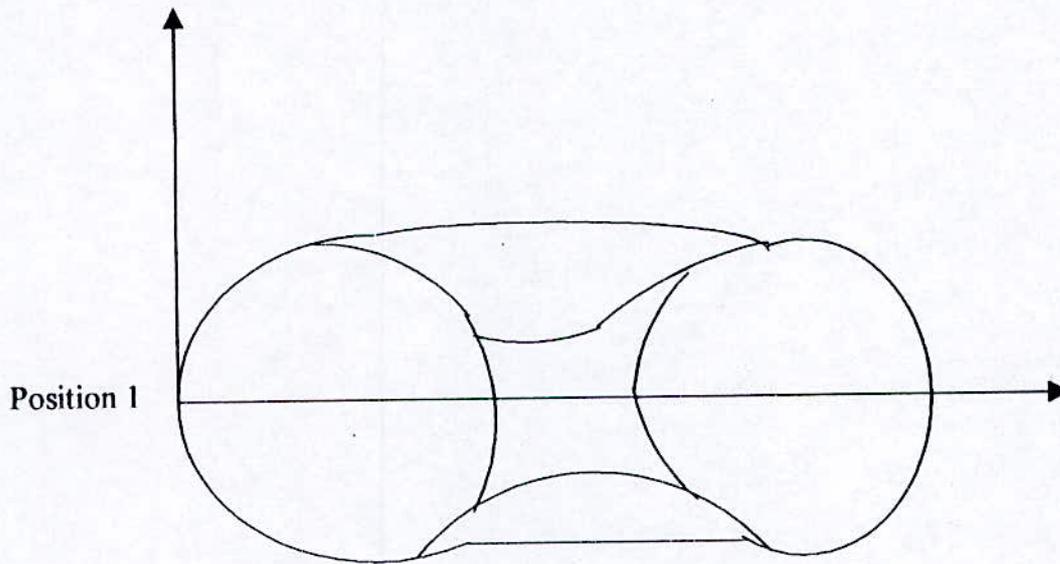
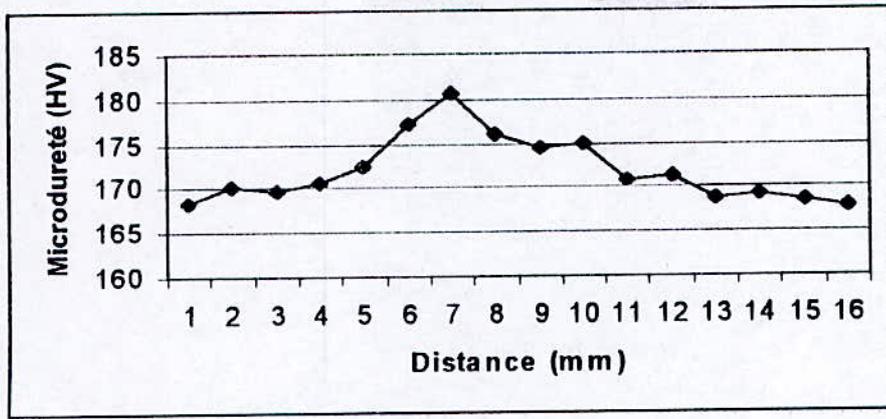


Fig.III. profil de microdureté échantillon 2

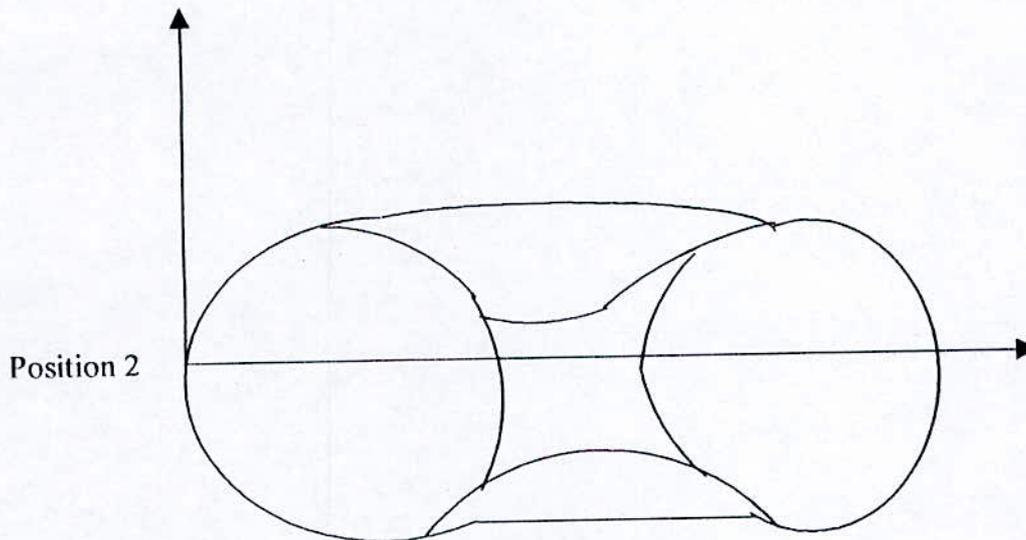
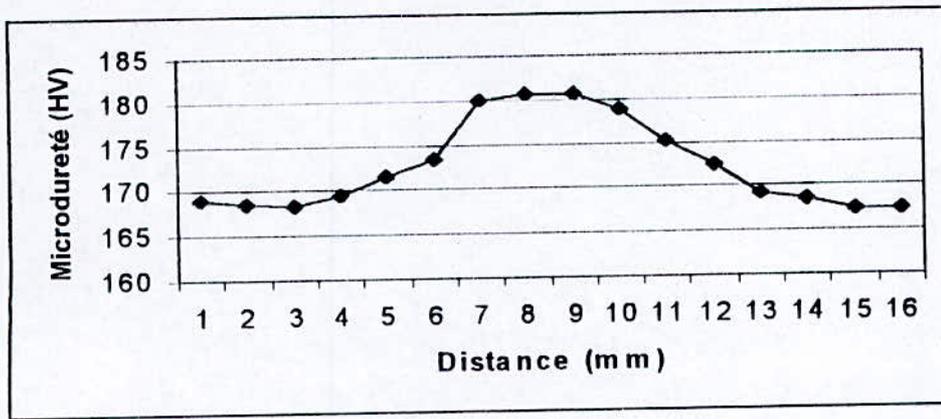


Fig.III. profil de microdureté échantillon 2

A partir des tests de microduretés, on peut estimer l'étendue de la zone thermiquement affectée.

En moyenne l'épaisseur de la ZAT est de l'ordre de 3mm.

Conclusion

Conclusion

Dans ce travail, on s'est intéressé à l'étude des caractéristiques mécaniques et métallographiques de la zone thermiquement affecté d'un joint soudé d'un acier inoxydable.

Notre étude a relevé en général :

- Des micrographies en conformité avec la théorie ;
- Un profil de microdureté conforme aux microstructures.

Les résultats des essais mécaniques ont permis de relever

- Une grande dureté au niveau du cordon de soudure, environ 78 HRV ;
- Une grande microdureté au niveau de la soudure, environ 180 HV ;
- Une très faible largeur de la ZAT ; environ 2 mm.

Des difficultés survenues au cours de cette étude ont empêché de pousser plus notre étude, on cite :

- Utilisation du soudage manuel, ce qui induit inévitablement des défauts - si minimes Soient - ils - qui entraînent la formation de contraintes internes ou des fissures
- La non disponibilité des réactifs d'attaques pour la mise en évidence des macrostructures des échantillons soudés.
- Pour des raisons techniques et de délais, nous avons pas pu traiter d'autres essais tel que :
 - Essai de traction et de résilience
 - Profil de la taille moyenne des grains.

En fin, il est souhaitable que notre étude soit complétée par d'autres, à fin de mettre en évidence le phénomène de fissuration, à nos jours reste le problème qui a une grande influence dans les assemblages soudés. Et l'on est de même pour une autre étude sur l'influence des différents paramètres de soudage.

Liste bibliographique

- [1] C. CHAUSSIN, G. HILLY ; métallurgie ; 1- alliages métalliques , 10^{ème} édition ; Lunod 1976.

- [2] R. VARISILLZA ; soudage , éléments de conception et de réalisation ; DUNOD 1982.

- [3] D. SEFERIAN ; métallurgie de la soudure; FUNOT 1982.

- [4] J. BARRALIS ; précis de métallurgie de soudage 5^{ème} édition ; NATHAN 1990.

- [5] H. GRANJON ; base métallurgique du soudage ; EYROLLES 1989.

- [6] A. VALLINI ; joints soudés , contrôle métallurgique, résistance ; DUNOT 1968.

- [7] J. BARRALIS ; précis de métallurgie, 6^{ème} édition ; NATHAN.

- [8] N.N RYLAKYNE ; calculs des processus thermiques du soudage, soudage et technique connexe N 1 / 2, 1961.

- [9] A CHIPMAN metals handbook ; Vol 10, eight edition.

- [10] J TROULYERE « procédés de jonction » Delagrave 1979.